

**Этот электронный документ
предназначен только для
частного использования
в образовательных целях.**

**ЛЮБАЯ ФОРМА ПРОДАЖИ
И ПЕРЕПРОДАЖИ ЭТОГО
ЭЛЕКТРОННОГО ДОКУМЕНТА
ЗАПРЕЩЕНА!**

СНУВАК

[ПЕРЕЙТИ К ОГЛАВЛЕНИЮ](#)

СВАРКА И СВАРИВАЕМЫЕ МАТЕРИАЛЫ

Справочник в 3-х томах

Под общей редакцией докт. техн. наук *В. Н. Волченко*

Том I Свариваемость материалов

Том II Технология и оборудование

Том III Автоматизация. Качество. Безопасность

Редакционный совет:

Академик Г. А. Николаев — председатель, МГТУ им. Н. Э. Баумана

Докт. техн. наук В. Н. Волченко — зам. пред., МГТУ им. Н. Э. Баумана

Канд. техн. наук В. Н. Бернадский — ИЭС им. Е. О. Патона

Докт. техн. наук А. С. Зубченко — НПО ЦНИИТМАШ

Докт. техн. наук Э. С. Каракозов — НПО «Ремдеталь»

Докт. техн. наук Э. Л. Макаров — МГТУ им. Н. Э. Баумана

Канд. техн. наук В. В. Смирнов — ВНИИЭСО

Чл.-кор. АН УССР К. А. Ющенко — ИЭС им. Е. О. Патона

СВАРКА И СВАРИВАЕМЫЕ МАТЕРИАЛЫ

СПРАВОЧНИК

В ТРЕХ ТОМАХ

под общей редакцией докт. техн. наук *В. Н. Волченко*

ТОМ I

Свариваемость материалов

Под редакцией проф. докт. техн. наук *Э. Л. Макарова*



МОСКВА «МЕТАЛЛУРГИЯ» 1991

Авторский коллектив:

Докт. техн. наук **В. Н. ВОЛЧЕНКО**, докт. техн. наук **Э. Л. МАКАРОВ**, канд. техн. наук **В. В. ШИП**, докт. техн. наук **Н. Н. ПОТАПОВ**, канд. техн. наук **А. С. КУРКИН**, канд. техн. наук **Б. Ф. ЯКУШИН**, докт. техн. наук **А. Н. ХАКИМОВ**, докт. техн. наук **В. Ф. МУСИЯЧЕНКО**, канд. техн. наук **Л. И. МИХОДУИ**, канд. техн. наук **В. А. САРЖЕВСКИЙ**, докт. техн. наук **В. В. БАЖЕНОВ**, докт. техн. наук **А. С. ЗУБЧЕНКО**, докт. техн. наук **В. Н. ЛИПОДАЕВ**, докт. техн. наук **К. А. ЮЩЕНКО**, докт. техн. наук **В. С. САВЧЕНКО**, канд. техн. наук **В. Е. ЛАЗЬКО**, докт. техн. наук **Ю. Я. ГРЕЦКИЙ**, канд. техн. наук **В. А. МЕТЛИЦКИЙ**, докт. техн. наук **Ю. П. АРБУЗОВ**, канд. техн. наук **И. Н. ШИГАНОВ**, докт. техн. наук **В. В. ФРОЛОВ**, канд. хим. наук **В. И. ЕРМОЛАЕВА**, докт. техн. наук **М. В. БОЛЬШАКОВ**, докт. техн. наук **В. Н. ЗЕМЗИН**, канд. техн. наук **В. И. ГИРШ**, канд. техн. наук **В. С. ГАВРИЛЮК**, докт. техн. наук **В. А. БАЧИН**, канд. техн. наук **К. И. ЗАЙЦЕВ**, докт. техн. наук **Т. А. ЧЕРНЫШОВА**, докт. техн. наук **А. Ф. ТРЕТЬЯКОВ**, канд. техн. наук **В. И. ЛУКИН**.

УДК 621.791(031)

Сварка и свариваемые материалы: В 3-х т. Т. 1. Свариваемость материалов. Справ. изд./Под ред. Э. Л. Макарова — М.: Металлургия, 1991, с. 528. Справочное издание состоит из трех томов. Первый том включает общие положения по свариваемости материалов, а также конкретные данные о составе углеродистых сталей и особенностях их сварки, низко- и высоколегированных сталей, стального и чугунного литья цветных металлов и сплавов, неметаллических материалов. Приведены сведения о выборе вспомогательных материалов (флюсов, защитных газов, электродов) и режимов сварки. Второй и третий тома выйдут в свет в 1992 и 1993 гг.

Для инженерно-технических работников и специалистов металлургической, машиностроительной и других отраслей промышленности.

*Издание частично финансировано
Институтом электросварки им. Е. О. Патона.*

С $\frac{2704060000-096}{040(01)-91}$ 132—91

ISBN 5-229-00816-4 (т. 1)
ISBN 5-229-00815-3

© В. Н. Волченко, Э. Л. Макаров,
Шип В. В. и др., издательство «Ме-
таллургия», 1991

СОДЕРЖАНИЕ

Предисловие	15
Предисловие к т. I	16
Раздел 1. ТЕОРЕТИЧЕСКИЕ ОСНОВЫ СВАРКИ	18
Глава 1. Физические основы, источники энергии и классификация процессов сварки (Волченко В. Н.)	18
1.1. Физические основы сварки	18
1.2. Классификация процессов	20
1.3. Оценка эффективности сварочных процессов	23
1.3.1. Обобщенный баланс энергии	23
1.3.2. Схема балансов энергии	25
1.3.3. Оценка эффективности источников энергии	26
1.3.4. Примеры расчетов	29
Глава 2. Тепловые процессы при сварке (Шип В. В.)	32
2.1. Основные понятия	32
2.2. Схемы нагреваемого тела	32
2.3. Типы и тепловая эффективность источников нагрева	33
2.4. Тепловые процессы при дуговой сварке	36
2.4.1. Расчет температурного поля при односторонней сварке и наплавке	36
2.4.2. Расчет параметров термического цикла сварки	40
2.4.3. Расчет проплавления основного металла	45
2.5. Учет распределенности источников теплоты	47
2.6. Особенности тепловых процессов при различных видах сварки	49
2.6.1. Контактная сварка стержней	49
2.6.2. Точечная контактная сварка листов	52
2.6.3. Электрошлаковая сварка	53
2.6.4. Плазменная сварка	54
2.6.5. Лучевые виды сварки	55
2.7. Справочные данные и примеры расчетов	56
Глава 3. Металлургия сварки (Потапов Н. Н.)	59
3.1. Плавление металла в сварочной ванне	59
3.1.1. Металлургические реакции при сварке	60
3.1.2. Термодинамический метод оценки протекания реакций при сварке	61
3.2. Расчет состава металла шва	63
3.2.1. Доля участия основного и присадочного металла в образовании сварочной ванны	63
3.2.2. Коэффициенты усвоения элементов в сварочной ванне	65
3.3. Реакции в сварочной ванне	67
3.3.1. Взаимодействие металла с газами	67
3.3.2. Взаимодействие металла со шлаками	72
3.3.3. Влияние физико-химических реакций на качество металла шва	75
Глава 4. Термодеформационные процессы при сварке (Куркин А. С.)	76
4.1. Деформации, перемещения и напряжения при сварке	76
4.1.1. Виды деформаций	76
4.1.2. Возникновение деформаций и перемещений	77
4.1.3. Образование напряжений	79
4.1.4. Влияние фазовых превращений на деформацию и напряжения	81
4.2. Влияние термодеформационных процессов на качество сварных конструкций	82
4.2.1. Изменение размеров разделки кромок при сварке	82
4.2.2. Изменение формы и размеров конструкции	82
4.2.3. Остаточные напряжения	83

4.3. Определение сварочных деформаций, напряжений и перемещений	83
4.3.1. Расчетные методы	83
4.3.2. Экспериментальные методы	91
4.4. Уменьшение сварочных деформаций, напряжений и перемещений	93
4.4.1. Рациональное конструирование	93
4.4.2. Рациональная технология сборки и сварки	93
4.4.3. Пластическое деформирование после сварки	93
4.4.4. Термическая обработка	94
Глава 5. Фазовые и структурные превращения (Макаров Э. Л.)	95
5.1. Характерные зоны сварных соединений	95
5.2. Понятие о фазовых и структурных превращениях	96
5.3. Термодинамика и кинетика фазовых превращений	97
5.3.1. Первичная кристаллизация	97
5.3.2. Фазовые превращения в твердом состоянии	105
5.4. Структурные превращения	112
5.4.1. Образование границ зерен	113
5.4.2. Рост зерен	114
5.4.3. Перераспределение примесей	117
5.4.4. Перераспределение дефектов кристаллической решетки	119
Глава 6. Свариваемость и ее показатели (Макаров Э. Л., Якушин Б. Ф.)	120
6.1. Понятие свариваемости	120
6.1.1. Физическая и технологическая свариваемость	120
6.1.2. Факторы, определяющие свариваемость	121
6.1.3. Степени свариваемости	121
6.2. Показатели свариваемости	122
6.3. Горячие трещины (ГТ)	123
6.3.1. Природа и причины образования ГТ	123
6.3.2. Способы и критерии оценки	128
6.4. Холодные трещины (ХТ)	136
6.4.1. Природа и причины образования ХТ	136
6.4.2. Способы и критерии оценки склонности к ХТ	141
6.5. Ламелярные трещины	149
6.5.1. Природа и причины образования трещин	149
6.5.2. Способы и критерии оценки	150
6.6. Трещины повторного нагрева	152
6.6.1. Природа и причины образования трещин	152
6.6.2. Способы и критерии оценки	152
6.7. Хрупкие разрушения	153
6.7.1. Природа и причины разрушений	153
6.7.2. Способы и критерии оценки	155
Раздел 2. УГЛЕРОДИСТЫЕ И НИЗКОЛЕГИРОВАННЫЕ СТАЛИ	
Глава 7. Углеродистые стали (Хакимов А. Н.)	159
7.1. Назначение сталей	159
7.2. Состав сталей	160
7.3. Механические свойства сталей	160
7.4. Свариваемость сталей	162
7.4.1. Требования к свойствам сварных соединений	162
7.4.2. Фазовые превращения при сварке	162
7.4.3. Типы структур в шве и зоне термического влияния	163
7.5. Технология сварки и свойства сварных соединений	164
7.5.1. Ручная сварка	164
7.5.2. Сварка под флюсом	165
7.5.3. Электрошлаковая сварка	165
7.5.4. Сварка с регулируемым термическим циклом	166

Глава 8. Низколегированные перлитные стали (Хакимов А. Н.)	169
8.1. Назначение сталей	169
8.2. Состав сталей	169
8.3. Механические свойства сталей	170
8.4. Свариваемость сталей	170
8.4.1. Типы структур в зоне термического влияния	170
8.4.2. Влияние легирующих элементов	170
8.4.3. Выбор тепловых режимов сварки	171
8.5. Технология сварки и свойства сварных соединений	172
8.5.1. Ручная сварка	173
8.5.2. Сварка под флюсом	173
8.5.3. Электрошлаковая сварка	173
Глава 9. Микролегированные стали (Хакимов А. Н.)	175
9.1. Назначение сталей	175
9.2. Состав сталей	175
9.3. Термообработка и свойства сталей	176
9.3.1. Термомеханическая обработка	176
9.3.2. Термообработка из межкритического интервала температур	177
9.4. Свариваемость сталей	178
9.4.1. Влияние легирующих элементов	178
9.4.2. Выбор тепловых режимов сварки	178
9.5. Особенности технологии сварки	179
Раздел 3. ЛЕГИРОВАННЫЕ СТАЛИ	
Глава 10. Низколегированные бейнитно-мартенситные стали (Мусяченко В. Ф., Миходуй Л. И.)	181
10.1. Состав и свойства сталей	181
10.1.1. Назначение, производство и основные марки	181
10.1.2. Механические свойства и структура	181
10.2. Свариваемость сталей	184
10.2.1. Фазовые превращения и структурные изменения при сварке	184
10.2.2. Сопротивляемость сварных соединений образованию ГТ и ХТ	186
10.2.3. Выбор тепловых режимов сварки	190
10.3. Технология сварки и свойства соединений	195
10.3.1. Сварочные материалы	195
10.3.2. Сварка покрытыми электродами	201
10.3.3. Сварка в защитных газах	202
10.3.4. Сварка под флюсом	203
10.3.5. Электрошлаковая сварка	203
Глава 11. Среднелегированные мартенситно-бейнитные стали (Мусяченко В. Ф., Саржевский В. А.)	204
11.1. Состав и свойства сталей	204
11.2. Свариваемость сталей	205
11.2.1. Фазовые и структурные превращения при сварке	205
11.2.2. Сопротивляемость ГТ и ХТ	210
11.2.3. Механические свойства металла зоны термического влияния	212
11.2.4. Выбор тепловых режимов сварки	217
11.3. Технология сварки и свойства соединений	218
11.3.1. Сварка покрытыми электродами	218
11.3.2. Сварка в защитных газах	219
11.3.3. Сварка под флюсом	221
Глава 12. Жаропрочные перлитные стали (Баженов В. В.)	224
12.1. Состав и свойства сталей	224
12.1.1. Основные марки и применение	224
12.1.2. Химический состав, термообработка и структура	225

12.2. Свариваемость сталей	225
12.2.1. Сопrotивляемость ХТ	226
12.2.2. Разупрочнение в зоне термического влияния	227
12.2.3. Изменение свойств в зоне сплавления при эксплуатации	228
12.3. Технология сварки и свойства сварных соединений	229
12.3.1. Сварка покрытыми электродами	231
12.3.2. Сварка в защитных газах	232
12.3.3. Сварка под флюсом	232
12.3.4. Электроконтактная сварка	233
12.3.5. Свойства сварных соединений	234
Раздел 4. ВЫСОКОЛЕГИРОВАННЫЕ СТАЛИ И СПЛАВЫ	236
Глава 13. Мартенситные стали (Зубченко А. С.)	236
13.1. Состав и свойства сталей	236
13.1.1. Назначение и марки сталей	236
13.1.2. Структура сталей, легированных хромом	237
13.1.3. Механические свойства	238
13.2. Свариваемость сталей	238
13.2.1. Склонность к образованию ХТ	238
13.2.2. Выбор теплового режима сварки	240
13.2.3. Улучшение свариваемости сталей	242
13.3. Технология сварки и свойства сварных соединений	242
13.3.1. Способы сварки и сварочные материалы	242
13.3.2. Термическая обработка сварных соединений	244
13.3.3. Свойства сварных соединений	244
Глава 14. Мартенсито-ферритные стали (Зубченко А. С.)	245
14.1. Состав и свойства сталей	245
14.1.1. Структура сталей	245
14.1.2. Назначение и марки сталей	245
14.1.3. Механические свойства сталей	247
14.2. Свариваемость сталей	247
14.2.1. Фазовые и структурные превращения при сварке	247
14.2.2. Сопrotивляемость ХТ и хрупкому разрушению	248
14.2.3. Выбор теплового режима сварки	249
14.3. Технология сварки и свойства соединений	251
14.3.1. Способы сварки и сварочные материалы	251
14.3.2. Термическая обработка	252
14.3.3. Механические и служебные свойства соединений	252
Глава 15. Ферритные стали (Зубченко А. С.)	252
15.1. Состав и свойства сталей	252
15.1.1. Структура сталей	252
15.1.2. Марки и назначение сталей	253
15.1.3. Механические свойства сталей	254
15.2. Свариваемость сталей	255
15.2.1. Охрупчивание сталей при нагреве	255
15.2.2. Сопrotивляемость ХТ	257
15.2.3. Выбор теплового режима сварки	258
15.3. Технология сварки и свойства соединений	259
15.3.1. Способы сварки и сварочные материалы	259
15.3.2. Термическая обработка	260
15.3.3. Механические и служебные свойства соединений	260
Глава 16. Аустенитные жаропрочные стали (Якушин Б. Ф.)	261
16.1. Состав, структура и назначение	261
16.2. Свариваемость сталей	264
16.2.1. Структура, свойства металла шва и зоны термического влияния	264

16.2.2. Трещины в сварных соединениях	265
16.2.3. Охрупчивание при эксплуатации	267
16.3. Технология сварки и свойства соединений	268
16.3.1. Выбор сварочных материалов	268
16.3.2. Выбор режимов сварки	270
16.3.3. Жаропрочность	271
16.3.4. Выбор послесварочной термообработки	271
Глава 17. Аустенитные коррозионностойкие стали (Липодаев В. Н.)	272
17.1. Состав, структура и назначение	272
17.2. Свариваемость	276
17.2.1. Структура, свойства металла шва и зоны термического влияния	276
17.2.2. Трещины в сварных соединениях	276
17.2.3. Хрупкие разрушения при эксплуатации	277
17.3. Технология сварки и свойства соединений	279
17.3.1. Выбор сварочных материалов	279
17.3.2. Выбор режимов сварки	279
17.3.3. Выбор послесварочной термообработки	280
17.3.4. Коррозионная стойкость	281
Глава 18. Аустенитно-ферритные нержавеющие стали (Ющенко К. А.)	282
18.1. Состав, структура и назначение сталей	282
18.2. Свариваемость сталей	284
18.3. Технология сварки и свойства соединений	285
18.3.1. Механические свойства сварных соединений	287
18.3.2. Коррозионная стойкость сварных соединений	287
Глава 19. Аустенитно-мартенситные стали (Савченко В. С.)	290
19.1. Состав, структура и назначение сталей	290
19.2. Свариваемость сталей	292
19.2.1. Структура, свойства металла шва и зоны термического влияния	292
19.2.2. Хрупкость сварных соединений	294
19.3. Технология сварки и свойства соединений	294
19.3.1. Выбор сварочных материалов	294
19.3.2. Выбор режимов сварки	295
19.3.3. Выбор послесварочной термообработки	295
19.3.4. Коррозионная стойкость соединений	296
Глава 20. Мартенситно-старяющие стали (Лазько В. Е.)	297
20.1. Состав, структура сталей и их назначение	297
20.2. Свариваемость сталей	299
20.2.1. Фазовые и структурные превращения	299
20.2.2. Сопrotивляемость ГТ	300
20.2.3. Сопrotивляемость ХТ	300
20.2.4. Структурные и технологические дефекты сварных соединений	300
20.3. Технология сварки и свойства сварных соединений	301
20.3.1. Способы сварки плавлением	301
20.3.2. Способы сварки давлением	302
20.3.3. Меры предотвращения дефектов	302
20.3.4. Механические свойства сварных соединений	303
20.3.5. Служебные свойства сварных соединений	304
Глава 21. Высоколегированные сплавы на никелевой основе (Якушин Б. Ф.)	304
21.1. Состав, структура и назначение	304
21.2. Свариваемость никелевых сплавов	305
21.2.1. Структура, свойства металла шва и зоны термического влияния	305
21.2.2. Трещины в сварных соединениях	308

21.2.3. Охрупчивание при эксплуатации	310
21.3. Технология сварки и свойства соединений	311
21.3.1. Выбор сварочных материалов	311
21.3.2. Выбор режимов сварки	312
21.3.3. Жаропрочность соединений	314
Раздел 5. ЧУГУНЫ	314
Глава 22. Серые чугуны (Грецкий Ю. Я., Метлицкий В. А.)	314
22.1. Состав и свойства	314
22.1.1. Классификация по составу и свойствам	314
22.1.2. Основные марки, структура и свойства	315
22.2. Свариваемость серых чугунов	315
22.3. Технология сварки и свойства соединений	317
22.3.1. Ручная дуговая сварка	317
22.3.2. Механизированная сварка	320
22.3.3. Электрошлаковая сварка	321
22.3.4. Газовая сварка	322
22.3.5. Дефекты и их предотвращение	322
Глава 23. Ковкие, высокопрочные и легированные чугуны (Грецкий Ю. Я., Метлицкий В. А.)	325
23.1. Состав и свойства	325
23.1.1. Классификация по составу и свойствам	325
23.1.2. Основные марки, структура и свойства	326
23.2. Свариваемость чугунов	326
23.2.1. Склонность к образованию трещин	326
23.2.2. Влияние химического состава и структуры	327
23.2.3. Способы сварки и свойства соединений	328
23.2.4. Предупреждение пор и трещины	330
Раздел 6. ЛЕГКИЕ ЦВЕТНЫЕ МЕТАЛЛЫ И СПЛАВЫ	331
Глава 24. Алюминий, магний и их сплавы (Арбузов Ю. П., Лукин В. И.)	331
24.1. Основные марки сплавов и их свойства	331
24.2. Свариваемость алюминиевых и магниевых сплавов	331
24.2.1. Дефекты в сварном соединении	338
24.2.2. Сопrotivляемость ГТ	339
24.2.3. Оксидные пленки	340
24.2.4. Газовая пористость	341
24.2.5. Вольфрамовые включения	343
24.3. Технология сварки и свойства сварных соединений	343
24.3.1. Особенности технологии сварки	343
24.3.2. Механические свойства сварных соединений	345
24.3.3. Коррозионная стойкость сварных соединений	352
Глава 25. Титан и его сплавы (Шиганов И. Н.)	352
25.1. Основные марки сплавов титана и их свойства	352
25.2. Свариваемость	355
25.2.1. Показатели свариваемости	355
25.2.2. Титановые сплавы с α - и псевдо- α -структурой	356
25.2.3. Двухфазные ($\alpha + \beta$)-сплавы	358
25.2.4. Высоколегированные β -сплавы	360
Глава 26. Бериллий и его сплавы (Шиганов И. Н.)	361
26.1. Основные марки сплавов бериллия и их свойства	361
26.2. Основные марки алюминий-бериллиевых сплавов и их свойства	362
26.3. Свариваемость бериллия и его сплавов	363
26.4. Технология сварки и свойства соединений	364

26.4.1. Аргонодуговая и электронно-лучевая сварка бериллия	364
26.4.2. Диффузионная сварка бериллия	365
26.4.3. Аргонодуговая и электронно-лучевая сварка сплавов	366

Раздел 7. ТЯЖЕЛЫЕ ЦВЕТНЫЕ МЕТАЛЛЫ И СПЛАВЫ

Глава 27. Медь и ее сплавы (Фролов В. В., Ермолаева В. И.)	368
--	-----

27.1. Физико-химические свойства меди	368
27.2. Основные марки, структура и механические свойства сплавов меди	370
27.3. Свариваемость меди и ее сплавов	371
27.3.1. Особенности свариваемости	371
27.3.2. Сопротивляемость ГТ	372
27.3.3. Склонность к порообразованию	372
27.4. Технология сварки и свойства соединений	372
27.4.1. Подготовка под сварку	372
27.4.2. Газовая сварка	373
27.4.3. Ручная сварка	374
27.4.4. Автоматическая сварка под флюсом	375
27.4.5. Электрошлаковая сварка меди и ее сплавов	377
27.4.6. Дуговая сварка в защитных газах	377

Глава 28. Никель и его сплавы (Фролов В. В., Ермолаева В. И.)	379
---	-----

28.1. Физико-химические свойства никеля	379
28.2. Основные марки, структура и механические свойства	380
28.3. Свариваемость никеля и его сплавов	381
28.3.1. Сопротивляемость кристаллизационным трещинам	381
28.3.2. Склонность к порообразованию	381
28.3.3. Физико-химические особенности	381
28.4. Технология сварки и свойства соединений	382
28.4.1. Подготовка под сварку	382
28.4.2. Газовая сварка	382
28.4.3. Ручная дуговая сварка	383
28.4.4. Сварка под флюсом и электрошлаковая сварка	384
28.4.5. Аргонодуговая сварка	385
28.4.6. Электронно-лучевая сварка	388
28.4.7. Диффузионная сварка	388
28.4.8. Контактная сварка	389

Глава 29. Свинец и его сплавы (Фролов В. В., Ермолаева В. И.)	390
---	-----

29.1. Физико-химические свойства свинца	390
29.2. Основные марки, структура и механические свойства сплавов свинца	391
29.3. Свариваемость свинца и его сплавов	392
29.4. Технология сварки свинца и его сплавов	392
29.4.1. Подготовка под сварку	392
29.4.2. Газовая сварка	393
29.4.3. Дуговая сварка угольным электродом	393
29.4.4. Импульсно-дуговая сварка	394
29.4.5. Холодная сварка свинца	394

Глава 30. Серебро и его сплавы (Фролов В. В., Ермолаева В. И.)	395
--	-----

30.1. Физико-химические свойства серебра	395
30.2. Основные марки, структура и механические свойства	395
30.3. Свариваемость серебра и его сплавов	396
30.4. Технология сварки серебра и его сплавов	396

Раздел 8. ТУГОПЛАВКИЕ МЕТАЛЛЫ И СПЛАВЫ

Глава 31. Свойства тугоплавких металлов и сплавов (Большаков М. В.)	398
---	-----

31.1. Физико-химические и механические свойства	398
31.1.1. Взаимодействие с примесями внедрения и хладноломкость тугоплавких металлов	400

31.1.2. Коррозионная стойкость тугоплавких металлов	401
31.1.3. Сплавы тугоплавких металлов	402
31.2. Свариваемость тугоплавких металлов	409
31.2.1. Свариваемость циркониевых сплавов	410
31.2.2. Свариваемость сплавов на основе ниобия, ванадия и титала	411
31.2.3. Свариваемость сплавов на основе хрома, молибдена и вольфрама	416
31.3. Технология сварки тугоплавких металлов	421

Раздел 9. РАЗНОРОДНЫЕ МЕТАЛЛИЧЕСКИЕ МАТЕРИАЛЫ

Глава 32. Сварные соединения разнородных сталей (Землин В. Н.) 422

32.1. Примененне в сварных коиструкциях	422
32.2. Свариваемость	424
32.2.1. Химическая и структурная иеоднородность соединений	424
32.2.2. Образование и строение зоии сплавления	427
32.2.3. Образование диффузионных прослоек в зоне сплавления	429
32.2.4. Дефекты соединений	431
32.2.5. Остаточные напряжения и деформации	433
32.3. Свойства сварных соединений	435
32.3.1. Механические свойства	435
32.3.2. Жаропрочность и коррозионная стойкость	436
32.4. Технология сварки	438
32.4.1. Способы сварки	438
32.4.2. Стали перлитного класса	439
32.4.3. Высокохромистые стали мартенситного, мартенсито-ферритного и ферритно-аустенитного классов	439
32.4.4. Аустенитные стали и сплавы на никелевой основе	440

Глава 33. Разнородные металлы и сплавы (Гирш В. И.) 442

33.1. Общие проблемы сварки и возможные пути решения	442
33.2. Сварка стали с металлами и сплавами других групп	444
33.2.1. Сварка стали с алюминием и алюминиевыми сплавами	444
33.2.2. Сварка стали с медью и медными сплавами	448
33.2.3. Сварка стали с титановыми сплавами	451
33.3. Сварка меди и медных сплавов с металлами и сплавами других групп	453
33.3.1. Сварка меди с алюминием	453
33.3.2. Сварка меди с титаном	455
33.3.3. Сварка меди с тугоплавкими металлами	457
33.4. Сварка титана с алюминием	458

Раздел 10. МАТЕРИАЛЫ ДЛЯ НАПЛАВКИ И НАПЫЛЕНИЯ

Глава 34. Наплавочные материалы (Гаврилюк В. С.) 459

34.1. Материалы для износостойкой и коррозионностойкой наплавки	459
34.1.1. Перлитные материалы	459
34.1.2. Мартенситные материалы	459
34.1.3. Высокомарганцовистые аустенитные материалы	460
34.1.4. Высокохромистые материалы	460
34.1.5. Коррозионностойкие материалы	460
34.2. Виды наплавочных материалов	461
34.2.1. Покрытые электроды	461
34.2.2. Проволока стальная сварочная	461
34.2.3. Порошковая наплавочная проволока	461
34.2.4. Наплавочные леиточные электроды	465
34.2.5. Прутки для наплавки	466
34.2.6. Плавленые карбиды вольфрама (релиты)	466
34.3. Дефекты иаплавки	467

Глава 35. Материалы для напыления (Гаврилюк В. С.)	468
35.1. Основные способы напыления	468
35.2. Материалы для напыления	471
35.2.1. Порошки из чистых металлов	471
35.2.2. Порошковые материалы сложного состава	472
35.3. Особенности технологии напыления	473
35.4. Оценка качества напыленного слоя	474
Раздел 11. НЕМЕТАЛЛИЧЕСКИЕ МАТЕРИАЛЫ	
Глава 36. Стекло и керамика (Бачин В. А.)	475
36.1. Состав и основные свойства материалов	475
36.1.1. Стекло	475
36.1.2. Ситаллы	476
36.1.3. Керамика	477
36.1.4. Металлы и сплавы для сварки со стеклом, ситаллом и керамикой	478
36.2. Свариваемость материалов	478
36.2.1. Природа и механизм образования соединения	479
36.2.2. Причины образования дефектов	479
36.3. Технология сварки	480
36.3.1. Подготовка стекла, ситалла и керамики	480
36.3.2. Подготовка металлов к сварке	481
36.3.3. Режимы сварки	481
36.3.4. Особенности конструкции металлостеклянных и металлокерамических узлов	481
Глава 37. Пластмассы (Зайцев К. И.)	482
37.1. Состав и свойства	482
37.1.1. Получение пластмасс	482
37.1.2. Особенности строения	482
37.1.3. Надмолекулярная структура, ориентация	483
37.1.4. Реакция пластмасс на термомеханический цикл	484
37.1.5. Основные пластмассы для сварных конструкций (табл. 37.1)	484
37.1.6. Механические и служебные свойства пластмасс (табл. 37.1) и [1]	485
37.2. Формообразование деталей из пластмасс	485
37.3. Оценка свариваемости пластмасс	486
37.3.1. Основные стадии процесса сварки	486
37.3.2. Механизм образования сварных соединений	488
37.3.3. Методы повышения свариваемости	490
Раздел 12. КОМПОЗИЦИОННЫЕ МАТЕРИАЛЫ	
Глава 38. Композиционные материалы с металлической матрицей (Чернышова Т. А.)	491
38.1. Классификация	491
38.2. Межфазное взаимодействие в композиционных материалах	492
38.2.1. Физико-химическая и термомеханическая совместимость компонентов	492
38.2.2. Армирующие наполнители	494
38.2.3. Матричные сплавы	497
38.2.4. Типы связи и структур поверхностей раздела в композиционных материалах	497
38.3. Способы производства композиционных материалов	497
38.4. Свойства композиционных материалов с металлической матрицей	498
38.5. Проблемы свариваемости композиционных материалов	500
38.5.1. Сварка композиционных материалов	503
38.5.2. Дуговая сварка в среде защитных газов	503
38.5.3. Электронно-лучевая сварка	504
38.5.4. Контактная точечная сварка	504

38.5.5. Диффузионная сварка	504
38.5.6. Клинопрессовая сварка	505
38.5.7. Сварка взрывом	505
38.6. Пайка композиционных материалов	506
Глава 39. Пористые материалы на металлической основе (Третьяков А. Ф.)	507
39.1. Классификация пористых материалов	507
39.2. Пористые порошковые материалы	507
39.2.1. Проблемы свариваемости ППМ	508
39.2.2. Способы сварки и пайки ППМ	508
39.3. Пористые сетчатые материалы	510
39.3.1. Проблемы свариваемости ПСМ	510
39.3.2. Способы сварки ПСМ	510
Библиографический список	513
Предметный указатель	523
Содержание II и III томов	526

Предисловие

Настоящий справочник* — пособие для читателя, занимающегося сварочной техникой. Три тома данного издания включают: вопросы сваримости материалов (I том), технологию и оборудование (II том), автоматизацию, контроль и математические методы оценки качества (III том). Там же (в томе III) освещены вопросы экономики, охраны труда и среды, стандартизация. Расчеты сварных конструкций дааны в небольшом объеме (II том), поскольку в настоящее время выходит специальный справочник по этой теме в Киевском издательстве.

Сварочное производство включает в себя множество областей техники, поэтому составить справочник по сварке нелегкая задача. Соответственно авторы — специалисты из ведущих организаций страны, которые в курсе как современных взглядов, так и фундаментальных положений науки. Насколько справочник удался — судить читателю.

Хотим отметить, что архитектоника данного справочника** существенно отличается от четырехтомника «Сварка в машиностроении», 1978 г. Мы старались использовать опыт последних изданий зарубежных справочников. Это справочники на немецком языке: «Техника сварки» в двух томах, под ред. Ю. Руге, М., Металлургия, 1984 г., справочник под ред. А. Ноймана, там же, 1985 г. и пятитомник *Welding Handbook*, 8-е издание американского общества сварщиков (AWS). В отношении рубрикации предпочтение отдано немецкому стилю. Нам представляется, что читателю так будет удобнее искать нужный материал.

В I и II томах неизбежны некоторые повторения, поскольку свариваемость и технология весьма связаны. Однако читатель должен легко получить оба ответа: как сварить тот или иной металл и что может дать та или иная технология.

Данный справочник может быть полезен не только инженерам и техникам, но и студентам, занимающимся сварочным производством.

Академик АН СССР Г. А. Николаев

Профессор МГТУ им. Н. Э. Баумана,
докт. техн. наук В. Н. Волченко

* Данные о свойствах свариваемых материалов согласованы с ГСССД и по ГОСТ 8.310—90 соответствуют категории информационных данных.

** Содержание II и III томов справочника приведено в конце настоящего тома.

===== ===== ===== Предисловие к т. I

В настоящее время для производства сварных конструкций находят применение широкий круг материалов: различные типы сталей, сплавы цветных и тугоплавких металлов, пластмассы, композитные и неметаллические материалы. В перспективе эта тенденция будет усиливаться. Одной из важных проблем сварки становится обеспечение свариваемости многих материалов. Поэтому эти вопросы вынесены в отдельный том справочника.

В справочнике с современных позиций рассмотрены теоретические и практические аспекты сварки почти всех упомянутых выше материалов. Прежде всего обращено внимание на прикладной характер оценки свариваемости, достаточность которой определяется из условия удовлетворения эксплуатационных свойств, требуемых от сварных соединений. Рассмотрены наиболее эффективные экспериментальные методы оценки показателей свариваемости с помощью сварочных технологических проб, специализированных машинных испытаний, сопоставления уровня механических свойств сварных соединений с требуемыми по техническим условиям. Показана возможность использования расчетных методов, подробное изложение которых из-за ограниченности объема перенесено в III том справочника. На основании анализа процессов металлургических взаимодействий в сварочной ванне, кристаллизации металла шва, фазовых и структурных превращений в твердом металле в условиях сварочного термического цикла трактуются результаты оценки свариваемости. Приведены принципиальные металлургические и технологические способы обеспечения достаточной свариваемости материалов.

Можно надеяться, что изложенные в справочнике материалы будут полезны разработчикам хорошо свариваемых материалов, технологам при проектировании технологии сварки конструкций, студентам и аспирантам, изучающим курс теории сварочных процессов.

Э. Л. Макаров

=====
Условные обозначения

- РДС — ручная дуговая сварка штучным электродом
АДС — автоматическая дуговая сварка под флюсом
АрДС — аргодуговая сварка
ЭЛС — электронно-лучевая сварка
ЭШС — электрошлаковая сварка
 d_a — диаметр электрода и сварочной проволоки
 U — напряжение дуги
 I — номинальный сварочный ток
 v — скорость сварки
 q — эффективная мощность источника теплоты
 q/v — погонная энергия сварки
г. ц. к. — гранецентрированная кристаллическая решетка
о. ц. к. — объемноцентрированная кристаллическая решетка
 $T_{пл}$ — температура плавления
 $T_{л}$ — температура ликвидуса
 $T_{с}$ — температура солидуса
ТИХ — температурный интервал хрупкости
ГТ — горячие трещины при сварке
ХТ — холодные трещины при сварке
 $V_{кр}$ — критическая скорость деформации, при которой образуются ГТ
 σ_T — физический предел текучести
 $\sigma_{0,2}$ — условный предел текучести
 σ_b — временное сопротивление
 δ — относительное удлинение
 ψ — относительное сужение
КСU, КСV, КСТ — ударная вязкость с U- и V-образным надрезом и трещиной соответственно

**Глава 1. ФИЗИЧЕСКИЕ ОСНОВЫ, ИСТОЧНИКИ
ЭНЕРГИИ И КЛАССИФИКАЦИЯ ПРОЦЕССОВ
СВАРКИ (Волченко В. Н.)****1.1. Физические основы сварки**

Монолитность сварных соединений достигается обеспечением физико-химических и атомно-молекулярных связей между элементарными частицами соединяемых тел.

Элементарные связи удерживают каждый атом внутри кристалла симметрично направленными силами. На свободной поверхности тела атом неуравновешен вследствие отсутствия или ослабления связей с внешней стороны (рис. 1.1, а). Это явление увеличивает потенциальную энергию ϵ_n поверхностного слоя. При соединении тел требуется извне механическая или тепловая энергия ϵ_r для преодоления энергетического барьера (рис. 1.1, б).

Внешняя механическая энергия деформации будет затрачена на преодоление сил отталкивания, возникающих между поверхностными атомами сближаемых тел. Когда расстояния между ними будут близки к межатомным, в решетке кристаллов возникают квантовые процессы взаимодействия электронных оболочек атомов. После этого общая энергия системы начнет снижаться до уровня, соответствующего энергии E_0^e атомов в решетке целого кристалла, т. е. будет получено монолитное соединение.

Тепловая энергия, сообщенная поверхностным атомам при повышении температуры, увеличивает флуктуационную вероятность развития процессов электронного взаимодействия и облегчает процесс соединения.

Трехстадийность процесса сварки связана с тем, что ее (так же как и пайку) можно отнести к классу так называемых топомехимических реакций. Последние на микроучастках отличаются двухстадийностью процесса образования прочных связей между атомами соединяемых веществ (рис. 1 2). В микрообъемах процесс сварки завершается третьей стадией — диффузией

На первой стадии А развивается физический контакт, т. е. осуществляется сближение соединяемых веществ на расстояния, требуемые для межатомного взаимодействия, а также происходит подготовка к взаимодействию. На второй стадии Б — стадии химического взаимодействия — заканчивается процесс образования прочного соединения на микроучастке.

Диффузионные процессы развиваются почти одновременно

с прорастанием дислокаций при пластической деформации контактирующих поверхностей либо при наличии высокой температуры.

Практическое получение монокристаллических соединений осложнено двумя факторами.

Свариваемые поверхности имеют микронеровности, поэтому

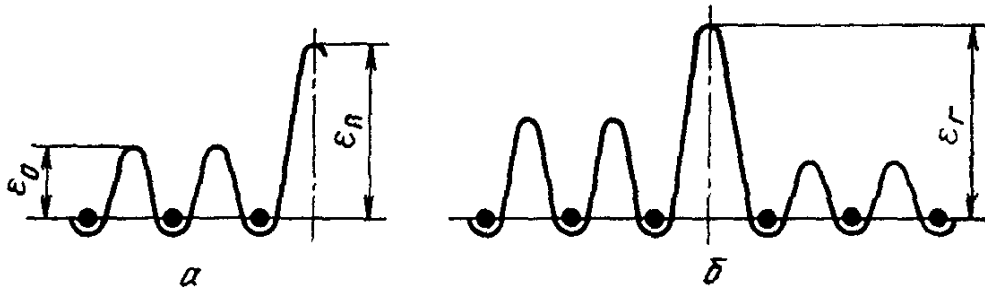


Рис 11 Энергетический барьер потенциальной энергии системы атомов у поверхности кристалла (а) и на границе твердой и жидкой фаз в начальный период их контактирования (б)

при совмещении поверхностей контактирование возможно лишь в отдельных точках;

свариваемые поверхности имеют загрязнения, так как на любой поверхности твердого тела адсорбируются атомы внешней среды.

Для качественного соединения изделий необходимо обеспечить контакт по большей части стыкуемых поверхностей и активацию их.

Активация поверхностей состоит в том, что поверхностным атомам твердого тела сообщается некоторая энергия, необходимая для обрыва связей между атомами тела и атомами внешней среды, насыщающими их свободные связи; для повышения энергии поверхностных атомов до уровня энергетического барьера схватывания, т. е. для перевода их в активное состояние.

Такая энергия активации может в общем случае быть сообщена в виде теплоты (термическая активация), упруго-пластической деформации (механическая активация), электронного облучения и других видов воздействия.

Определение процесса сварки целесообразно дать, исходя из анализа физико-химических особенностей получения соединений. В зоне сварки можно установить наличие двух основных физических явлений, связанных с термодинамически необратимым изменением формы энергии и состояния вещества

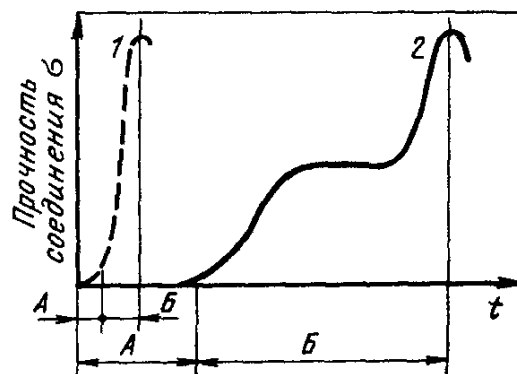


Рис 12 Кинетика изменения прочности соединения при быстром (1) и медленном (2) развитии физического контакта (А) и химического взаимодействия (Б) в зависимости от длительности сварки

(рис. 1.3): введения и преобразования энергии; движения (превращения) вещества.

Исходя из сказанного, можно дать следующее термодинамическое определение процесса сварки [1].

Сварка — это процесс получения монокристаллического соединения материалов за счет термодинамически необратимого превращения тепловой и механической энергии и вещества в стыке.

Склеивание, цементирование и другие соединительные процессы, обеспечивающие монокристаллическость соединения, в отличие от сварки и пайки, как правило, не требуют специальных источ-

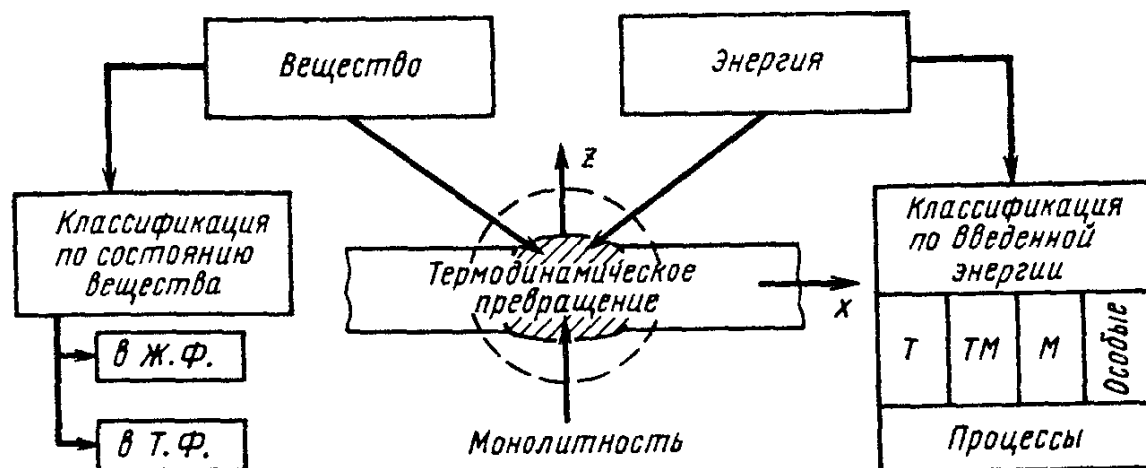


Рис. 1.3 Схема модель, поясняющая термодинамическое определение и классификацию процессов сварки: Т, ТМ, ПМ — термические, термомеханические и прессово-механические процессы

ников энергии. Они реализуются обычно только за счет введения (преобразования) вещества (клея, цемента и т. д.).

Кроме самого общего, термодинамического, возможны и другие определения сварки. Например, в технологическом аспекте, согласно ГОСТ 2601—84, сварка — это процесс получения неразъемных соединений посредством установления межатомных связей между свариваемыми частями при их местном нагреве или пластическом деформировании, или совместном действии того и другого.

1.2. Классификация процессов

Согласно схеме термодинамических превращений (см. рис. 1.3), целесообразно выделить при классификации процессов сварки три основных физических признака: форму вводимой энергии, наличие давления и вид инструмента — носителя энергии. Остальные признаки условно отнесены к техническим и технологическим (табл. 1.1). Такая классификация использована в ГОСТ 19521—74. По виду вводимой в изделие энергии все

ТАБЛИЦА 11

ПРИЗНАКИ И СТУПЕНИ КЛАССИФИКАЦИИ ПРОЦЕССОВ СВАРКИ

Наименование признака	Содержание признака	Степени классификации и порядок расположения процессов
Физические	Наличие давления при сварке	Класс
	Форма энергии, вводимой при сварке	Подкласс
	Вид нагрева или механического воздействия (вид инструмента)	Метод
Технические	Устанавливаются для каждого метода отдельно	Группа Подгруппа Вид Разновидность
Технологические	Устанавливаются для каждого метода отдельно	Способ Прием
Технико-экономические	Удельная энергия ϵ , Дж/мм ² , необходимая для соединения, или удельные затраты на сварку, руб/мм ²	Устанавливается порядок в расположении методов сварки от механических к термическим по увеличению ϵ , Дж/мм ²

ТАБЛИЦА 12

КЛАССИФИКАЦИЯ МЕТОДОВ СВАРКИ МЕТАЛЛОВ ПО ФИЗИЧЕСКИМ ПРИЗНАКАМ

Сварка без давления плавлением	Сварка с давлением	
	Термомеханические ТМ-процессы	Механические М-процессы
Газовая Термитная Дуговая	Контактная Газопрессовая Индукционная с давлением	Холодная Трением Ультразвуковая
Электрошлаковая	Дугопрессовая (дугоконтактная)	Взрывом
Индукционная Электронно-лучевая	Печная с давлением Термитная с давлением	Вакуумным схватыванием ПМ-прессово-механическая
Фотоннолучевая (лазерная) Плазменно-лучевая (микрплазменная)	Термокомпрессорная Диффузионная ТП-термопрессовые	

ТАБЛИЦА 13

КЛАССИФИКАЦИЯ ВИДОВ ДУГОВОЙ СВАРКИ ПО ТЕХНИЧЕСКИМ ПРИЗНАКАМ

Группы (по форме дуги)	Дугой прямого действия		Дугой косвенного действия
Подгруппы (по свойствам электрода)	Плавающимся электродом	Не плавающимся электродом	Не плавающимся электродом
Виды (по защите дуги)	В инертных газах В активных газах В смеси газов		
	В вакууме Под флюсом		— —
	С комбинированной защитой Покрытым электродом	— —	— —
Разновидности (конкретные примеры видов)	В аргоне В углекислом газе Голой легированной проволокой. Порошковой проволокой	В аргоне вольфрамовым электродом В камере с контролируемой атмосферой В CO ₂ угольным электродом	Плазменной струей Атомноводородная Угольными электродами

основные сварочные процессы, включая сварку, пайку и резку, разделены (табл. 1.2) на термические (Т), термомеханические (ТМ), термопрессовые (ТП), механические (М), прессово-механические (ПМ). Признак классификации по наличию давления применим только к сварке и пайке.

Форма энергии, применяемой в источнике энергии для сварки (электрическая, химическая и др.), как классификационный признак не используется, так как он характеризует главным образом не процесс, а оборудование для сварки.

Т-процессы осуществляются без давления (сварка плавлением), остальные — обычно только с давлением (сварка давлением). Указанные в табл. 1.1 термины (класс, метод, вид) условные, но, войдя в классификацию, они позволяют в дальнейшем вести четкую систему типизации процессов сварки. Термин «процесс» использован как независимый от классификационных групп.

Все известные в настоящее время процессы сварки металлов осуществляются за счет введения только двух видов энергии — термической и механической или при их сочетании. Поэтому

в четвертый подкласс особых процессов пока могут быть включены только нейтронная сварка пластмасс и (условно) склеивание, которое происходит без существенного введения энергии извне. В табл. 1.2 эти процессы не указаны, так же как сварка восстановления из солей металлов, электролитическая сварка, сварка напылением и др.— весьма редко используемые процессы. В табл. 1.3 для примера даны виды дуговой сварки.

Под *сварочными процессами* в настоящее время понимают достаточно широкую группу технологических процессов соединения, разъединения (резки) и локальной обработки материалов, как правило, с использованием местного нагрева изделий.

Дуга, луч, газовое пламя — *внешние носители энергии*, от которых энергия передается в изделие тем или иным способом. При термитной сварке разогрев происходит за счет внутреннего источника в результате преобразования в теплоту химической энергии, выделяемой при реакции горения термита. Для всех термических процессов сварки плавлением (независимо от вида носителя энергии — инструмента) в стык энергия вводится всегда путем расплавления металла.

В термомеханических и механических процессах преобладают *внутренние носители энергии*, в которых ее преобразование в теплоту происходит главным образом вблизи контакта соединяемых изделий — стыка.

1.3. Оценка эффективности сварочных процессов

1.3.1. Обобщенный баланс энергии

Обобщенный баланс необходим для количественной оценки передачи и преобразования энергии при разных видах сварочных процессов. Баланс включает следующие основные ступени передачи энергии (рис. 1.4): сеть питания; источник энергии для сварки или трансформатор энергии ТЭ; носитель энергии — инструмент, передающий энергию от трансформатора к зоне сварки (резки или напыления); изделие — стык соединяемых изделий.

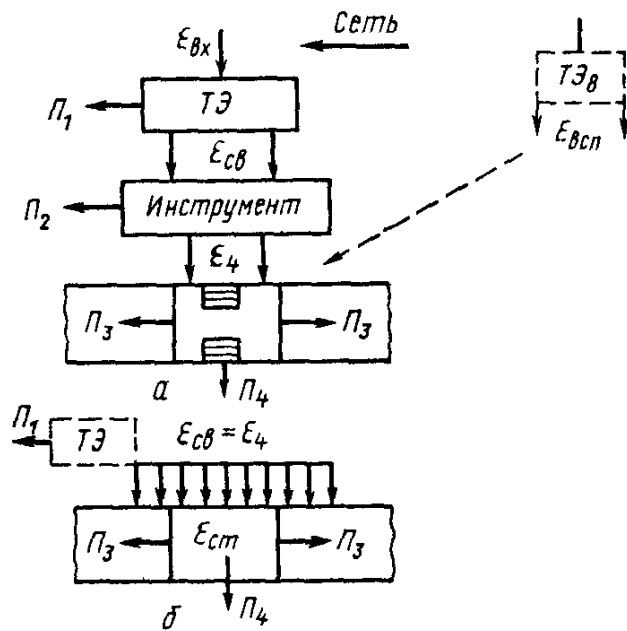
В балансе удобно использовать удельную энергию ϵ , Дж/м², определяемую в расчете на единицу площади стыка.

Энергия, получаемая сварочной установкой от сети питания ($\epsilon_{вх}$), может быть использована непосредственно на сварку ($\epsilon_{св}$) и на вспомогательные операции ($\epsilon_{всп}$). Примерный анализ затрат энергии на собственно сварочные и вспомогательные операции показан на рис. 1.5.

На выходе ТЭ энергия передается источником инструменту, вводящему ее затем в зону сварки. С учетом потерь Π_1 в ТЭ энергия $\epsilon_{св}$ составит

$$\epsilon_{св} = \epsilon_{вых} = \epsilon_{вх} - \Pi_1.$$

Учитывая потери Π_2 при передаче энергии к изделию и потери Π_3, Π_4 на теплопроводность в изделие и на унос, можно найти $\epsilon_{и}$ — энергию, введенную в изделие, и $\epsilon_{ст}$ — энергию, преобразованную непосредственно в зоне стыка:



$$\epsilon_{и} = \epsilon_{св} - \Pi_2;$$

$$\epsilon_{ст} = \epsilon_{и} - (\Pi_3 + \Pi_4).$$

Потери уноса Π_4 характерны главным образом для резки, но имеют место и при высокоинтенсивных процессах из-за испарения материала.

Каждая ступень передачи энергии от источника до стыка может иметь свой к. п. д. В теории распространения теплоты при сварке широко используют эффективный $\eta_{и}$ и термиче-

Рис 1.4. Обобщенная схема баланса энергии сварочного процесса:

а — внешний источник; *б* — внутренний источник. Горизонтальной штриховкой условно показан процесс расплавления

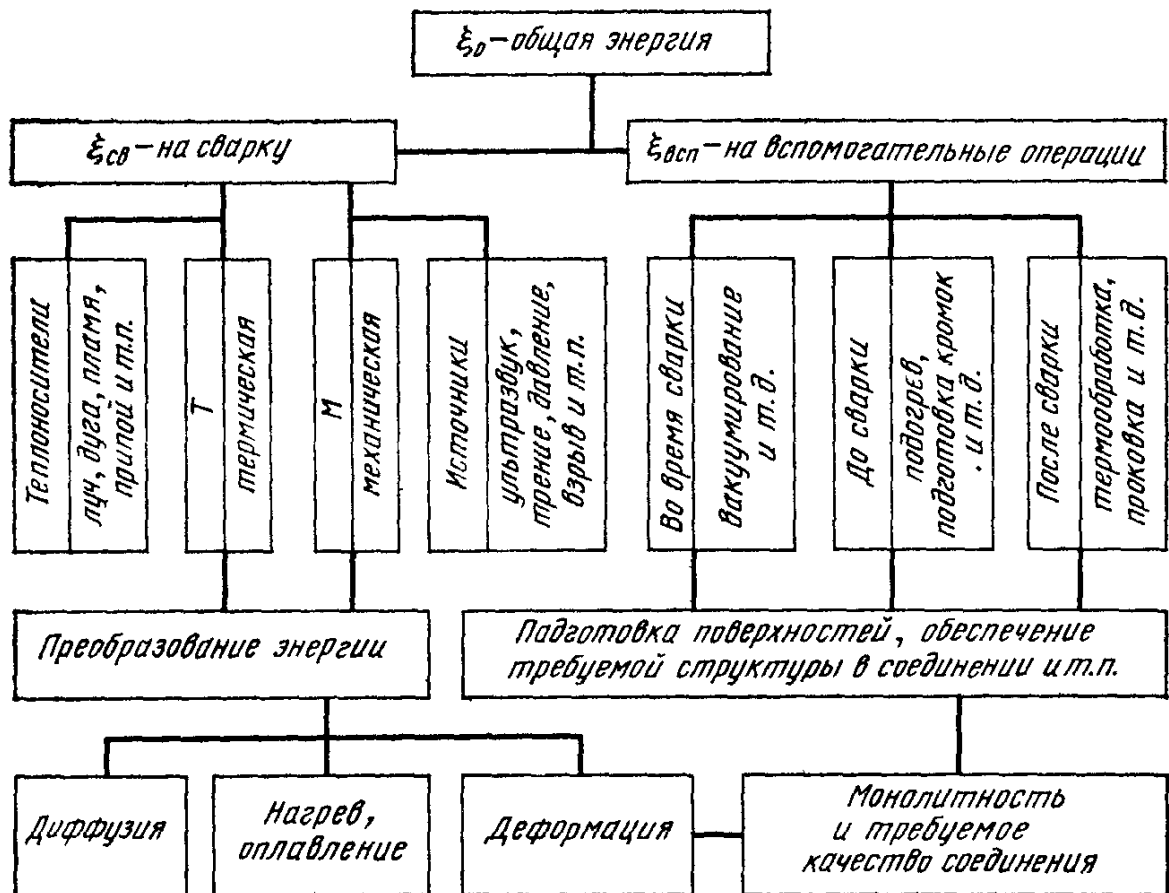


Рис. 1.5 Структурная схема видов основной и вспомогательной энергии при сварке

ский η_t к. п. д. процесса, которые в обозначениях данной схемы выражаются

$$\eta_{\text{и}} = \varepsilon_{\text{и}}/\varepsilon_{\text{св}}; \quad \eta_t = \varepsilon_{\text{ст}}/\varepsilon_{\text{и}}.$$

Кроме того, целесообразно использовать термодинамический к. п. д. процесса

$$\eta_{\text{тд}} = \varepsilon_{\text{ст}}/\varepsilon_{\text{св}} = \eta_{\text{и}}\eta_t,$$

который показывает отношение минимальной удельной энергии $\varepsilon_{\text{ст}}$, необходимой в зоне сварки для выполнения данного соединения, к требуемой энергии источника на выходе трансформатора ТЭ. Удельная энергия $\varepsilon_{\text{ст}}$ Дж/мм² соответствует в данном случае изменению энергосодержания зоны стыка, отнесенному к площади получаемого за счет этой энергии соединения.

1.3.2. Схема балансов энергии

Обобщенный баланс справедлив для всех источников энергии — как внешних, так и внутренних. Большинство Т- и ТП-процессов осуществляется с внешними источниками.

Внутренний источник энергии рассматриваем как некоторый активный объем в общем случае с одинаковой глубиной в обе стороны от стыка. Считаем, что в активном объеме происходит преобразование вводной энергии из одной формы в другую (как правило, тепловую). В этом случае энергия $\varepsilon_{\text{ст}}$, Дж/мм², требуемая для сварки (или резки) единицы контактной площади, может быть приближенно определена как произведение среднего единичного активного объема V , мм³/мм², на его среднее энергосодержание ΔH , Дж/мм³. Принимая микротермическую гипотезу образования сварного соединения как результат местного повышения температуры в активном объеме, определяем ΔH как произведение удельного теплосодержания $c\gamma$, Дж/(мм³ · К) на среднюю температуру ΔT активного объема. Тогда $\varepsilon_{\text{ст}} = V\Delta H = Vc\gamma\Delta T$.

Например, для холодной сварки алюминия имеем глубину активной зоны до 1 мм от стыка. Тогда $V = 2$ мм³/мм²; $\Delta T \approx 0,8 T_{\text{пл}} \approx 500$ °С; $c\gamma = 5 \cdot 10^{-3}$ Дж/(мм³ · К).

Имеем $\varepsilon_{\text{ст}} = Vc\gamma\Delta T = 2 \cdot 5 \cdot 10^{-3} \cdot 500 = 5$ Дж/мм². Такой же порядок величин $\varepsilon_{\text{ст}}$ получим при оценке требуемой энергии для сварки взрывом: для алюминия 10 Дж/мм², для молибдена ~ 50 Дж/мм². Некоторое увеличение $\varepsilon_{\text{ст}}$ получаем для сварки ультразвуком и особенно трением, где глубина и активный объем могут быть значительными.

Сравнивая $\varepsilon_{\text{ст}}$ с энергией $\varepsilon_{\text{св}}$, затрачиваемой на выполнение сварки, получаем термодинамический к. п. д. процесса $\eta_{\text{тд}} = \varepsilon_{\text{ст}}/\varepsilon_{\text{св}}$. Например, для сварки взрывом 1 мм² соединения пластин толщиной 1 мм требуется количество взрывчатого

вещества (ВВ): для алюминия $G \sim 0,01$ г/мм², для молибдена $G \sim 0,1$ г/мм². Учитывая удельную энергию ВВ, равную примерно $\Delta H = 6000$ Дж/г, получаем: $\epsilon_{св} = G\Delta H = 0,01 \cdot 6000 = 60$ Дж/мм² для алюминия и $\epsilon_{св} = 600$ Дж/мм² для молибдена.

Таким образом, $\eta_{тд}$ для сварки взрывом оказывается равным примерно 0,1. Для холодной сварки $\epsilon_{св} \approx 10 \div 30$ Дж/мм², а $\eta_{тд}$ соответственно равно 0,5—0,15.

Приведенные оценки величин энергии $\epsilon_{ст}$, $\epsilon_{св}$ и $\eta_{тд}$ весьма приближенные. Практически полезность подобных расчетов связана с тем, что получаемые значения к. п. д. $\eta_{тд}$ весьма хорошо отражают сравнительную энергоемкость разных процессов и ориентируют на использование менее энергоемких методов.

1.3.3. Оценка эффективности источников энергии

Для правильного выбора того или иного сварочного процесса применительно к конкретному изделию следует учитывать по крайней мере три основных фактора: техническую возможность применения процесса; качество и надежность получаемого соединения; энергетическую и экономическую эффективность сварочного процесса.

Первый фактор должен быть выполнен безусловно. Вторые два фактора следует учитывать так, чтобы найти оптимальное решение в каждом конкретном случае. Для правильного и обоснованного учета факторов качества и надежности соединений одновременно со степенью эффективности применяемого процесса сварки нужна единая методика их количественной оценки. Эффективность процессов сварки плавлением оценивают обычно такими показателями, как эффективный и термический к. п. д., коэффициенты расплавления и наплавки и т. п. Источники сварочного нагрева характеризуют обычно удельным тепловым потоком в пятне нагрева q_{max} , Вт/см², и коэффициентом сосредоточенности k . Оценивают также удельные затраты на 1 м длины шва или на 1 кг наплавленного металла.

Сравнение термических источников энергии для сварки (рис. 1.6) показывает, что наибольшую удельную мощность в пятне нагрева имеют лучевые источники, для которых q_{max} примерно $1 \cdot 10^{10}$ Вт/см². Однако их применение для сварки ограничено верхним пределом $1 \cdot 10^7$ Вт/см² для электронного и фотонного луча. При более высоких плотностях энергии в пятне нагрева сварка невозможна — происходит испарение материала; возможна резка и размерная обработка (лучевое фрезерование) изделий.

Однако приведенные показатели не позволяют сравнивать между собой процессы разных классов — термические, термомеханические и механические. В то же время часто имеется

возможность выполнить одно и то же соединение разными методами сварки, а также пайкой или склеиванием. Основная задача любого из этих трех процессов — получение определенной площади качественно соединяемых материалов. Поэтому целесообразно применять удельные показатели эффективности, отнесенные к единице площади соединения [1, 2].

Расчет значений $\epsilon_{св}$ для разных способов сварки коррозионнотойкой стали типа 18-8 показал (рис. 1.7), что с увеличением

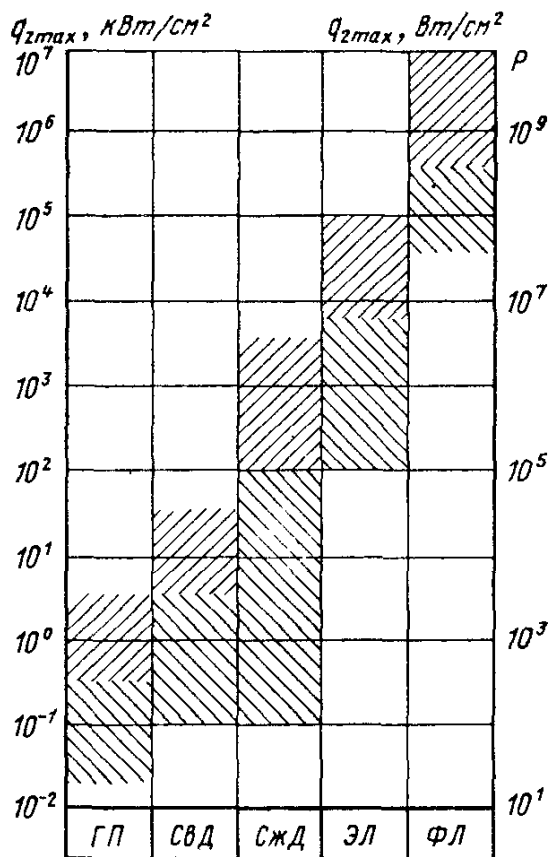


Рис. 1.6. Удельная мощность различных источников энергии сварочных процессов в пятне нагрева. Левая штриховка соответствует сварке, правая — резке (Р). Обозначение: ГП — газовое пламя; СВД — свободная дуга; СЖД — сжатая дуга; ЭЛ — электронный луч; ФЛ — фотонный луч

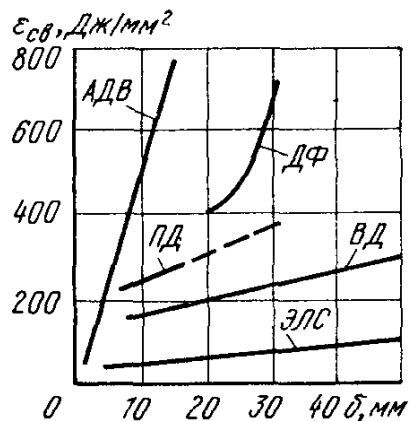


Рис. 1.7. Средние значения удельной энергии $\epsilon_{св}$, Дж/мм², необходимой при сварке стали 18-8, $\delta=40$ мм разными методами

толщины изделия удельная сварочная энергия резко возрастает при использовании многопроходной сварки. Например, аргонодуговая сварка W-электродом (АДВ) обеспечивает сварку стыкового соединения листов толщиной 15 мм при общих затратах на все проходы до 1000 Дж/мм². Электронно-лучевой процесс (ЭЛС) благодаря кинжальному проплавлению и однопроходной сварке позволяет сваривать встык металл толщиной 10—50 мм практически при одной и той же удельной энергии 30—60 Дж/мм². Использование плазменной дуги (ПД) и дуги в вакууме (ВД) при узкой разделке также позволяет потреблять при сварке меньше энергии ($\epsilon_{св} = 150 \div 300$ Дж/мм²), чем для дуги под флюсом (ДФ), которая в зависимости от разделки кромок требует $\epsilon_{св} = 400 \div 800$ Дж/мм².

Сравнение критериев $\epsilon_{и}$ и $\epsilon_{общ}$ показывает, что $\epsilon_{и}$ с уменьшением интенсивности источника возрастает примерно от еди-

ниц (3—5 Дж/мм²) для лазерной сварки до сотен (200—400 Дж/мм²) для газового пламени (рис. 1.8).

Пламенная дуга при достаточных мощностях разрезает коррозионностойкую сталь при удельной энергии резки $\epsilon_p = 100$ Дж/мм². Однако при толщинах свыше 100—120 мм мощности источника не хватает для интенсивного ведения процесса, и ϵ_p возрастает до 300—350 Дж/мм².

Критерий ϵ_p вычисляется так же, как и $\epsilon_{св}$, а удельная энергия выплавления $\epsilon_v = \epsilon_p \eta_v$, где η_v — энергетический коэффициент

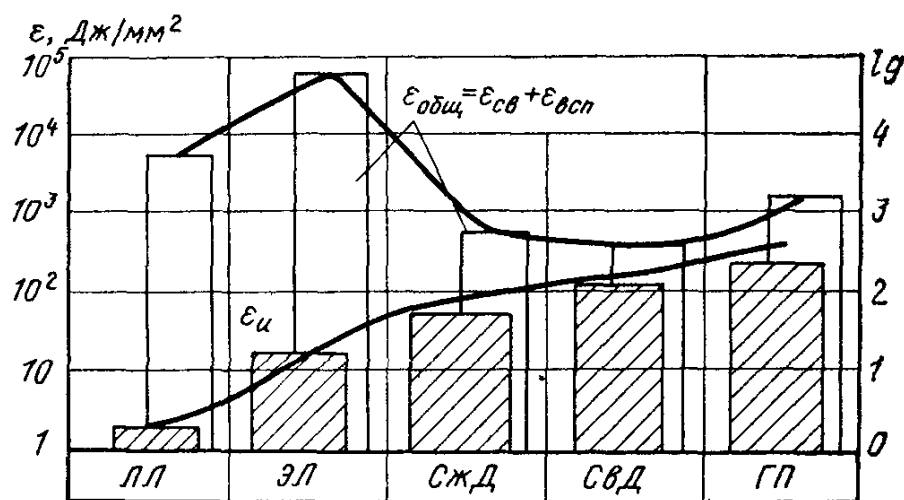


Рис 1.8 Порядок величин удельной энергии ϵ_n и $\epsilon_{общ}$, Дж/мм², необходимой для однопроводной сварки стали различными методами ВСМ для ЭЛС подсчитано с учетом вакуумирования камеры и сварки соединения сечением около 1000 мм². Обозначения см. подпись под рис. 1.6, ЛЛ — лазерный луч

выплавления, составляющий при оптимальных режимах резки металла толщиной 10—100 мм для стали 18-8 ~ 55 %, а для сплава АМг ~ 25 %.

Сравнение эффективности Т, ТП и ПМ-процессов сварки показывает, что для многих видов соединений и материалов механические и термомеханические процессы сварки требуют значительно меньше энергии, чем сварка плавлением. Например, для сварки встык стальных стержней диаметром 20 мм при дуговом ванном способе необходимо $\epsilon_{св} = 1800$ Дж/мм², при контактной стыковой сварке оплавлением ~ 400 Дж/мм², при сварке трением ~ 130 Дж/мм². Для сварки встык пластин из алюминиевого сплава толщиной 5 мм требуется: при аргонодуговой сварке $\epsilon_{св} = 300$ Дж/мм², при контактной сварке ~ 200 Дж/мм², при холодной сварке ~ 30 Дж/мм².

Анализ эффективности по различным классам сварочных процессов позволяет построить условную диаграмму удельной энергии, необходимой для сварки соединений определенного типа с применением разных процессов или источников энергии.

На диаграмме (рис. 1.9) по вертикальной оси в логарифмическом масштабе отложены приблизительные значения ϵ_n , а по горизонтальной оси указаны возможные процессы применительно к сварке встык стальных листов толщиной до 20 мм или стержней диаметром до 20 мм.

Целесообразно в ряде случаев применять показатель удельной энергии $\epsilon = q/v\delta$ (Дж/м²) как более информативный, чем

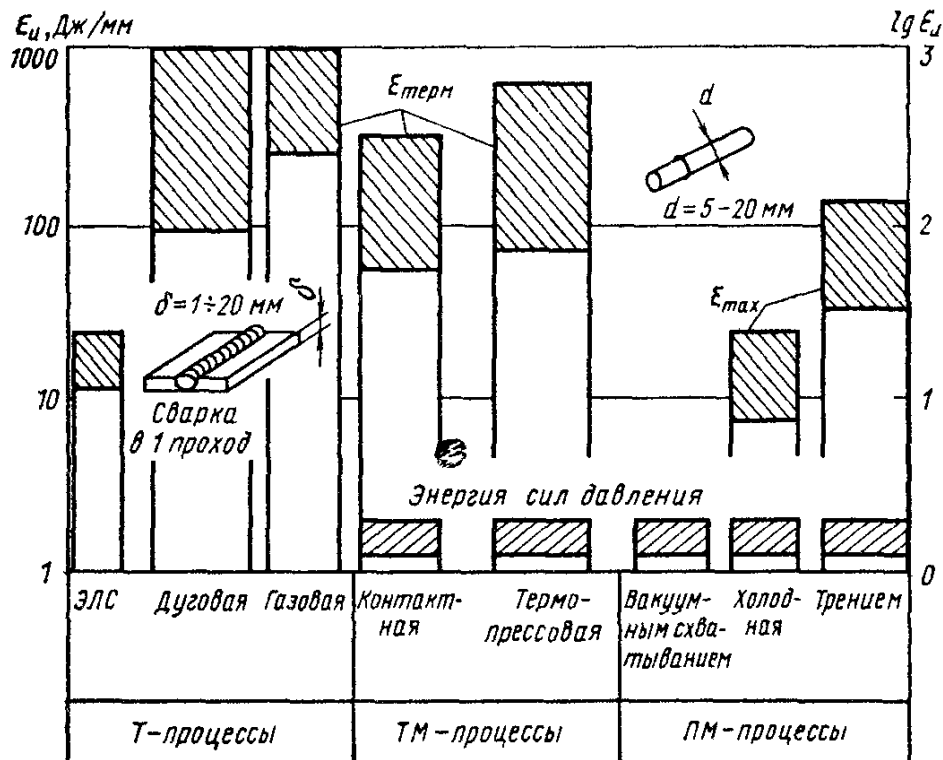


Рис. 1.9. Удельная энергия ϵ_n требуемая для выполнения однотипных стыковых соединений с применением разных процессов

показатель погонной энергии q/v , измеряемый в Дж/м. Использование при анализе разных методов сварки показателей удельной энергии ϵ , Дж/м², стимулирует выбор перспективных в отношении энергоемкости процессов и источников энергии.

1.3.4. Примеры расчетов

Определение удельной энергии $\epsilon_{ст}$ для различных способов сварки. Основные физические свойства металлов и сплавов приведены в табл. 1.5.

1. Сварка плавлением. Рассмотрим сварку плавлением встык ванном способом двух алюминиевых стержней диаметром 20 мм. Согласно обобщенной схеме баланса энергии (см. рис. 1.6, а), существует внешний источник энергии, которая вносится с расплавляемым электродным металлом. Удельное объемное энергосодержание расплавленного металла при темпера-

ФИЗИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА НЕКОТОРЫЕ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ

Материалы	Температура, К		Плотность, г/см ³		Теплоемкость, Дж/(г·К)			Теплопроводность, Вт/(см·К)			Удельное электро-сопротивление, мкОм·см			Теплота плавления L, Дж/г	Поверхностное натяжение σ_L , мН/см
	соли дуса	лик-видуса	γ_{298}	γ_S	c_{298}	c_S	c_L	λ_{298}	λ_S	λ_L	ρ_{298}	ρ_S	ρ_L		
Сплавы железа: Fe	1810	1810	7,87	7,1	0,44	0,7	0,69	0,79	0,33	0,34	9	130	135	270	18
	1723	1773	7,8	7,2	0,47	0,64	0,74	0,4	0,35	0,35	15	120	125	271	17,5
	1673	1732	7,9	7,24	0,45	0,65	0,72	0,15	0,35	0,35	80	125	130	284	17,1
Сплавы алюминия: Al AM6 AMц Д 16	1933	933	2,7	2,55	0,9	—	1,08	2,4	2,2	1,03	2,5	11	25	393	8,6
	858	903	2,64	—	1,1	—	1,3	1,0	1,35	1,0	6,7	—	—	384	7,0
	916	927	2,73	—	0,91	—	—	1,6	—	0,88	4,1	—	—	388	7,65
	775	911	2,77	—	0,91	—	—	1,6	—	—	0,3	—	—	388	8,1
Сплавы титана: Ti BT6	1941	—	4,5	—	0,53	—	0,74	0,22	0,26	0,23	45	150	170	376	14
	—	—	—	—	0,54	—	—	0,07	—	—	160	—	—	—	—
Сплавы меди: Cu Л63 Mg	1356	1356	8,93	—	0,38	—	0,47	4,0	3,5	3,5	3	9	21	200	13
	1173	1183	—	8,63	—	0,38	0,42	—	—	—	—	—	—	168	—
	924	924	1,73	—	1,15	—	1,32	1,7	1,6	0,8	3	15	27	364	5,2

Примечание. Индексы 298, S и L идентифицируют температуру 298 К, солдуса и ликвидуса соответственно.

туре его плавления составляет $\Delta H = \gamma(c_{пл}T_{пл} + q_{пл})$, где γ — плотность; $c_{пл}$ — удельная теплоемкость; $q_{пл}$ — скрытая теплота плавления металла.

Минимальная удельная энергия, требуемая для сварки ванным способом, определяется как произведение ΔH на объем зоны (ванны) расплавленного металла, деленное на площадь сечения шва, т. е. как произведение ΔH на ширину B расплавленной зоны: $\epsilon_{ст} = \Delta H B$, Дж/мм². Принимая ширину такого шва равной диаметру прутка, приближенно получаем, используя округленные значения в табл. 1.5:

$$\epsilon_{ст} = 2,7 \cdot (1 \cdot 660 + 390) \cdot 2 = 5670 \text{ Дж/см}^2 = 56,7 \text{ Дж/мм}^2.$$

2. Контактная сварка оплавлением. В данном случае существует внутренний источник энергии — тепловыделение на контактном сопротивлении. Различие в минимальном значении требуемой энергии определяется по сравнению со сваркой плавлением лишь размерами расплавляемой зоны. Используя данные примера сварки плавлением, находим, что при глубине осадки по 5 мм минимальная удельная энергия составит 28,35 Дж/мм².

3. Сварка трением. Ширина зоны нагрева от «внутреннего» источника энергии при сварке трением значительно ниже, чем при контактной сварке оплавлением. Кроме того, процесс формирования шва обычно протекает при температурах, близких к температуре плавления сплава, но не превышающих ее, т. е. без затрат на скрытую теплоту плавления. При общей ширине пластической зоны формирования соединения около 5 мм минимальная удельная энергия составит $\epsilon_{ст} = 2,7 \cdot 660 \cdot 0,5 = 900 \text{ Дж/см}^2 = 9 \text{ Дж/мм}^2$.

4. Холодная сварка. Имеем внутренний источник энергии. Преобразование энергии сжатия деталей происходит в некотором активном объеме с одинаковой глубиной в обе стороны от шва. Энергия, требуемая для сварки, в данном случае также определяется как произведение среднего энергосодержания при температуре стыка около 600 °С (для алюминия) на глубину активной зоны, около 1 мм, или $\epsilon_{ст} = 2,7 \cdot 600 \cdot 0,1 \cdot 2 = 324 \text{ Дж/см}^2 = 3,24 \text{ Дж/мм}^2$.

5. Сварка взрывом. Экспериментально установлено, что для сварки алюминиевых пластин толщиной 1 мм требуется около 1 г взрывчатого вещества на 1 см² площади соединяемых деталей. Учитывая, что удельная энергия для взрывчатого вещества составляет ~6000 Дж/г, получаем ориентировочную оценку:

$$\epsilon_{ст} = 1 \cdot 6000 \text{ Дж/см}^2 = 60 \text{ Дж/мм}^2.$$

Сопоставление энергозатрат при рассмотренных способах сварки показывает, что способы сварки давлением менее энер-

гоемки по сравнению со сваркой плавлением Немаловажно и то, что при сварке в твердом состоянии не требуется расходовать энергию на расплавление металла, что экономит около 15—30 % энергии.

Глава 2. ТЕПЛОВЫЕ ПРОЦЕССЫ ПРИ СВАРКЕ (Шип В. В.)

2.1. Основные понятия

Температурное поле — это распределение температур в изделии в конкретный момент времени. Температура является функцией теплофизических констант материала, координат точки тела и времени.

Распределение температур может быть объемным $T=T(x, y, z, t)$, плоским $T=T(x, y, t)$, линейным $T=T(x, t)$.

Процесс распространения теплоты при сварке разделяют на три стадии:

теплонасыщение, когда в температурном поле, перемещающемся вместе с источником нагрева, температура нарастает; предельное квазистационарное состояние, когда подвижное температурное поле практически устанавливается; выравнивание температуры после окончания сварки.

Термический цикл сварки $T=T(t)$ — зависимость температуры от времени в некоторой точке изделия.

Изотермическая поверхность — выделенная на контуре или в объеме тела поверхность, образованная точками, имеющими одинаковую температуру в данный момент времени.

Изотерма — линия на поверхности или в сечении тела, соединяющая точки с одинаковой температурой.

Градиент температуры $\text{grad } T = \partial T / \partial n$ — векторная производная от температуры по направлению n , перпендикулярному к изотерме в данной точке.

Теплосодержание s (Дж/г) — удельное количество теплоты, сообщенное телу массой 1 г при нагреве его от температуры T_1 до температуры T_2 . При технических расчетах теплосодержание тела отсчитывают от 273 К.

Истинная удельная массовая теплоемкость c (Дж/г·град) — количество теплоты, необходимое для изменения на 1 К температуры единицы массы тела.

Объемная теплоемкость c_p (Дж/мм³·град) — количество теплоты, необходимое для изменения на 1 К температуры единицы объема тела.

2.2. Схемы нагреваемого тела

Распространение теплоты существенно зависит от формы, размеров свариваемой детали, а также от количества теплоты вводимой сварочным источником теплоты, т. е. от расчетной схемы

тела. Обычно при тепловых расчетах в зависимости от степени прогрева детали по толщине (в направлении оси Oz) выбирают одну из следующих основных схем.

Бесконечное тело. Если границы детали не влияют на распространение теплоты, ее при расчете можно заменить бесконечным телом неограниченной протяженности по всем трем осевым направлениям: x , y , z .

Полубесконечное тело. Этой схеме соответствует массивная деталь с одной ограничивающей плоскостью $z=0$. Остальные поверхности детали значительно удалены и не влияют на распространение теплоты. Схема используется при расчете температур в случае наплавки валиков и укладки угловых швов с малым проплавлением на листах толщиной более 30 мм.

Бесконечная пластина — тело, ограниченное двумя параллельными плоскостями: $z=0$ и $z=\delta$. Температура по толщине листа δ распределена равномерно, и теплота распространяется только в плоскости xOy .

Схема соответствует случаю сварки пластины встык или укладки углового шва с полным проплавлением.

Полубесконечная пластина — тело, ограниченное двумя параллельными плоскостями $z=0$, $z=\delta$ и плоскостью $y=0$. Остальные условия такие же, как и у бесконечной пластины.

Схема применяется при расчете температур в конструктивном элементе (стенке, ребре, накладке), привариваемом к пластине угловым швом, а также в случае наплавки валика на торец пластины.

Плоский слой — пластина, у которой температура точек по толщине не одинакова, а толщина тела не настолько велика, чтобы можно было пренебречь влиянием ограничивающей плоскости $z=\delta$ и считать тело полубесконечным.

Бесконечный и полубесконечный стержни — тела, протяженные в одном направлении, с равномерным распределением температуры в пределах поперечного сечения. Схема используется в случае расчета температур при контактной стыковой сварке арматуры, стержней и т. п.

Кроме приведенных, при расчетах иногда используются и другие простейшие схемы.

2.3. Типы и тепловая эффективность источников нагрева

По времени действия различают источники мгновенные, выделяющие теплоту за очень малый промежуток времени, и непрерывно действующие. Последние по расчетной схеме могут быть неподвижными, подвижными и быстро движущимися. Как правило, в случае ручной сварки и наплавки целесообразно использовать схему подвижного источника, а в случае автоматической — быстродвижущегося.

В зависимости от размера зоны, в которой выделяется теплота, различают источники сосредоточенные и распределенные. Сосредоточенные источники могут быть точечными (теплота выделяется в очень малом объеме), линейными (теплота выделяется по линии) и плоскими (теплота выделяется в плоскости).

В случае сварки углового шва на массивной детали или наплавки на нее для тепловых расчетов применяется схема точечного источника на поверхности полубесконечного тела или плоского слоя. Если пластина сваривается стыковым или угловым швом с полным или почти полным проплавлением, применяют схему линейного источника в пластине (теплота вводится равномерно по всей толщине вдоль условной линии). Для стыковой сварки стержней используют схему плоского источника (теплота выделяется в плоскости стыка).

Распределенные источники выделяют теплоту по какой-то поверхности (в пятне нагрева) или в некотором объеме детали, причем интенсивность ввода теплоты (удельный тепловой поток) в разных точках пятна нагрева неодинакова. В зависимости от закона распределения удельного теплового потока по пятну нагрева распределенные источники могут быть различными. Для лазерной, дуговой, плазменной или газовой сварки этот закон близок к закону нормального распределения, и источники теплоты называются нормальными. Если пятно нагрева имеет форму круга, то источник будет нормально круговым (лазерная, дуговая, плазменная и газовая сварка); если же пятно нагрева имеет форму полосы, источник нормально полосовой (нагрев листа газовыми гребенками).

Эффективная тепловая мощность сварочного источника теплоты, т. е. количество теплоты, вводимой при сварке источником в деталь в единицу времени, если известны параметры режима сварки, определяется по формуле

$$q = \eta IU, \quad (2.1)$$

где I — сварочный ток; U — напряжение на дуге; η — эффективный к. п. д. процесса нагрева.

Значения эффективного к. п. д. процесса нагрева для разных способов сварки приведены ниже:

Способ сварки	η	Способ сварки	η
Ручная, электродами:		Электрошлаковая:	
плавящимися	0,7—0,85	обычная при толщине	
угольными	0,5—0,7	листов, мм:	
Под флюсом	0,8—0,95	50	0,55
В защитном газе:		100	0,8
Углекислом	0,7—0,8	200	0,9
Аргоне, электродом:		С порошкообразным при-	
вольфрамовым	0,65—0,75	садочным металлом при	
плавящимся	0,7—0,8	толщине листов, мм:	
Порошковой проволокой	0,8—0,9	50	0,75—0,8
Газовым пламенем	0,3—0,8	100	0,9

Погонная энергия сварки, т. е. количество теплоты, вводимой на единицу длины шва, в этом случае находится из выражения

$$q_{п} = q/v, \quad (2.2)$$

где v — скорость сварки.

Если режим сварки не известен, но задано поперечное сечение наплавленного за проход металла шва (стыкового или углового), погонную энергию можно получить из уравнения

$$q_{п} = Q_v F_{ш}, \quad (2.3)$$

где $F_{ш}$ — площадь поперечного сечения наплавленного металла шва, мм²; Q_v — коэффициент, определяемый по табл. 2.1.

При сварке угловых соединений (тавровых, нахлесточных) часть погонной энергии, вводимая в свариваемый элемент, определяется в зависимости от соотношения толщин. Так, в случае приварки угловым швом к пластине толщиной δ конструктивного элемента толщиной δ_k погонная энергия, вводимая в пластину $q_{п.п}$ и в конструктивный элемент (ребро, стенку, накладку) $q_{п.к}$, может быть вычислена по формулам:

$$q_{п.п} = q_{п} \frac{2\delta}{2\delta + \delta_k}; \quad (2.4)$$

$$q_{п.к} = q_{п} \frac{\delta_k}{2\delta + \delta_k}. \quad (2.5)$$

Эффективная тепловая мощность в этих случаях определяется по аналогичным формулам:

$$q^{пл} = q \frac{2\delta}{2\delta + \delta_k}; \quad (2.6)$$

$$q^k = q \frac{\delta_k}{2\delta + \delta_k}. \quad (2.7)$$

ТАБЛИЦА 2.1

ЗНАЧЕНИЯ Q_v ДЛЯ РАЗЛИЧНЫХ СПОСОБОВ СВАРКИ

Способ сварки	Сварочные материалы	Q_v , Дж/мм ³
Ручная электродуговая	Электроды:	
	УОНИ — 13/45	65
	ЭА 395/9, ЭА 606/10,	42
	ЭА 400/10	
	ЭА 606/11, 48Н-1	46
Полуавтоматическая в CO ₂ Автоматическая и полуавтоматическая под флюсом	ЭА 981/15	48
	Проволока Св-08ГС	38
	Проволока Св-08А, флюс	65
	ОСЦ-45	
	Проволока Св-10ГСМТ, флюс	71
	АН-42	

Формулы (2.4) — (2.7) дают наиболее точные результаты при $\delta/\delta_k \leq 1,7$. Они справедливы для низкоуглеродистых, низколегированных и аустенитных сталей, а также для титановых и алюминиевых сплавов толщиной примерно до 16 мм.

2.4. Тепловые процессы при дуговой сварке

2.4.1. Расчет температурного поля при однопроводной сварке и наплавке

При ручной сварке пластины с полным (или близким к полному) проплавлением применяют расчетную схему подвижного линейного источника теплоты в пластине.

Температура в точке на расстоянии r от источника равна

$$T = \frac{q}{2\pi\lambda\delta} e^{-vx/2a} K_0 \left(\frac{vr}{2a} \sqrt{1 + \frac{4ba}{v^2}} \right), \quad (2.8)$$

где q — эффективная тепловая мощность, определяемая по формуле (2.1) для стыкового шва и по формуле (2.6) для углового шва; λ — коэффициент теплопроводности; a — коэффициент температуропроводности; b — коэффициент поверхностной теплоотдачи; $K_0(u)$ — функция Бесселя нулевого порядка, берется по таблице в зависимости от величины аргумента $u = \frac{vr}{2a} \sqrt{1 + \frac{4ba}{v^2}}$; x — расстояние вдоль оси Ox от источника до точки, берется со знаком плюс, если точка находится впереди источника, и со знаком минус, если точка — позади источника: $x = \pm vt$; здесь t — время, за которое источник проходит расстояние x .

Коэффициент поверхностной теплоотдачи для пластины

$$b = \frac{2\alpha}{c\rho\delta}, \quad (2.9)$$

где $c\rho$ — удельная объемная теплоемкость; α — коэффициент теплоотдачи.

Для ручной наплавки или сварки углового шва на массивной детали применяется расчетная схема подвижного точечного источника теплоты на поверхности полубесконечного тела или плоского слоя.

Для схемы полубесконечного тела

$$T = \frac{q}{2\pi\lambda R} e^{-v/2a (R+x)}, \quad (2.10)$$

где q — часть эффективной мощности, вводимая в деталь; R — расстояние от источника до точки, в которой определяется температура ($R^2 = x^2 + y^2 + z^2$).

Для схемы плоского слоя температуру определяют по формуле

$$T = m \frac{q}{2\pi\lambda\delta} e^{-vx/2a} K_0\left(\frac{vr}{2a}\right), \quad (2.11)$$

где m — коэффициент, учитывающий отражение тепла от поверхностей слоя, определяется по номограмме (рис. 2.1).

Номограмма приведена для расчета температуры в точках поверхностей $z=0$ и $z=\delta$.

Температуру точек бесконечного стержня сечением F от подвижного плоского источника теплоты мощностью q , перемещающегося вдоль стержня со скоростью v , определяют по формуле

$$T = \frac{q}{\rho v F \sqrt{1 + \frac{4ba}{v^2}}} \exp \times \\ \times \left(-\frac{vx}{2a} - \frac{v|x|}{2a} \sqrt{1 + \frac{4ba}{v^2}} \right), \quad (2.12)$$

где x — расстояние от движущегося источника до точки, в которой определяется температура. Начало координат перемещается вместе с источником теплоты.

Коэффициент поверхностной теплоотдачи с боковой поверхности стержня

$$b = \frac{\alpha p}{\rho F}, \quad (2.13)$$

где p — периметр сечения стержня.

По формулам (2.8), (2.10), (2.11) и (2.12) определяется температура $T_{пр}$ точек установившегося поля предельного состояния.

Температуру $T(t)$ точки подвижного поля в стадии теплонасыщения рассчитывают по формуле

$$T(t) = \Psi(t) T_{пр}, \quad (2.14)$$

где $\Psi(t)$ — коэффициент теплонасыщения, определяемый по

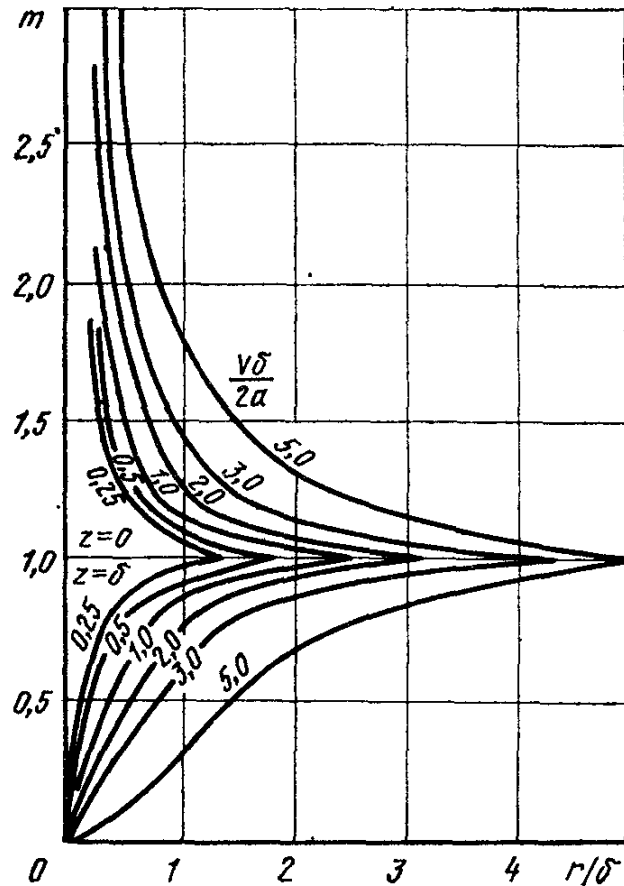


Рис. 2.1. Номограмма для определения коэффициента m [2]

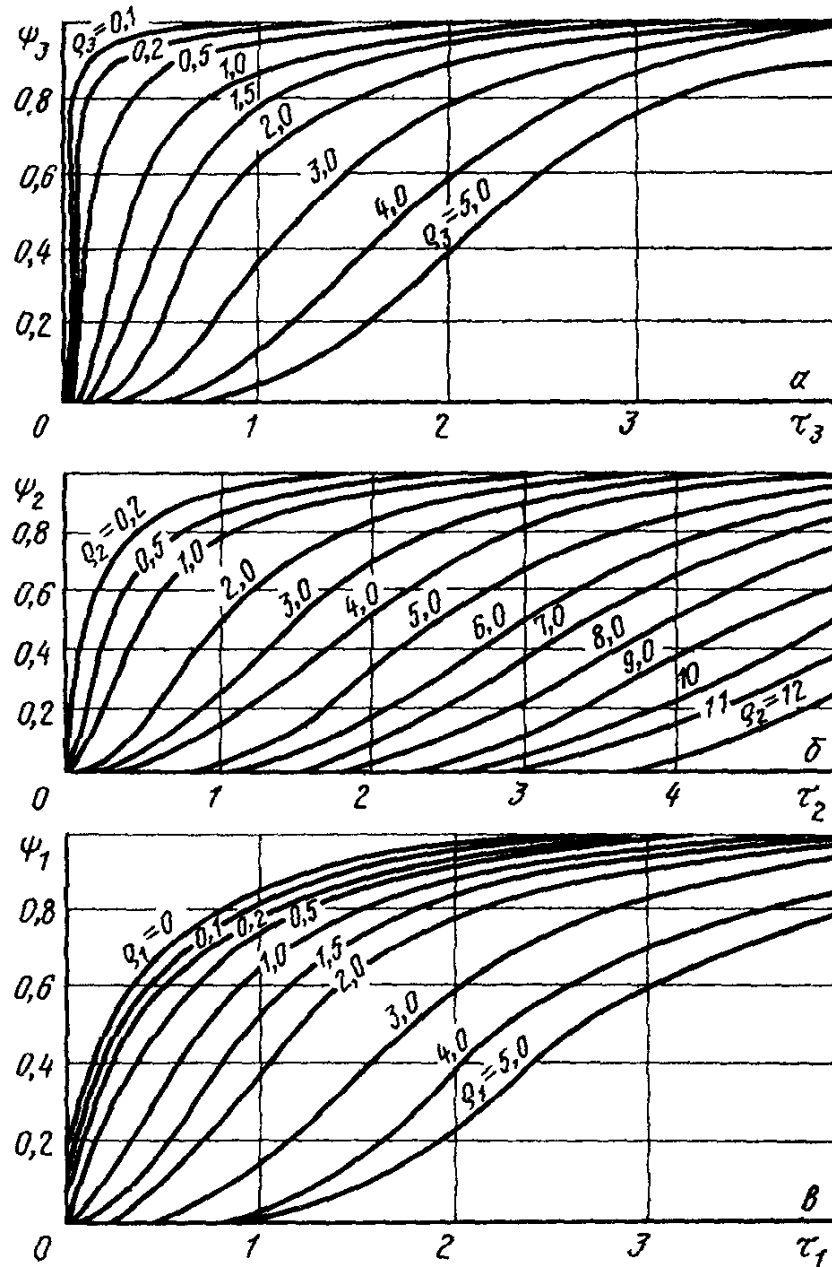


Рис 2.2. Номограммы для определения коэффициента теплонасыщения $\psi_3(\alpha)$, $\psi_2(\delta)$ и $\psi_1(\sigma)$ [2]

номограммам (рис. 2.2) в зависимости от расчетной схемы и безразмерных критериев ρ и τ .

Для точечного источника на поверхности полубесконечного тела

$$\rho_3 = \frac{vR}{2a}, \quad \tau_3 = \frac{v^2 t}{4a};$$

для линейного источника в бесконечной пластине

$$\rho_2 = \frac{vr}{2a} \sqrt{1 + \frac{4ba}{v^2}}; \quad \tau_2 = \frac{v^2 t}{4a} \left(1 + \frac{4ba}{v^2}\right);$$

для плоского источника в бесконечном стержне

$$\rho_1 = \frac{v|x|}{2a} \sqrt{1 + \frac{4ba}{v^2}}; \quad \tau_1 = \frac{v^2 t}{4a} \left(1 + \frac{4ba}{v^2}\right).$$

Выравнивание температуры после прекращения в момент времени t_0 действия источника нагрева описывают наложением двух процессов: теплонасыщения $T_{ист}(t)$ от условно продолжающего действовать источника и теплонасыщения $T_{ст}(t-t_0)$ от равного ему по мощности фиктивного стока теплоты q , начавшего действовать в момент t_0 .

Для времени $t > t_0$ в стадии выравнивания

$$T(t) = T_{ист}(t) - T_{ст}(t-t_0). \quad (2.15)$$

Для автоматической сварки пластины с полным (или близким к полному) проплавлением используется расчетная схема мощного быстродвижущегося линейного источника теплоты в пластине.

Температура в точке на расстоянии y от оси шва определяется по формуле

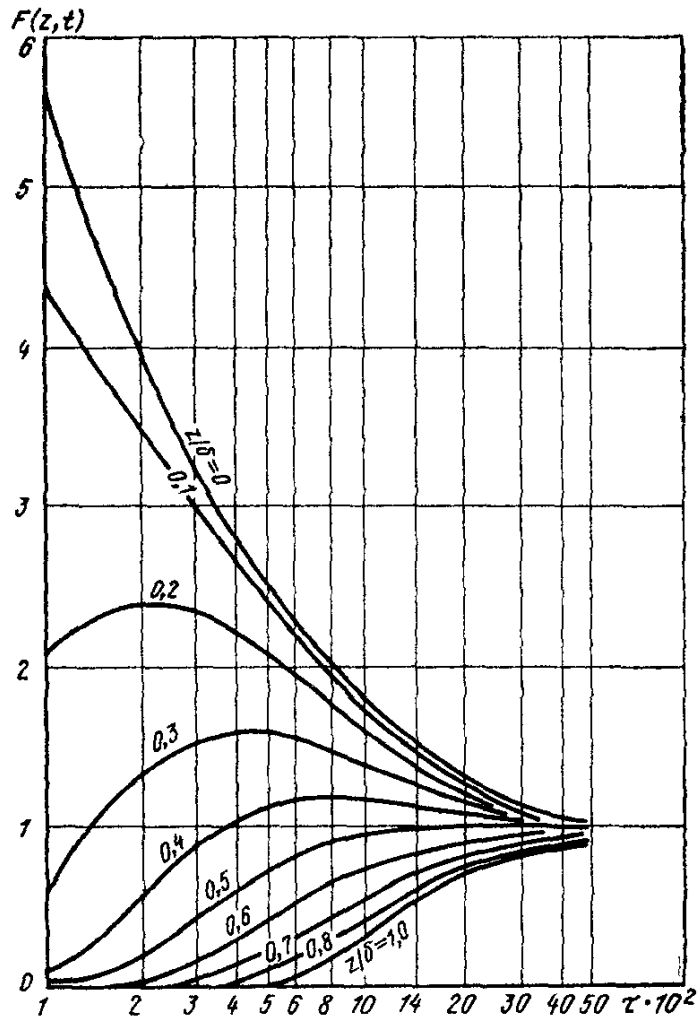


Рис. 2.3. Номограмма для определения $F(z, t)$ [3]

$$T = \frac{q}{v\delta (4\pi\lambda c\rho t)^{1/2}} e^{-y^2/4at - bt}, \quad (2.16)$$

где t — время, отсчитываемое от момента, когда источник теплоты пересек перпендикулярную к оси Ox плоскость, в которой расположена рассматриваемая точка.

Для автоматической наплавки или сварки углового шва на массивной детали применяется расчетная схема мощного быстродвижущегося точечного источника на поверхности полубесконечного тела или плоского слоя.

В случае полубесконечного тела

$$T = \frac{q}{2\pi\lambda\sqrt{t}} e^{-(y^2+z^2)/4at}. \quad (2.17)$$

В случае расчетной схемы плоского слоя

$$T = \frac{q}{\sigma\delta c\rho} F(z, t) \frac{1}{\sqrt{4at}} e^{-y^2/4at-bt}, \quad (2.18)$$

где $F(z, t)$ — функция, учитывающая отражение тепла от поверхностей слоя, численное значение которой определяется по номограмме (рис. 2.3) в зависимости от отношения z/δ и безразмерного времени $\tau = at/\delta^2$. При $at/\delta^2 > 0,5$ значение $F(z, t)$ принимают равным 1.

В формулах (2.16), (2.17) и (2.18) t — время, отсчитываемое от момента, когда источник теплоты пересек плоскость, в которой расположена рассматриваемая точка.

2.4.2. Расчет параметров термического цикла сварки

Термический цикл сварки характеризуется следующими параметрами: максимальная температура T_T , скорости нагрева и охлаждения, длительность пребывания металла t_H выше заданной температуры (рис. 2.4).

Структурное состояние металла в различных зонах сварного соединения определяется такими параметрами термического цикла, как T_T , t_H (размер зерна), а также скоростью охлаждения ω_0 в интервале температур минимальной устойчивости аустенита мартенситных сталей (степень закалки).

Если известна зависимость температуры от времени $T = T(t)$ или от расстояния, например $T = T(x)$, закономерность изменения максимальной температуры может быть определена из условия

$$\partial T / \partial t = 0 \quad \text{или} \quad \partial T / \partial x = 0.$$

Для точечного источника теплоты на поверхности массивного тела (2.17) получаем

$$T_T - T_H = \frac{2q}{\pi\epsilon\sigma\rho r_0^2}. \quad (2.19)$$

Для линейного источника в пластине (2.16)

$$T_T - T_H = \frac{q}{\sqrt{2\pi\epsilon}\sigma\rho\delta y_0^2} \left(1 - \frac{by_0^2}{2a} \right). \quad (2.20)$$

В формулах (2.19) и (2.30) T_H — начальная температура изделия или температура предварительного подогрева (рис. 2.4) и

$$r_0^2 = y_0^2 + z_0^2.$$

Мгновенная скорость охлаждения ω_0 при данной температуре является производной температуры по времени

$$\omega_0 = \partial T / \partial t.$$

Скорость охлаждения зависит от формы изделия, уменьшается при увеличении эффективной погонной энергии q/v и тем-

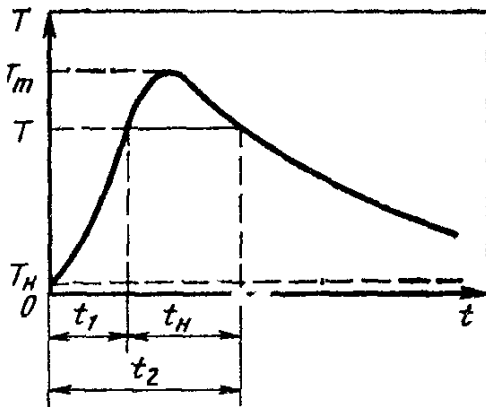


Рис. 2.4. Термический цикл сварки

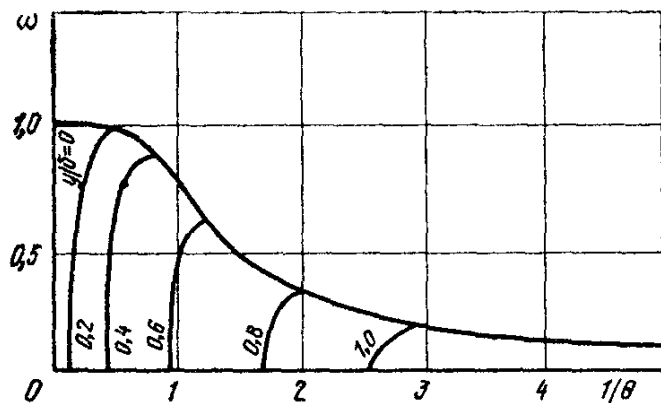


Рис. 2.5. Номограмма для определения критерия $1/\theta$ [2]

пературы подогрева T_H , а также при уменьшении толщины листа δ .

При дуговой наплавке валика на массивное тело (2.17)

$$\omega_0 = - \frac{2\pi\lambda (T - T_H)^2}{q/v}. \quad (2.21)$$

При сварке листов встык или при наплавке валика на лист малой толщины (2.16)

$$\omega_0 = - \frac{2\pi\lambda_{cp} (T - T_H)^3}{(q/v\delta)^2}. \quad (2.22)$$

В случае расчетной схемы точечного источника на поверхности плоского слоя

$$\omega_0 = - \omega \frac{2\pi\lambda (T - T_H)}{q/v\delta}, \quad (2.23)$$

где ω — коэффициент, определяемый по номограмме (рис. 2.5) в зависимости от величины критерия

$$\frac{1}{\theta} = \frac{2q/v}{\pi\delta^2_{cp} (T - T_H)}. \quad (2.24)$$

Длительность пребывания металла t_H выше некоторой температуры T рассчитывается по следующим формулам: в случае 3-х мерного температурного поля при наплавке на массивное тело

$$t_{3H} = \frac{\tau_{3H}}{4\pi e} \cdot \frac{2q}{v\lambda(T_T - T_H)}; \quad (2.25)$$

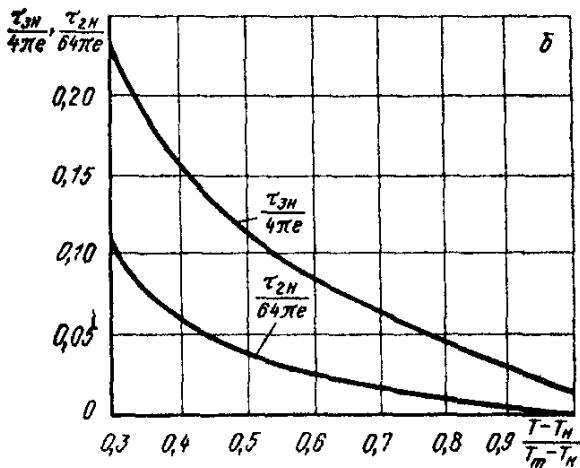
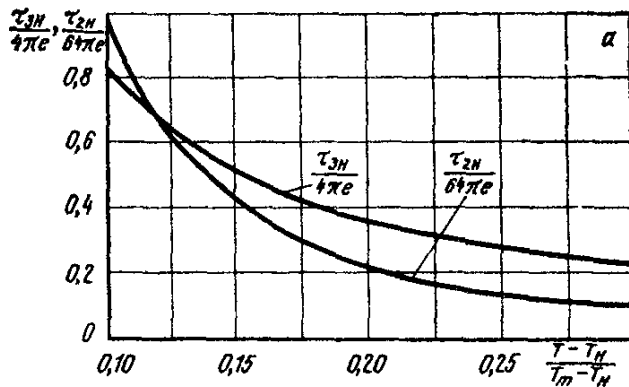


Рис. 2.6. Номограммы для определения длительности нагрева t_H :
а — при $\tau_H \geq 0,2$; б — при $\tau_H < 0,2$ [3]

в случае 2-х мерного температурного поля при односторонней сварке листов

$$t_{2H} = \frac{\tau_{2H}}{64\pi e} \cdot \frac{8}{\lambda_{cp}} \left[\frac{q}{v\delta(T_T - T_H)} \right]^2. \quad (2.26)$$

Коэффициенты $\frac{\tau_{3H}}{4\pi e}$ и

$\frac{\tau_{2H}}{64\pi e}$ определяются по номограмме (рис. 2.6) в зависимости от безразмерного критерия $\frac{T - T_H}{T_T - T_H}$.

Многослойная сварка.

Термический цикл при многослойной сварке зависит от длины очередного слоя (участка).

При сварке длинными участками (0,5÷1 м) наибольшую скорость охлаждения испытывает металл первого слоя. Последующие слои укладываются, как

правило, на металл, подогретый предыдущими слоями.

Для расчета скорости охлаждения первого слоя при сварке соединений различного типа (рис. 2.7) применяется схема наплавки валика на плоский слой (рис. 2.7, а). Скорость охлаждения определяется по формуле (2.23). При этом в качестве q/v и δ в формулы (2.23) и (2.24) подставляются величины $(q/v)_{расч}$ и $\delta_{расч}$ (рис. 2.7).

Скорость охлаждения первого слоя уменьшается с ростом погонной энергии и особенно эффективно с увеличением температуры подогрева.

При многослойной сварке короткими участками (40—400 мм) термический цикл должен обеспечить пребывание металла выше заданной температуры, а также умеренную скорость охлаждения ниже этой температуры.

Параметры режима сварки короткими участками: q/v — погонная энергия сварки слоя зависит (2.3) от сечения наплавляемого за один проход металла; l — длина участка; T_n — температура подогрева.

Режим сварки короткими участками выбирается из условия, чтобы температура шва и околошовной зоны T_B к моменту

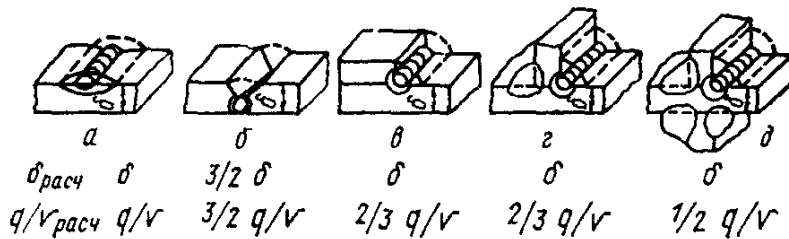


Рис. 2.7. Значение расчетной толщины $\delta_{расч}$ и расчетной погонной энергии $(q/v)_{расч}$

укладки второго слоя находилась в нижнем субкритическом интервале (от температуры наименьшей устойчивости аустенита до температуры T_m начала мартенситного превращения). При этом длительность пребывания околошовной зоны t_B выше температуры T_B должна обеспечить оптимальные условия распада аустенита в пластичный игольчатый троостит.

Температуру T_B часто принимают на 50 К выше температуры T_m (470—620 К для перлитных сталей).

Для расчета температуры T_B , до которой охлаждается первый слой, принимается схема мгновенного выделения теплоты на завариваемом участке l (рис. 2.8). По схеме линейного

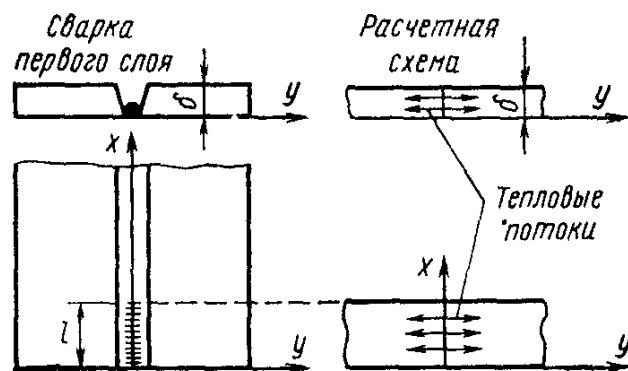


Рис. 2.8. Расчетная схема при сварке короткими участками

быстродвижущегося источника теплоты в пластине (2.16) температура точек, расположенных на оси шва:

$$T - T_n = \frac{q}{v \delta \sqrt{4\pi\lambda c\rho t}} \quad (2.27)$$

Длительность охлаждения первого слоя до температуры T_B равна

$$t_B = \frac{q^2}{4\pi\lambda c\rho \delta^2 v^2 (T_B - T_n)^2} \quad (2.28)$$

К моменту времени t_B должен быть уложен следующий слой. С учетом времени чистого горения дуги $t_r = l/v$ и времени

перерывов t_n между укладками отдельных слоев время сварки одного слоя

$$t_c = t_r + t_n.$$

Длина завариваемого участка, обеспечивающая к началу сварки второго слоя температуру первого слоя выше T_B :

$$l = t_r v = k_r t_c v, \quad (2.29)$$

где $k_r = t_r / t_c$ — коэффициент чистого горения дуги.

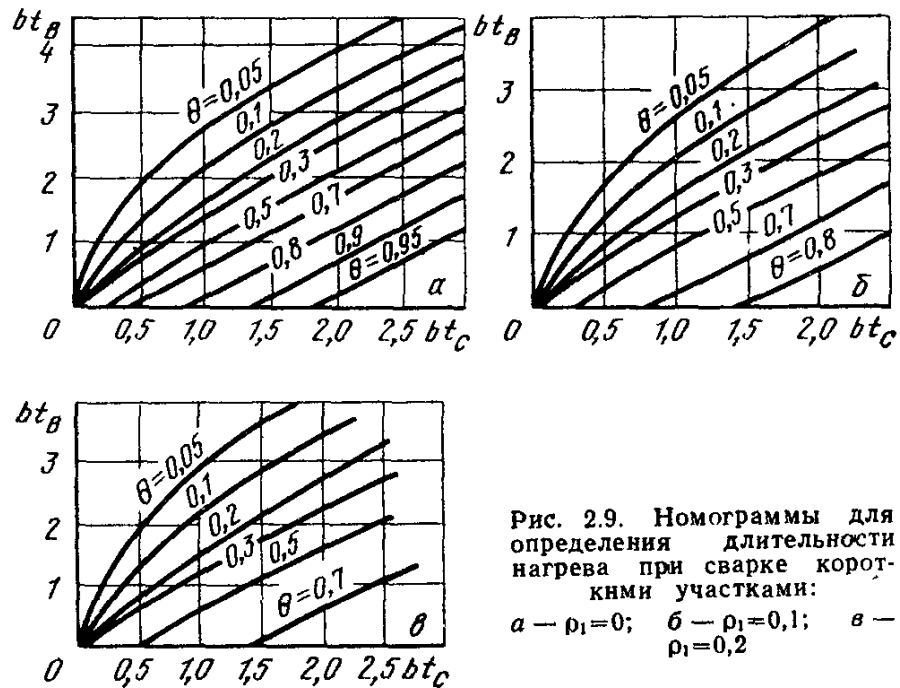


Рис. 2.9. Номограммы для определения длительности нагрева при сварке короткими участками:
 а — $\rho_1 = 0$; б — $\rho_1 = 0,1$; в — $\rho_1 = 0,2$

$k_r = 1$ для автоматической многодуговой сварки и $k_r = 0,6 \div 0,8$ для ручной многослойной сварки.

С учетом (2.28) и принимая $t_c = t_B$:

$$l = \frac{k_3^2 k_r q^2}{4\pi \lambda \rho \delta^2 v (T_B - T_H)^2}, \quad (2.30)$$

где k_3 — поправочный коэффициент, учитывающий тип сварного соединения.

Коэффициент k_3 равен 1,5 (соединение встык); 0,9 (соединения тавровое и внахлестку); 0,8 (крестовое соединение).

Длительность t_B нагрева околошовной зоны выше температуры T_B определяют по номограммам (рис. 2.9) в зависимости от безразмерных параметров bt_c , ρ_1 , θ .

Общая длительность сварки n слоев

$$t_c = \frac{ln}{vk_r}. \quad (2.31)$$

Безразмерное расстояние до рассматриваемой точки околошовной зоны

$$\rho_1 = |y| \sqrt{\frac{b}{a}}, \quad (2.32)$$

где $|y|$ — расчетное расстояние околошовной зоны от источника (для стыковых швов — полуширина разделки поверху, для угловых швов — половина длины катета шва).

Безразмерный параметр

$$\theta = \frac{2\lambda\delta l}{k_r k_{qg}} (T_B - T_H) \sqrt{\frac{b}{a}}, \quad (2.33)$$

где k_q — коэффициент приведения мощности дуги, равный 1,0 для стыкового, 0,67 для таврового и нахлесточного и 0,6 для крестового соединения.

Коэффициент поверхностной теплоотдачи расчетного стержня сечением $F = \delta l$

$$b = \frac{2\alpha}{c\rho\delta_{пр}},$$

где $\delta_{пр} = 2F/p$ ($p/2$ — половина периметра).

Продолжительность пребывания околошовной зоны последнего слоя выше температуры T_B определяют приближенно по формуле

$$t_{вп} \approx t_B - \left(t_c - \frac{l}{vk_r} \right). \quad (2.34)$$

Длительность нагрева выше заданной температуры тем больше, чем больше поперечное сечение шва.

2.4.3. Расчет проплавления основного металла

Геометрические размеры сварочной ванны и валика шва характеризуются следующими параметрами (рис. 2.10): L — длина ванны; B — ширина ванны, H — глубина проплавления, A — величина усиления шва, $F_{пр}$ — площадь проплавления, F_H — площадь наплавки. Форму зоны проплавления оценивают относительной глубиной проплавления H/B или коэффициентом формы провара $\Psi_{пр} = B/H$, а также коэффициентом полноты проплавления $\mu_{пр} = \frac{F_{пр}}{HB}$. Величина $\mu_{пр}$ изменяется в пределах 0,6—0,8. Максимальные H/B при дуговой сварке достигают значений порядка 3 (сварка под флюсом). Очертания зоны наплавки характеризуют коэффициентом формы валика $\Psi_B = B/A$ и коэффициентом полноты валика $\mu_B = \frac{F_H}{AB}$.

Тепловую эффективность процесса проплавления оценивают термическим η_t или полным тепловым $\eta_{пр}$ к. п. д. процесса проплавления основного металла:

$$\eta_t = \frac{vF_{пр}\rho s_{пл}}{q}; \quad (2.35)$$

$$\eta_{пр} = \frac{vF_{пр}\rho s_{пл}}{UI}, \quad (2.36)$$

где $s_{пл}$ — теплосодержание единицы веса расплавленного металла, включающее скрытую теплоту плавления.

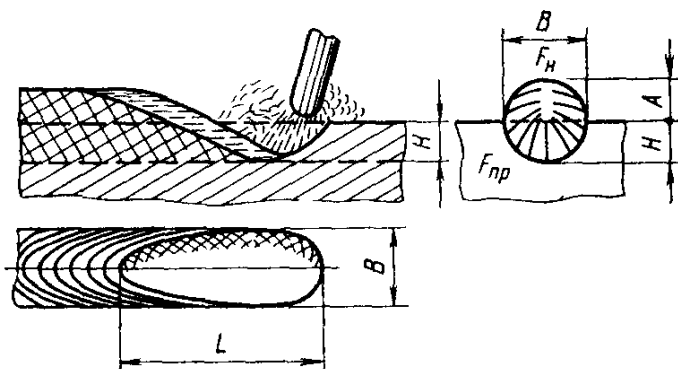


Рис. 2.10 Форма сварочной ванны

При расплавлении металла массивного тела точечным источником теплоты термический к. п. д. η_t выше у мощных дуг, перемещающихся с большой скоростью, и может достигать предельного значения 0,368.

В случае мощного быстродвижущегося линейного источника теплоты в пластине предельное значение η_t достигает 0,484.

При сварке швов, образуемых преимущественно наплавленным металлом, тепловую эффективность процесса характеризуют полным тепловым к. п. д. процесса наплавки:

$$\eta_{нап} = \frac{vF_{н}\rho s_{пл}}{UI}. \quad (2.37)$$

Используя формулы (2.35) — (2.37) и задаваясь значениями η_t , $\eta_{пр}$, $\eta_{нап}$, можно рассчитывать величины $F_{пр}$ и $F_{н}$.

Производительность процесса сварки g_c оценивают суммой веса проплавленного в единицу времени основного металла $g_{пр}$ и наплавленного присадочного металла $g_{нап}$:

$$g_{пр} = \rho v F_{пр}; \quad g_{нап} = \rho v F_{н}. \quad (2.38)$$

Производительность наплавки $g_{нап}$ зависит от производительности расплавления электродной проволоки g_p :

$$g_{нап} = g_p (1 - k_n), \quad (2.39)$$

где k_n — коэффициент потери металла электрода и ванны (при сварке открытой дугой $k_n = 0,05 \div 0,2$; при сварке под флюсом $k_n = 0,01 \div 0,02$).

Удельная производительность наплавки характеризуется коэффициентом наплавки

$$\alpha_n = \frac{g_{нап}}{I} \text{ г/(А·с)}. \quad (2.40)$$

Размеры сварочной ванны. Теоретически очертание ванны расплавленного металла соответствует очертанию изотермической поверхности температуры плавления $T_{пл}$. Однако известные расчетные схемы не учитывают распределенности источника нагрева, скрытой теплоты плавления, переменности значений теплофизических констант и др. Вследствие этого расчет позволяет оценить размеры ванны приближенно.

Длина ванны при наплавке валика на массивное тело

$$L = \frac{q}{2\pi\lambda T_{пл}}. \quad (2.41)$$

Экспериментально получены поправочные коэффициенты для более точного определения размеров ванны.

Для однопроходной сварки длина и ширина сварочной ванны определяются соотношениями

$$L = 0,0503 \frac{1}{m} \cdot \frac{q^2}{\lambda_{ср} v \delta T_{пл}^2}; \quad (2.42)$$

$$B = 0,242 \frac{2}{n} \cdot \frac{q}{v_{ср} \delta T_{пл}}. \quad (2.43)$$

В случае электродуговой сварки стали Ст3 коэффициенты $m = 0,0007 \text{ } q/v$; $n = 0,00049 \text{ } q/v - 0,2$.

Зависимости (2.42) и (2.43) можно использовать для расчетов при электрошлаковой сварке. В этом случае $m = 1,2$, $n = 0,95$.

Глубина проплавления при электрошлаковой сварке

$$H_{пр} = 0,242 \frac{1}{n} \cdot \frac{q}{v_{ср} \delta T_{пл}} - \frac{f}{2}, \quad (2.44)$$

где f — сварочный зазор (рис. 2.14).

2.5. Учет распределенности источников теплоты

Большинство сварочных источников теплоты являются нормально распределенными. Тепловой поток в пятне нагрева распределен (рис. 2.11) по нормальному закону

$$q_2 = q_{2m} e^{-kr^2}, \quad (2.45)$$

где k — коэффициент сосредоточенности теплового потока источника, зависит от способа и режима сварки.

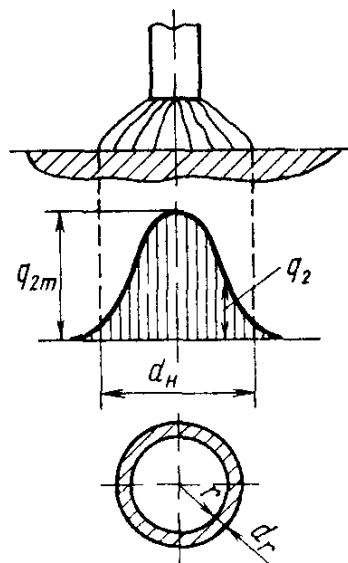


Рис. 2.11. Схема нагрева массивного тела нормально-круговым источником теплоты

При расчетах радиус пятна нагрева принимают равным расстоянию, на котором удельный тепловой поток $q_2(r_H)$ равен $0,05 q_{2m}$, т. е. $r_H = d_H/2$ (см. рис. 2.11).

Условный расчетный диаметр пятна нагрева

$$d_H = 3,46/\sqrt{k}. \quad (2.46)$$

Процесс распространения теплоты в пластине от мгновенного нормально кругового источника выражается зависимостью

$$dT = \frac{qdt}{c\rho\delta 4\pi a (t+t_0)} e^{-\frac{r^2}{4a(t+t_0)}}, \quad (2.47)$$

где dt — время действия мгновенного нормально кругового источника эффективной мощностью q ; $t_0 = 1/4ak$ — условное время действия фиктивного сосредоточенного источника, формирующего в соответствии с расчетной схемой температурное поле распределенного источника к моменту его введения.

В случае введения мгновенного нормально кругового источника на поверхности полубесконечного тела

$$dt = \frac{2qdt}{c\rho} \cdot \frac{1}{4\pi a (t+t_0)} e^{-\frac{r^2}{4a(t+t_0)}} \cdot \frac{1}{(4\pi at)^{1/2}} e^{-\frac{z^2}{4at}}. \quad (2.48)$$

Температурное поле подвижного нормально кругового источника в пластине на стадии теплонасыщения может быть рассчитано по формуле

$$T = T_{\text{пр}} e^{bt_0} [\Psi_2(\rho_2; \tau_2 + \tau_0) - \Psi_2(\rho_2; \tau_0)], \quad (2.49)$$

где Ψ_2 — коэффициент теплонасыщения (см. рис. 2.2, б); $T_{\text{пр}}$ — температура, определяемая по формуле (2.8).

Безразмерное время

$$\tau_0 = \left(\frac{v^2}{4a} + b \right) t_0.$$

В предельном состоянии при $t \rightarrow \infty$

$$T = T_{\text{пр}} e^{bt_0} [1 - \Psi_2(\rho_2; \tau_0)]. \quad (2.50)$$

В случае быстродвижущегося мощного нормально кругового источника в пластине

$$T = \frac{q}{\rho\delta [4\pi a (t+t_0)]^{1/2}} e^{-\frac{y^2}{4a(t+t_0)} - bt}. \quad (2.51)$$

При большой скорости перемещения быстродвижущегося мощного нормально кругового источника по поверхности полу-

бесконечного тела температурное поле может быть рассчитано по схеме нормально линейного источника

$$T = \frac{q}{2\pi\alpha\lambda [t(t+t_0)]^{1/2}} e^{-\frac{z^2}{4at} - \frac{y^2}{4a(t+t_0)}} \quad (2.52)$$

Такой источник нормально распределен по линии, перпендикулярной направлению его движения (оси Ox).

В формулах (2.57) и (2.58) t — время, отсчитываемое от момента пересечения распределенным источником плоскости, в которой находится рассматриваемая точка.

2.6. Особенности тепловых процессов при различных видах сварки

2.6.1. Контактная сварка стержней

Нагрев стержней при контактной стыковой сварке осуществляется проходящим током плотностью j . Температуру нагрева ΔT можно представить (рис. 2.12) как сумму

$$\Delta T = \Delta T_1 + \Delta T_2, \quad (2.53)$$

где ΔT_1 — равномерная составляющая, вызванная работой тока на удельном сопротивлении металла ρ_r ; ΔT_2 — неравномерная составляющая, вызванная контактным сопротивлением R .

Равномерная составляющая

$$\Delta T_1 = \frac{1}{\beta} (e^{\beta\omega_0 t} - 1), \quad (2.54)$$

$$\text{где } \omega_0 = \left(\frac{\rho_r}{c\rho} \right)_0 j^2. \quad (2.55)$$

Значения $\left(\frac{\rho_r}{c\rho} \right)_0$ и коэффициента β приведены в табл. 2.3.

Неравномерная составляющая ΔT_2 рассчитывается по-разному в зависимости от способа контактной сварки.

Контактная сварка сопротивлением. На стадии нагрева

$$\Delta T_2 = \frac{Q_2}{c\rho \sqrt{4\pi at}} e^{-\frac{x^2}{4at} + \beta\omega_0 t}, \quad (2.56)$$

где x — расстояние от стыка до сечения, в котором определяется температура.

Удельное количество теплоты, выделяющейся в стыке:

$$Q_2 = \frac{k}{j},$$

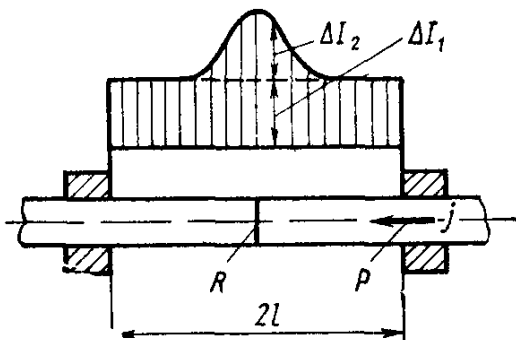
где k — коэффициент, зависящий от свойств металла и удельного давления (см. табл. 2.4). При большем удельном давлении коэффициент k меньше.

Температура сваривания металла (для стали 1520—1620 К) в стыке достигается при определенной продолжительности нагрева t_H . Значения произведений $j^2 t_H$ приведены в табл. 2.4.

На стадии выравнивания температур после окончания нагрева при $t > t_H$

$$\Delta T_1 = \frac{\Delta T_{1H}}{2} \left\{ \Phi \left[\frac{x+l}{\sqrt{4a(t-t_H)}} \right] - \Phi \left[\frac{x-l}{\sqrt{4a(t-t_H)}} \right] \right\},$$

где ΔT_{1H} — температура ΔT_1 в момент окончания нагрева; Φ — функция интеграла вероятности, берется по таблице в зависимости от величины аргумента:



$$\Delta T_2 = \frac{Q_2}{c\rho \sqrt{4\pi at}} e^{-\frac{x^2}{4at} + \beta\omega_0 t_H} \quad (2.57)$$

В формулах (2.63) и (2.64) t — полное время с момента начала нагрева.

Рис. 2.12. Схема нагрева стержней при стыковой сварке

Контактная сварка с прерывистым подогревом и последующим оплавлением. Прерывистый подогрев рассматривают как непрерывный в течение времени t_H током меньшей плотности

$$i_{\text{эф}} = j \sqrt{\frac{\Sigma t_{\text{в}}}{t_H}},$$

где $\Sigma t_{\text{в}}$ — суммарная длительность периодов включения тока плотностью j .

ТАБЛИЦА 2.3
ЧИСЛЕННЫЕ ЗНАЧЕНИЯ КОЭФФИЦИЕНТОВ ДЛЯ РАСЧЕТА
НАГРЕВА СТЕРЖНЕЙ [3]

Материал	$\left(\frac{\rho_r}{c\rho}\right)_0 \cdot 10^2$ мм ⁴ ·град А ² ·с	$\frac{\beta \cdot 10^3}{1}$ град	$(j^2 t_H) \cdot 10^{-3}$ мм ⁴ А ² ·с	$k \cdot 10^{-1}$ Дж·А мм ⁴
Сталь 10	3,6	3,8	8,9—9,3	8—10
Сталь 45	5,25	3,0	7,2—7,5	7—9
Сталь 25НЗ	5,6	2,23	7,5—7,8	9—10
Сталь Р18	12	0,64	12,4	7,5—9
Сталь нержавеющая (18-8)	16,7	0,28	6,2	3,8—5
Алюминий	1,35	2,33	25	7—7,5
Медь	0,53	2,8	85—88	5—5,5

Температуру ΔT_1 определяют по формуле (2.60) с заменой j на $j_{эф}$ в формуле (2.61).

Неравномерная составляющая

$$\Delta T_2 = \frac{q_2}{c_p \sqrt{4\pi a}} \int_0^{t_H} e^{-\frac{x^2}{4at} + \beta\omega_0 t} \frac{dT}{\sqrt{t}}, \quad (2.58)$$

где $q_2 = U_k j_{эф}$ — мощность плоского источника теплоты.

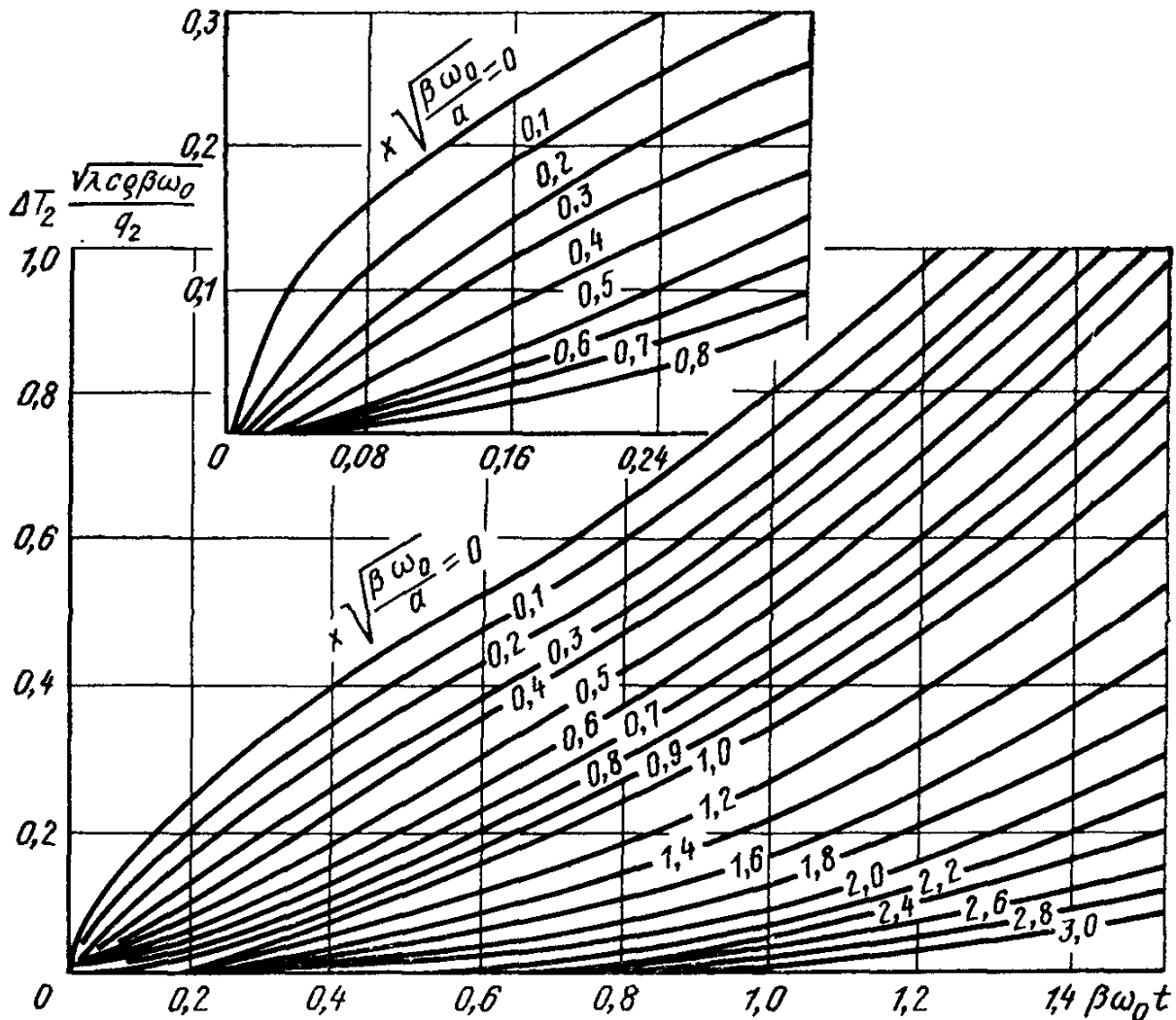


Рис. 2.13. Номограмма для определения температуры стержней при прерывистом подогреве [2]

Параметр $U_k \approx 0,4 \div 0,6$ В (более высокие значения параметра соответствуют малым скоростям перемещения зажима машины и большим сечением стержней).

Численное определение ΔT_2 производят по номограмме (рис. 2.13) через безразмерные параметры: температуру

$\Delta T_2 \frac{\sqrt{\lambda c_p \beta \omega_0}}{q_2}$; время $\omega \beta_0 t$ и расстояние $x \sqrt{\frac{\beta \omega_0}{a}}$.

Контактная сварка с непрерывным оплавлением. При оплавлении с равномерно возрастающей скоростью температура в околосварочной области

$$\Delta T = T_{\text{пл}} \exp \left[-0,92 \left(\frac{S}{a^2} \right)^{1/3} x \right], \quad (2.59)$$

где $T_{\text{пл}}$ — температура плавления металла; S — ускорение движения захвата.

Максимально допустимое ускорение

$$S_{\text{max}} = 1,3 \frac{a^2}{l_{0.c}^3} \left(\ln \frac{T_{\text{пл}}}{T_{\text{д}}} \right)^3, \quad (2.60)$$

где $T_{\text{д}}$ — температура пластического деформирования (для стали $T_{\text{д}} = 770 \div 970$ К); $l_{0.c}$ — околосварочная зона стержня, прогревая выше температуры $T_{\text{д}}$.

Температура стыка после выключения тока определяется по формуле

$$\Delta T = T_{\text{пл}} \exp (mt) \operatorname{erfc} \sqrt{mt}, \quad (2.61)$$

где t — время после выключения тока. Параметр

$$m = 0,85 \left(\frac{S^2}{a} \right)^{1/3}.$$

2.6.2. Точечная контактная сварка листов

Температурное поле вокруг сварной точки в листах толщиной δ после выключения тока и размыкания электродов описывается схемой мгновенного нормально кругового источника в тонкой пластине с теплоотдачей

$$\Delta T = \frac{Q}{4\pi\lambda 2\delta (t_0 + t)} \exp \left[-\frac{r^2}{4a(t_0 + t)} - \frac{at}{c\rho\delta} \right], \quad (2.62)$$

где Q — количество теплоты, введенное в металл; r — расстояние от центра сварной точки; t — время, прошедшее с момента разведения электродов; t_0 — постоянная времени, характеризующая распределенность теплоты по радиусу в пластине в момент выключения тока при $t=0$ (можно принять $t_0 \approx t_{\text{св}}$).

Введенная в металл теплота

$$Q = Q_1 + Q_2,$$

где Q_1 — теплота, затраченная на расплавление объема металла свариваемых листов толщиной 2δ между электродами диаметром $d_э$; Q_2 — теплота, затраченная на нагрев кольца металла шириной $x = 4\sqrt{at}$, окружающего расплавленный металл. Условно принимают среднюю температуру металла в кольце равной $T_{\text{пл}}/4$.

С учетом теплосодержания металла

$$Q_1 = \frac{\pi d_3^2}{4} 2\delta c_p T_{пл}; \quad (2.63)$$

$$Q_2 = k_1 \pi x (d_3 + x) 2\delta c_p \frac{T_{пл}}{4}, \quad (2.64)$$

где $k_1 = 0,8$ — коэффициент, учитывающий неравномерность нагрева кольца.

Мгновенная скорость охлаждения центральной точки при $T < 0,5 T_{пл}$

$$\omega_0 = \frac{4\pi\lambda (T - T_H)^2}{Q/2\delta}, \quad (2.65)$$

где T_H — начальная температура свариваемых листов.

Скорость охлаждения возрастает при использовании жестких режимов сварки.

2.6.3. Электрошлаковая сварка

Нагрев металла при электрошлаковой сварке представляют как суммирование температур от действия 3-х движущихся распределенных источников теплоты ($q_{мет}$ и 2-х источников $q_{шл}$), равномерных по толщине металла (рис. 2.14).

Мощность источника на линии A_1B_1

$$q_{мет} = v f \delta \rho s_{пл}, \quad (2.66)$$

где v — скорость сварки, δ — толщина металла, $s_{пл}$ — теплосодержание единицы массы расплавленного металла при температуре шлака в активной зоне.

Мощность двух источников на линиях AC и BD

$$q_{шл} = q - q_{мет}, \quad (2.67)$$

где q — полная эффективная мощность.

Линейная интенсивность мощности металлического источника теплоты равна $q_{мет}/2 b_{пр}$, шлакового источника $q_{шл}/2 h_{шл}$.

В области температур ниже 970—1170 К температурное поле можно рассчитывать по схеме линейного источника теплоты в пластине. При этом принимают, что интенсивность источника по толщине пластины равномерна.

При электрошлаковой сварке с порошкообразным присадочным металлом, выполняемой на высоких скоростях, температурное поле рассчитывают по схеме линейного источника теплоты, движущегося в пластине по оси шва, в тепловом

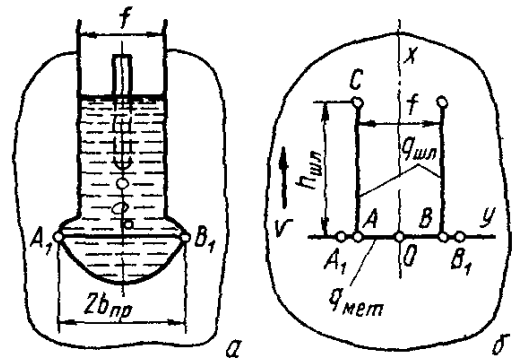


Рис. 2.14 Схемы процесса (а) и движения источников теплоты (б) при электрошлаковой сварке

центре процесса (на глубине 15—20 мм от поверхности шлаковой ванны). Скорость охлаждения и длительность нагрева при этом определяют по формулам (2.22) и (2.26).

Основным параметром термического цикла, служащим критерием оптимальности режима при электрошлаковой сварке, является время пребывания околошовной зоны выше 1170 К (длительность перегрева металла).

2.6.4. Плазменная сварка

Энергия плазменной дуги передается изделию электронами, тяжелыми частицами, конвективными потоками, излучением столба дуги.

Эффективный к. п. д. плазменно-дугового нагрева (табл. 2.4) ниже, чем к. п. д. дуги, из-за большей теплоотдачи стенкам сопла и окружающему пространству.

Эффективный к. п. д. зависит от сварочного тока I и расхода газа V .

При обработке материала плазменной струей энергия переносится высокотемпературным газовым потоком и передается изделию в результате конвекции и излучения струи.

ТАБЛИЦА 2.4
ЭФФЕКТИВНЫЙ К. П. Д. ПЛАЗМЕННО-ДУГОВОГО НАГРЕВА [4]

Нагреваемый объект	η	Режим		
		газ	I , А	V , г/с
Массивное тело	0,3—0,75	Аргон	200	0,1—5
Проволока	0,1	»	190	1,5
Порошок	0,2	»	250—350	
Газ:				
аргон	0,1—0,7		250	0,2
водород	0,3—0,8		220	0,3

ТАБЛИЦА 2.5
ЭФФЕКТИВНЫЙ К. П. Д. НАГРЕВА ПЛАЗМЕННОЙ СТРУЕЙ [4]

Нагреваемый объект	η	Режим		
		газ	I , А	V , г/с
Массивное тело	0,1—0,5	Аргон	300	0,1—5
Проволока	0,2—0,3	»	330	0,1—5
Порошок:				
во встречных струях	0,07	»	300	1,4
в струе с магнитной круткой	0,04	Аммиак	225	1,5

Эффективный к. п. д. нагрева плазменной струей (табл. 2.5) ниже, чем в случае нагрева плазменной дугой.

Эффективная мощность плазменной дуги и плазменной струи увеличивается с повышением тока и зависит от состава и расхода газа, а также длины дуги. Увеличение расстояния от среза сопла до изделия приводит к уменьшению эффективной мощности.

Изменение удельного теплового потока по радиусу пятна нагрева для плазменной дуги и плазменной струи описывается законом нормального распределения (2.45).

При плазменном нагреве в случае большой скорости движения источника температура тонких листов определяется по формуле (2.51), массивного тела — по формуле (2.52).

При малых скоростях перемещения плазменного источника нагрева применяются расчетные схемы, аналогичные схемам нагрева газовым пламенем.

2.6.5. Лучевые виды сварки

Лучевые источники нагрева (электронный, лазерный луч) характеризуются высокой концентрацией вводимой энергии.

Распределение удельного теплового потока в пятне нагрева описывается нормальным законом (2.51) с очень высокими значениями коэффициента сосредоточенности k .

Эффективный к. п. д. нагрева при электронно-лучевой сварке (табл. 2.6) зависит от атомного номера обрабатываемого материала и изменяется в пределах 0,7—0,9.

Температурное поле в тонких листах от нагрева электронным лучом или плазменной струей, перемещающимися с умеренной скоростью v , описывается схемой подвижного нормально кругового источника теплоты в пластине с теплоотдачей:

$$\Delta T = \frac{q}{2\pi\lambda\delta} \exp\left(-\frac{vx}{2a} + bt_0\right) K_0(\rho_2) [\Psi_2(\rho_2, \tau + \tau_0) - \Psi_2(\rho_2, \tau_0)]. \quad (2.68)$$

В случае малого радиуса пятна нагрева (при большом k) можно применять для расчета схему подвижного линейного источника теплоты в пластине (2.8).

ТАБЛИЦА 2.6

ЭФФЕКТИВНЫЙ К. П. Д. ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОГО НАГРЕВА [4]

Металл	Al	Ti	V	Fe	Ni	Cu	Zn	Nb	Mo	Ta	W
η	0,895	0,842	0,839	0,804	0,78	0,776	0,734	0,731	0,727	0,703	0,7

Расчет нагрева массивных изделий электронным лучом выполняется по схеме нормально распределенного источника на поверхности полубесконечного тела. Для случаев сварки на больших скоростях можно использовать формулы (2.51) и (2.52).

Для лазерного нагрева применяются лазеры с импульсной генерацией излучения и лазеры непрерывного действия.

Распределение плотности теплового потока на поверхности материала от лазерного излучения

$$q_2(r) = (1 - R) q_{2m} e^{-kr^2}, \quad (2.69)$$

где R — коэффициент отражения.

Плотность мощности излучения импульсных лазеров достигает в пятне нагрева значений 10^4 — 10^5 Вт/мм². К. п. д. лазеров импульсного действия на рубине составляет 1 %, лазеров на стекле с неодимом 2 %.

Мощность CO₂ лазеров непрерывного действия составляет несколько киловатт при $\eta = 0,2$. Плотность потока в пятне фокусировки достигает 10^3 Вт/мм².

Мощность газодинамических лазеров достигает десятков киловатт.

Для расчета температурных полей при лазерной сварке применяются схемы, рассмотренные выше для электронного луча.

2.7. Справочные данные и примеры расчетов

Теплофизические коэффициенты металлов зависят от температуры. При инженерных расчетах применяются усредненные значения коэффициентов для некоторой температуры $T_{\text{ср}}$.

В табл. 2.7 приведены теплофизические коэффициенты для ряда металлов.

ТАБЛИЦА 2.7
ЗНАЧЕНИЯ ТЕПЛОФИЗИЧЕСКИХ КОЭФФИЦИЕНТОВ [3]

Материал	$T_{\text{ср}}, \text{ К}$	$\rho, \text{ МДж}/(\text{м}^3 \cdot \text{К})$	$\lambda, \text{ Вт}/(\text{м} \cdot \text{К})$	$a \times 10^4, \text{ м}^2/\text{с}$
Низкоуглеродистые и низколегированные стали	500—600	5—5,24	37,7—41,9	0,075—0,09
Аустенитные стали	600	4,73—4,8	25—33,5	0,053—0,07
Медь	400	3,85—4	368—377	0,95—0,96
Латунь	350—400	3,47	117	0,34
Алюминий	300	2,72	272	1
Технический титан	700	2,85	16,8	0,06

Ниже приведены для разных температур значения коэффициента полной теплоотдачи вертикальных листов из углеродистой стали:

$T, \text{ К}$	400	600	800	1000	1200	1400	1600
$\alpha, \text{ Дж}/(\text{мм}^2 \cdot \text{с} \cdot \text{К})$	0,2	0,3	0,6	0,9	1,3	1,9	2,8

Примеры расчета

1. Пластины из низколегированной мартенситной стали толщиной 10 мм сваривают встык дуговой сваркой под флюсом. Режим сварки: ток $I=220 \text{ А}$; напряженье дуги $U=36 \text{ В}$; скорость сварки $v=22 \text{ м/ч}=0,006 \text{ м/с}$; начальная температура $T_n=273 \text{ К}$

Определить в подвижной системе координат температуру точки зоны термического влияния с координатами относительно движущегося источника $x=0,2 \text{ м}$; $y=0,02 \text{ м}$.

Эффективный к. п. д. источника $\eta=0,8$ (табл. 2.1). По табл. 2.7 принимаем $a=0,08 \cdot 10^{-4} \text{ м}^2/\text{с}$; $\lambda=40 \frac{\text{Вт}}{\text{м} \cdot \text{К}}$; $c_p=5 \cdot 10^6 \frac{\text{Дж}}{\text{м}^3 \cdot \text{К}}$.

Для $T_{c_p}=800 \text{ К}$ коэффициент $\alpha=60 \frac{\text{Вт}}{\text{м}^2 \cdot \text{К}}$. Эффективная мощность дуги по формуле (2.1)

$$q = 0,8 \cdot 220 \cdot 36 = 6340 \text{ Вт.}$$

Коэффициент поверхностной теплоотдачи по формуле (2.9)

$$b = \frac{2 \cdot 60}{5 \cdot 10^6 \cdot 0,01} = 2,4 \cdot 10^{-3} \text{ 1/с.}$$

Время, за которое источник проходит расстояние $x=0,2 \text{ м}$,

$$t = -\frac{x}{v} = -\frac{0,2}{0,06} = 33,3 \text{ с.}$$

Приращение температуры точек определяем по формуле (2.16).

В точке зоны термического влияния, ($y=0,02 \text{ м}$)

$$\Delta T = \frac{6340}{0,006 \cdot 0,01 \sqrt{4 \cdot 3,14 \cdot 40 \cdot 5 \cdot 10^6 \cdot 33,3}} \exp \left(-\frac{0,02^2}{4 \cdot 0,08 \cdot 10^{-4} \cdot 33,3} - 2,4 \cdot 10^{-3} \cdot 33,3 \right) = 372 \exp(-0,37 - 0,08) = 372 \cdot 0,638 = 237 \text{ К.}$$

Температура точки зоны термического влияния

$$T = \Delta T + T_n = 237 \text{ К} + 273 \text{ К} = 510 \text{ К.}$$

2. Для условия примера 1 определить максимальную температуру и скорость охлаждения при $T=773 \text{ К}$ в точке зоны термического влияния с координатой $y=0,01 \text{ м}$

Из условия, что максимально допустимая скорость охлаждения для этой стали равна 10 К/с , произвести корректировку режима сварки в случае, если скорость охлаждения окажется выше допустимой.

По формуле (2.16) приращение максимальной температуры

$$T_T - T_n = \frac{6340}{\sqrt{2 \cdot 3,14 \cdot 2,72 \cdot 0,006 \cdot 5 \cdot 10^6 \cdot 0,01 \cdot 0,01}} \left(1 - \frac{2,4 \cdot 10^{-3} \cdot 0,01^2}{2 \cdot 0,08 \cdot 10^{-4}} \right) = 505 \text{ К.}$$

Максимальная температура $T_T = 505 \text{ К} + 273 \text{ К} = 778 \text{ К}$.

По формуле (2.22) скорость охлаждения

$$\omega_0 = \frac{2 \cdot 3,14 \cdot 40 \cdot 5 \cdot 10^6 (773 - 273)^3}{\left(\frac{6340}{0,006 \cdot 0,01}\right)^2} = 14 \text{ К/с.}$$

Скорость охлаждения оказалась выше допустимой, равной 10 К/с. Уменьшить скорость охлаждения можно за счет увеличения температуры T_n (введение подогрева) или за счет уменьшения погонной энергии сварки. Определение температуры подогрева. Из формулы (2.22)

$$(T - T_{n1})^3 = \frac{\omega_0 \left(\frac{q}{v\delta}\right)^2}{2\pi\lambda_{cp}} = \frac{10 \left(\frac{6340}{0,006 \cdot 0,01}\right)^2}{2 \cdot 3,14 \cdot 40 \cdot 5 \cdot 10^6} = 89 \cdot 10^6 \text{ К}^3.$$

Откуда $T - T_{n1} = 446 \text{ К}$.

Для уменьшения скорости охлаждения с 14 К/с до 10 К/с необходим подогрев $T_n = 773 - 273 - 446 = 54 \text{ К}$.

Определение погонной энергии сварки. Из формулы (2.22) требуемая погонная энергия, обеспечивающая скорость охлаждения 10 К/с, равна

$$q/v = \delta \sqrt{\frac{2\pi\lambda_{cp} (T - T_0)^3}{\omega_0}} = 0,01 \sqrt{\frac{2 \cdot 3,14 \cdot 40 \cdot 5 \cdot 10^6 (773 - 273)^3}{10}} = 1,25 \cdot 10^6 \text{ Дж/м.}$$

В примере $q/v = \frac{6340}{0,006} = 1,06 \cdot 10^6$. Погонную энергию сварки можно увеличить с $1,06 \cdot 10^6$ до $1,25 \cdot 10^6$ Дж/м за счет увеличения тока с 220 А до 260 А или за счет снижения скорости сварки с 22 м/ч до 10 м/ч.

3. Пластины из стали 40Х толщиной 10 мм сваривают встык многослойным швом короткими участками.

Режим сварки: ток $I = 180 \text{ А}$, напряжение дуги $U = 24 \text{ В}$, скорость сварки $v = 2 \text{ мм/с}$; эффективный к. п. д. $\eta = 0,8$. Начальная температура $T_n = 290 \text{ К}$.

Определить длину завариваемого короткого участка с учетом того, что температура мартенситного превращения стали 40Х близка к 570 К.

Теплофизические коэффициенты принимаем, как в примере 1.

Температура охлаждения первого слоя

$$T_b = T_m + 50 = 570 + 50 = 620 \text{ К.}$$

Эффективная мощность дуги

$$q = 0,8 \cdot 180 \cdot 24 = 3480 \text{ Дж/с.}$$

Поправочный коэффициент для стыкового соединения $k_3 = 1,5$; коэффициент горения дуги $k_r = 0,75$. Длину участка, при которой первый слой не охлаждается ниже 620 К, определяем по формуле (2.30)

$$l = \frac{1,5^2 \cdot 0,75 \cdot 3480^2}{4 \cdot 3,14 \cdot 40 \cdot 5 \cdot 10^6 \cdot 0,018^2 \cdot 0,002 (620 - 290)^2} = 0,11 \text{ м} = 110 \text{ мм.}$$

Глава 3. МЕТАЛЛУРГИЯ СВАРКИ (Потапов Н. Н.)

3.1. Плавление металла в сварочной ванне

Процессы, протекающие при сварке плавлением, относительно сложны. Часто их сравнивают с соответствующими процессами производства стали (выплавка, кристаллизация, реакции между расплавом металла и газообразной и шлаковой фазами).

В процессе сварки дуга перемещается вдоль свариваемых кромок и образует подвижную сварочную ванну (рис. 3.1), в передней части (*abc*) которой происходит плавление основного металла, сварочной (присадочной) проволоки, а в хвостовой части (*dkn*) — кристаллизация металла. По мере продвижения дуги и сопутствующей ей ванны осуществляется непрерывное формирование сварного шва.

Конвективные потоки *badn* и *bckn* в сварочной ванне (см. рис. 3.1) способствуют перемешиванию металла, обеспечению его однородности, а также интенсивному взаимодействию металла с защитной средой. Особенность металлургических процессов в сварочной ванне определяет изменение температуры в ней (рис.

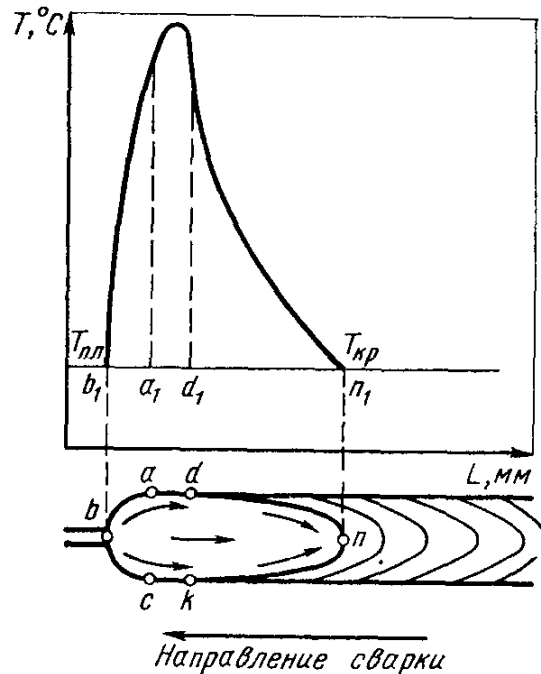


Рис. 3.1. Схема распределения температуры по длине L сварочной ванны и перемешивания жидкого металла в ней:

dabck — высокотемпературная головная часть; $T_{пл}$ и $T_{кр}$ — температуры плавления и кристаллизации

ТАБЛИЦА 3.1

СРЕДНИЕ ЗНАЧЕНИЯ ТЕМПЕРАТУРЫ КАПЕЛЬ ЭЛЕКТРОДНОГО МЕТАЛЛА И СВАРОЧНОЙ ВАННЫ [1]

Способ сварки	Свариваемый металл	Средняя температура, К	
		в сварочной ванне	электродных капель
Механизированная под флюсом, проволока Св-08А В аргоне, проволока Св-08 В CO_2 , проволока Св-08Г2С Порошковой проволокой рутилового вида Электродами с кислым покрытием	Низкоуглеродистая сталь	1970—2130	—
	То же	1900—2070	2830—3460
	»	2170	2860—2970
	Низколегированная сталь	1770—1880	2270—2970
	Низкоуглеродистая сталь	1870—2270	2380—2470

3.1). Повышенная температура и более развитая поверхность капле электродного металла по сравнению с ванной создают более благоприятные условия для взаимодействия металла с газами и шлаками именно на стадии капле (табл. 3.1).

3.1.1. Металлургические реакции при сварке

Большинство процессов взаимодействия на границе металл — защитная среда протекают с наибольшей интенсивностью на высокотемпературных участках зоны плавления, поэтому особо благоприятные условия для протекания реакции создаются на стадии капле.

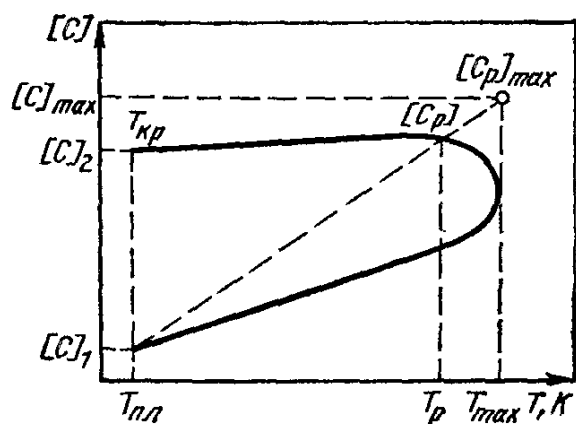


Рис. 3.2 Схема изменения концентрации элемента в наплавленном металле в результате взаимодействия его со шлаком в сварочной ванне

По мере спада температуры процессы в большинстве случаев начинают протекать в обратном направлении. Однако скорость протекания процессов в обратном направлении в низкотемпературной части сварочной ванны ниже скорости прямых процессов в наиболее горячей части ее.

Этим в основном объясняется тот факт, что количество прореагировавшего вещества в процессе нагрева оказывается больше, чем при снижении температуры. Поэтому в затвердевшем металле часто наблюдается прирост или недостаток того или иного элемента по сравнению с исходной его концентрацией в сварочной ванне. Схематически процесс представлен на рис. 3.2.

Допустим, что между шлаком и жидким металлом при сварке под флюсом идет реакция



в результате которой в наплавленном металле с увеличением температуры возрастает концентрация $[Me'']$. Исходное равновесное содержание этого элемента в металле было $[C_1]$ (см. рис. 3.2).

Реакция стремится к новому равновесию, причем скорость ее возрастает с повышением температуры. После достижения $T_{мах}$ температура начинает снижаться, а соответственно в обратном направлении должна изменяться и концентрация $[Me'']$ в наплавленном металле, стремясь к содержанию $[C_1]$. Однако к моменту достижения $T_{мах}$ концентрация $[Me'']$ соответствует равновесному содержанию $[C_p]$ для более низкой температуры,

Поэтому при начальном снижении температуры $[C_1]$ продолжает расти, стремясь к равновесному состоянию $[C_p]_{\max}$. Таким образом, температура начинает снижаться, а концентрация $[Me'']$ в наплавленном металле продолжает расти.

Вследствие дальнейшего снижения температуры увеличение содержания $[Me'']$ сначала приостанавливается, а затем, пройдя через максимальную концентрацию $[C_p]$, соответствующую равновесной температуре T_p , также начнет снижаться, но опять отставая от изменения температуры. Указанное отставание со снижением температуры должно увеличиваться, так как скорости реакций при более низких температурах уменьшаются. К моменту возвращения объема металла к температуре $T_{кр}$ концентрация $[Me'']$ не будет иметь значения $[C_1]$ (см. рис. 3.5), а останется на каком-то уровне $[C_2]$, что и создаст прирост элемента в наплавленном металле $\Delta[C]$.

Подобный ход рассуждений справедлив и применительно к реакциям между газами и металлом в зоне плавления.

3.1.2. Термодинамический метод оценки протекания реакций при сварке

Термодинамическое равновесие основано на законе сохранения содержания всех веществ, участвующих в реакции, как угодно долго при постоянных температуре и давлении. Поэтому, если подходить строго, то понятие термодинамического равновесия в целом неприменимо к зоне плавления при сварке, поскольку металл в сварочной ванне и контактирующие с ним фазы непрерывно изменяют свою температуру, а сварочная ванна непрерывно разбавляется новыми порциями еще непрореагировавших веществ — защитной среды, основного металла и сварочной проволоки. Тем не менее это понятие, а также расчетные и опытные данные о константах равновесия отдельных реакций оказываются весьма полезными для анализа металлургических реакций при сварке плавлением по двум причинам:

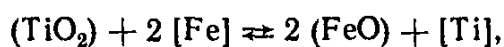
1. В каждом элементарном объеме сварочной ванны реакции стремятся к состоянию равновесия и, следовательно, использование термодинамических данных позволяет в большинстве случаев предсказать наиболее вероятное их направление.

2. В сварочной ванне (зоне плавления) при сварке реакции взаимодействия протекают с большими скоростями, и поэтому можно ожидать состояния, близкого к равновесному.

Неравномерность температурного поля в зоне плавления весьма затрудняет выбор значения температуры, к которому следует относить расчеты равновесия. Поэтому термодинамические расчеты можно вести лишь условно, разбив зону плавления на участки и принимая для каждого участка какую-либо одну температуру за равновесную. Практически удобно вести

расчеты для двух стадий: стадии капли и стадии ванны, выбирая за равновесную для каждой из них, например, среднюю температуру металла. Исходные концентрации реагентов при этом, естественно, будут различными для каждой из названных стадий. Такого рода расчеты позволяют приближенно оценить возможность протекания той или иной реакции и ее вероятное направление по величине стандартного изменения свободной энергии. При этом немалые трудности вызывает недостаточность термодинамических данных (активностей, температурных функций констант равновесия и др.) для многих сварочных систем.

В качестве примера можно привести попытку теоретически доказать возможность восстановления титана из $(\text{TiO}_2)_\text{ф}$ при сварке под флюсом системы $\text{CaO}-\text{Al}_2\text{O}_3-\text{TiO}_2-\text{CaF}_2$ в работе [2]. Константа равновесия реакции:



$$K_{\text{TiO}_2} = a_{\text{Ti}} \frac{a_{\text{FeO}}}{a_{\text{TiO}_2}} = \nu_{\text{Ti}} N_{\text{Ti}} \frac{a_{\text{FeO}}^2}{a_{\text{TiO}_2}}.$$

Откуда

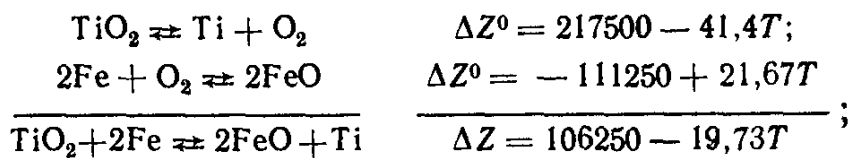
$$N_{\text{Ti}} = K_{\text{TiO}_2} \frac{1}{\nu_{\text{Ti}}} \cdot \frac{a_{\text{TiO}_2}}{a_{\text{FeO}}^2}.$$

При пересчете мольных долей в проценты:

$$N_{\text{Ti}} = \frac{1/48 [\% \text{ Ti}]}{1/56 [\% \text{ Fe}] + 1/48 [\text{Ti}]} \approx 0,0116 [\% \text{ Ti}],$$

$$[\% \text{ Ti}] = 86 \frac{K_{\text{TiO}_2}}{\nu_{\text{Ti}}} \cdot \frac{a_{\text{TiO}_2}}{a_{\text{FeO}}^2}. \quad (3.2)$$

Величину K_{TiO_2} можно найти по известной стандартной свободной энергии ΔZ_{298}^0 для реакций:



$$\lg K_{\text{TiO}_2} = -\frac{\Delta Z^0}{4,575T} = -\frac{23210}{T} + 4,31. \quad (3.3)$$

Коэффициент активности титана в расплаве железа определяется по уравнению [2]

$$\lg \nu_{\text{Ti}} = -\frac{2076}{T} + 0,094. \quad (3.4)$$

Активности TiO_2 и FeO для каждого состава флюса были определены на основе теории регулярных растворов по формуле [2]

$$RT \lg v_q = \sum_{i=1}^{q-1} x_i Q_{iq} + \sum_{i=q+1}^k x_i Q_{qi} - \sum_{i=1}^{k-1} \sum_{j=i+1}^k x_j x_i Q_{ij}, \quad (3.5)$$

где k — количество оксидов в шлаке; v_q — коэффициент активности компонента; Q_{iq} , Q_{qi} , Q_{ij} — энергии смешения соответствующих пар компонентов (i и q ; q и i ; i и j); x_i — мольная доля оксида:

$$x_i = \frac{v_i n_i}{\sum_{i=1} v_i n_i};$$

n_i — число молей оксида в шлаке; v_i — число катионов в химической формуле оксида.

Поскольку данных об энергиях смешения рассматриваемых оксидов нет, их определяли по разности энергий образования комплексных соединений и соответствующих оксидов из элементов.

При подстановке в формулу (3.2) данных, рассчитанных по уравнениям (3.3) — (3.5), можно найти равновесные концентрации титана.

3.2. Расчет состава металла шва

3.2.1. Доли участия основного и присадочного металла в образовании сварочной ванны

О степени легирования наплавленного металла и полноте протекающих реакций в сварочной ванне можно судить на основании сопоставления исходной концентрации элемента в ней $[Me]_{и}$ и его содержания в металле шва $[Me]_{ш}$ (другими словами, аналитического содержания элемента в шве).

Исходная концентрация рассматриваемого элемента приближенно может быть подсчитана, если известна доля участия основного металла a , присадочного материала b , а также металлургических добавок в покрытии электрода или составе керамического флюса c в образовании сварочной ванны.

Долю участия a , b и c можно определять следующим образом. Если известна геометрия сварного соединения, подготовленного под сварку, и поперечное сечение шва, то можно считать в первом приближении площадку F_a (рис. 3.3) пропорциональной массе проплавленного основного металла, а площадку F_{bc} — массе наплавленного присадочного металла и металли-

ческой добавке в покрытии. Обозначив отношение $F_a/F_{bc}=m$, получим

$$a/(b+c) = F_a/F_{bc} = m. \quad (3.6)$$

Если известно отношение массы расплавленного покрытия или флюса к массе расплавленного электродного стержня или сварочной проволоки $K_{м.п}$, можно написать

$$c/b = K_{м.п} (Me) \psi = n, \quad (3.7)$$

где Me — доля металлической добавки в покрытии или флюсе; ψ — доля перешедшей в сварочную ванну металлической добавки.

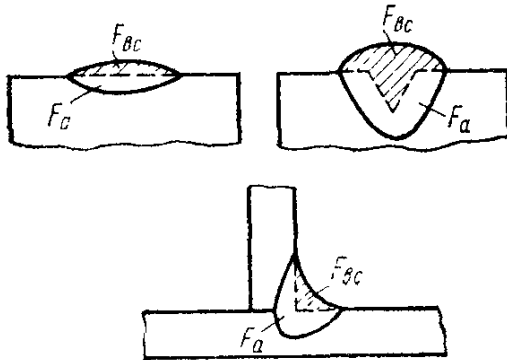


Рис. 33 Площади проплавления F_a и наплавки F_{bc} для различных типов сварных соединений при дуговой сварке плавлением

Учитывая, что $a+b+c=1$ (3.8) и решая совместно уравнения (3.6) — (3.8), получим:

$$a = m/(m+1); \quad (3.9)$$

$$b = 1/[(m+1)(n+1)]; \quad (3.10)$$

$$c = n/[(m+1)(n+1)]. \quad (3.11)$$

Обозначим соответственно через $[Me]_a$, $[Me]_b$ и $[Me]_c$ процентное содержание элемента $[Me]$ в основном металле, электродной проволоке и металлической добавке в покрытии или флюсе. В этом случае

исходная концентрация элемента в сварочной ванне может быть выражена в следующем виде:

$$[Me]_и = a [Me]_a + b [Me]_b + c [Me]_c. \quad (3.12)$$

Сопоставление величины $[Me]_и$ с содержанием элемента $[Me]$ в шве $[Me]_ш$ позволяет судить о тех изменениях, которые претерпела концентрация этого элемента в процессе металлургического цикла сварки.

Обозначив прирост (убыль) элемента через $\Delta[Me]$, получим $\pm \Delta [Me] = [Me]_ш - [Me]_и$.

Если величина $\Delta[Me]$ положительна, имеет место прирост элемента за счет его перехода из покрытия или шлака; при отрицательном $\Delta[Me]$ наблюдается переход элемента в газовую или шлаковую фазы; при $\Delta[Me]=0$ концентрация элемента не претерпевает изменений в процессе сварки.

Иногда пользуются суммарным коэффициентом усвоения

$$\eta_s = [Me]_ш/[Me]_a. \quad (3.13)$$

Степень усвоения элементов сварочной ванной является различной в зависимости от того пути, посредством которого элемент поступает в ванну (основной металл, электродная про-

волока, покрытие, сварочный флюс). Обозначив соответственно через η_a , η_b и η_c коэффициенты усвоения металла [Me] из основного металла, электродного стержня и металлической добавки в покрытии или флюсе и принимая во внимание, что

$$[\text{Me}]_{\text{ш}} = a [\text{Me}]_a \eta_a + b [\text{Me}]_b \eta_b + c [\text{Me}]_c \eta_c.$$

получим

$$\eta_s = \frac{a [\text{Me}]_a \eta_a + b [\text{Me}]_b \eta_b + c [\text{Me}]_c \eta_c}{[\text{Me}]_{\text{н}}}. \quad (3.14)$$

3.2.2. Коэффициенты усвоения элементов в сварочной ванне

В формуле (3.14) приведено приближенное выражение суммарного коэффициента усвоения (перехода) η_s элемента Me сварочной ванной (металлом шва), которое можно представить в несколько измененном виде:

$$\eta_s = \frac{[\text{Me}]_{\text{ш}}}{a [\text{Me}]_a + b [\text{Me}]_b + c [\text{Me}]_c}, \quad (3.15)$$

где $[\text{Me}]_{\text{ш}}$ — концентрация элемента Me в металле шва, %; $[\text{Me}]_a$, $[\text{Me}]_b$, $[\text{Me}]_c$ — концентрации указанного элемента в основном металле, сварочной проволоке и металлической добавке в покрытии, % соответственно; a , b , c — соответственно доли участия основного металла, сварочной проволоки и металлической добавки в покрытии в образовании металлической сварочной ванны.

Если обозначить через $[\text{Me}]_{\text{н}}$ — содержание элемента [Me] в наплавленном металле (без разбавления его основным металлом), то из формулы (3.14) получим

$$\eta_s = [\text{Me}]_{\text{н}} / (b [\text{Me}]_b + c [\text{Me}]_c). \quad (3.16)$$

С учетом того, что $b + c = 1$ и величина c значительно меньше b , выражение можно переписать в следующем виде

$$\eta_s = [\text{Me}]_{\text{н}} / \{ [\text{Me}]_b + K_b (\text{Me})_c [\text{Me}]_c \}, \quad (3.17)$$

где $(\text{Me})_c$ — массовая доля металлической добавки в покрытии; K_m — коэффициент массы покрытия.

Формулы (3.14) и (3.17) служат для определения суммарного коэффициента усвоения. При известном значении η_s и требуемой концентрации рассматриваемого элемента в наплавленном металле $[\text{Me}]_{\text{н}}$ можно приближенно найти количество (необходимое) металлической добавки в покрытии или керамическом флюсе:

$$(\text{Me})_c = ([\text{Me}]_{\text{н}} - [\text{Me}]_b \eta_s) / (K_m [\text{Me}]_c \eta_c), \quad (3.18)$$

где $(\text{Me})_c$ — в массовых долях.

Для получения той же величины в процентах данные, полученные в формуле (3.18), необходимо умножить на 100.

ТАБЛИЦА 3.2

КОЭФФИЦИЕНТЫ ПЕРЕХОДА НЕКОТОРЫХ ЭЛЕМЕНТОВ
ПРИ РАЗЛИЧНЫХ СПОСОБАХ ДУГОВОЙ СВАРКИ [3]

Вид дуговой сварки	Коэффициенты перехода элементов			
	C	Mn	Si	Cr
Сварка в атмосфере без защиты:				
провода марки Св-08А	0,3—0,4	0,39—0,56	—	—
то же, марки Св-18ХГСА	0,29—0,34	0,63—0,69	0,5—0,87	0,9—0,95
Сварка в среде, CO ₂ :				
провода марки Св-12Х19Н9Т	—	0,78	0,78	0,94
то же, марки Св-18ХГСА	0,8	0,8	0,81	0,94
Сварка в Ar + 5 % O ₂ :				
провода марки Св-18ХГСА	0,6	0,69	0,71	0,92
то же, марки Св-10ГС	0,59	0,41	0,32	—
Сварка электродами марки УОНИ-13/45	—	0,45—0,55	0,14—0,27	—

При известной величине $(Me)_c$ ожидаемую концентрацию элемента Me в наплавленном металле $[Me]_н$ можно определить из выражения

$$[Me]_н = \eta_s \{ [Me]_b + K_M (Me)_c [Me]_c \} \quad (3.19)$$

или

$$[Me]_н = \eta_s \{ b [Me]_b + c [Me]_c \}. \quad (3.20)$$

Значения коэффициентов перехода для некоторых видов дуговой сварки приведены в табл. 3.2.

ТАБЛИЦА 3.3

СОСТАВ МНОГОСЛОЙНОГО ШВА
ПО ВЫСОТЕ ПРИ СВАРКЕ
СТАЛИ 16ГНМА ПРОВОЛОКОЙ
Св-10НМ ПОД ФЛЮСОМ ФЦ-6, %

Расстояние от низа шва, мм	Si	Mn	P	S
10	0,59	1,32	0,019	0,012
30	0,67	1,45	0,023	0,013
50	0,67	1,57	0,025	0,014
70	0,69	1,83	0,025	0,016
90	0,73	1,84	0,027	0,016
110	0,74	1,87	0,028	0,019

Изменения в составе многослойного шва по его высоте

При многослойной сварке состав металла шва, как правило, изменяется от слоя к слою в связи с изменением степени разбавления его основным металлом. Это связано с тем, что состав поступающих в ванну капель и основного металла обычно различен. В итоге конечный химический состав является результатом

суммирования химических реакций, протекающих в сварочной ванне.

В качестве примера в табл. 3.3 приведены данные по изменению концентраций кремния, марганца, фосфора и серы при многослойной сварке стали марки 16ГНМА толщиной 115 мм (0,33 % Si, 1,02 % Mn; 0,011 % S и 0,012 % P) проволокой марки Св-10НМ (0,21 % Si, 0,65 % Mn, 0,007 % S; 0,014 % P) под флюсом марки ФЦ-6.

3.3. Реакции в сварочной ванне

3.3.1. Взаимодействие металла с газами

При дуговой сварке плавлением расплавленный металл, взаимодействуя с окружающей атмосферой, поглощает кислород, азот и водород, что существенно сказывается на свойствах металла шва.

Растворение двухатомного газа в металле описывается уравнением

$$\frac{1}{2} \Gamma_2 (\text{газ}) \rightleftharpoons [\Gamma] (\text{раствор});$$
$$K_{\Gamma} = \frac{a_{\Gamma}}{P_{\Gamma}^{0,5}} = \frac{f_{\Gamma} [\% \Gamma]}{P_{\Gamma}^{0,5}},$$

откуда следует известное правило квадратного корня (закон Сивертса)

$$[\% \Gamma] = (K_{\Gamma} / f_{\Gamma}) P_{\Gamma}^{0,5}, \quad (3.21)$$

где a_{Γ} и f_{Γ} — активность и коэффициент активности газа, зависящие от состава расплава [1].

Равновесие металл — газ зависит от температуры. Эта зависимость обычно выражается эмпирическими уравнениями вида

$$\lg K_{\Gamma} = A/T + B,$$

где A и B — постоянные, определяемые из опыта.

При температурах, приближающихся к точке кипения металла, нужно учитывать встречное давление паров металла, вызывающее снижение реальной растворимости газа.

Окисление металла шва

Кислород в металле шва может находиться в зависимости от концентрации других присутствующих в нем элементов в нескольких формах: в виде оксида железа в твердом растворе и выделяющегося в самостоятельную фазу; в виде оксидных включений; в виде твердых растворов и эвтектик, образованных оксидными и сульфидными включениями, а также в виде самостоятельной фазы O.

Растворимость кислорода в железе в форме FeO невелика и может быть описана при контактировании жидкого железа со шлаками, состоящими практически только из оксида железа, уравнением

$$\lg [O] = -6320/T + 2,734. \quad (3.22)$$

где [O] — концентрация кислорода в жидком железе, % (по массе).

Последним представлениям на основе исследования химических равновесий типа $MeO + H_2 = Me + H_2O$, больше соответствует гипотеза о том, что кислород находится в железе в виде

ТАБЛИЦА 3.4

РАСТВОРИМОСТЬ КИСЛОРОДА
В ЖИДКОМ ЖЕЛЕЗЕ ПРИ
РАЗЛИЧНЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ

T, K	Растворимость кислорода в жидком железе, % по массе	
	[O]	FeO
1813	0,175	0,786
1873	0,231	1,04
2073	0,485	2,18
2273	0,871	3,92
2573	1,88	8,50

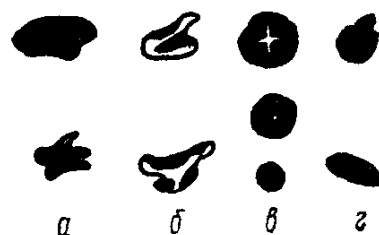


Рис. 3.4. Характерные типы включений в металле швов, выполненных сваркой плавлением:

a — силикатные (изотропные); *b* — силикаты железа (анизотропные); *v* — силикаты с преобладанием марганца (изотропные, внутри светящийся крест); *z* — сульфиды, оксиды и пр. (изотропные)

самостоятельной фазы O. Существенно меньшая электроотрицательность железа по сравнению с кислородом позволяет предположить, что кислород может существовать в железе в анионной форме O^{-2} . Значительные размеры названных анионов обуславливают ничтожную их подвижность при пропускании через железо постоянного тока.

Вместе с тем практически все металлургические расчеты основаны на предположении о растворении кислорода в железе в форме FeO, и независимо от формы присутствия кислорода с большой достоверностью установлено, что растворимость его в твердом α -железе составляет 0,03 %, а в γ -железе $\sim 0,003$ %.

Результаты расчетов по уравнению приведены в табл. 3.4. При снижении температуры происходит перераспределение FeO между шлаком и металлом в соответствии с константой распределения

$$L = [FeO]/(FeO),$$

где [FeO] и (FeO) — концентраций оксидов в металле и шлаке соответственно.

Константа распределения изменяется в зависимости от температуры по формуле

$$\lg [\text{FeO}]/(\text{FeO}) = -6300/T + 1,386.$$

Выделяющийся из раствора FeO может не только переходить в шлак, но и вступать во взаимодействие с элементами-раскислителями Mn, Si, Ti, Al и др. при наличии таковых в жидкой сварочной ванне. И поскольку сродство к кислороду у названных элементов растет при снижении температуры, продукты раскисления реакций вида



частично переходят в шлаковую фазу, но остаются и в закристаллизовавшемся металле в виде неметаллических включений, повышая общую концентрацию в нем кислорода (рис. 3.4). Оксидные включения часто имеют неоднородный минералогический состав, а также могут образовывать сложные кислородосодержащие включения, например, оксисульфиды или кислородофторсодержащие включения.

Взаимодействие наплавляемого металла с азотом

Азот попадает в зону сварки главным образом из воздуха. В зависимости от температуры азот может находиться в газовой фазе в различных состояниях: молекулярном, атомарном и ионизированном. Растворимость атомарного азота при постоянной температуре определяется соотношением

$$[\% \text{ N}] = K_{p_N}.$$

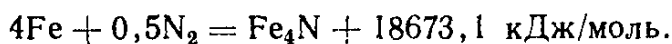
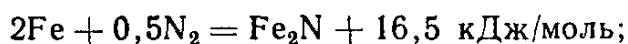
При наличии азота в газовой фазе в молекулярной форме его растворимость определяется уравнением

$$[\% \text{ N}] = K \sqrt{p_{\text{N}_2}}.$$

Последняя зависимость косвенно указывает на то, что процессу растворения азота предшествует диссоциация молекулярного азота на атомы.

Азот образует с железом химические соединения — нитриды: Fe₂N (11,15 % N) и Fe₄N (5,9 % N). Считается, что возможно и образование нитрида Fe₈N [3].

Теплота образования Fe₂N и Fe₄N соответственно равна [4]:



Fe₂N начинает разлагаться в атмосфере чистого азота при температуре ~550 °С. Дальнейшее повышение температуры

вызывает диссоциацию нитрида Fe_4N . При относительно небольших концентрациях азота в металле нитрид железа довольно устойчив даже при высоких температурах.

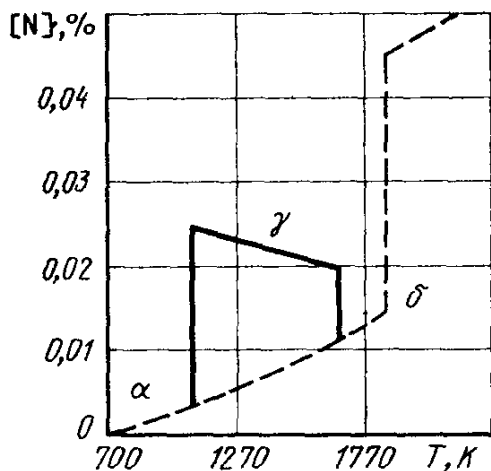


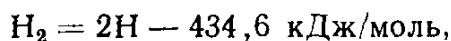
Рис. 3.5. Растворимость в железе азота при его парциальном давлении $p_{N_2} = 10^5$ Па

Растворимость азота в железе при его парциальном давлении $p_{N_2} = 10^5$ Па приведена на рис. 3.5. Изменение растворимости азота при кристаллизации железа происходит скачкообразно. Вместе с этим из диаграммы состояния железо — азот следует, что растворимость азота в твердом железе значительно превышает значения, приведенные на рис. 3.5. Поэтому кривую предельной растворимости азота в железе на рис. 3.5 следует рассматривать как растворимость азота, находящегося в равновесии с нитридами железа.

Взаимодействие наплавляемого металла с водородом

Источниками водорода в газовой фазе зоны сварки могут служить атмосферная влага, влага покрытия электрода или флюса, конституционная влага ржавчины на свариваемых кромках и т. д. Образующиеся вследствие этого водяные пары диссоциируют и повышают концентрацию водорода в газовой фазе.

В зависимости от температуры газовой фазы водород может находиться в ней в различных состояниях: молекулярном, атомарном и ионизированном. При высоких температурах происходит частичная диссоциация молекулярного водорода на атомарный:



а также на атомарный и ионизированный:



Степень диссоциации молекулярного водорода на атомарный в зависимости от температуры показана на рис. 3.6. Из приведенных данных следует, что в столбе сварочной дуги ($T = 5000 - 6000$ К) подавляющее количество водорода находится в атомарном состоянии. Практически полное разложение водяного пара с образованием свободного

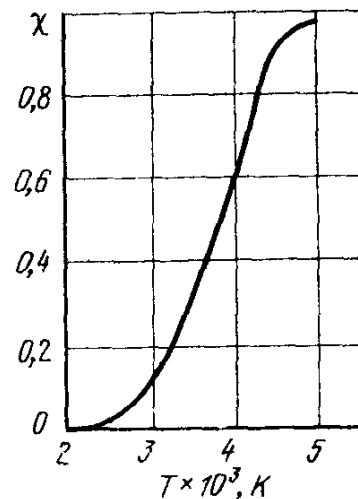
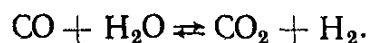
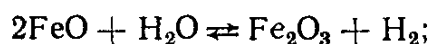


Рис. 3.6 Влияние температуры на степень диссоциации молекулярного водорода

водорода или гидроксида происходит при его взаимодействии с железом, ферросплавами и расплавленным шлаком по реакциям:



Концентрация водорода в металле швов зависит от температуры, до которой нагревается в дуге металл, химического состава металла и парциального давления водорода в атмосфере дуги.

Значительное влияние на содержание водорода в швах оказывает парциальное давление его в атмосфере дуги. По данным работы [5], введение в зону сварки ржавчины и последующее увеличение ее количества приводят к возрастанию общего объема выделившихся газов. При этом количество выделившегося водорода растет значительно быстрее, чем объемы CO и CO₂, в результате резко возрастает количество водорода в металле шва.

Если водород находится в атомарном состоянии, растворимость его в металле при постоянной температуре в состоянии равновесия подчиняется линейной зависимости

$$[\text{H}] = K p_{\text{H}},$$

где $[\text{H}]$ — растворимость водорода, % (по массе); p_{H} — парциальное давление атомарного водорода в газовой фазе; K — константа равновесия, зависящая от температуры и фазового (а также агрегатного) состояния металла.

Растворимость водорода, находящегося в газовой фазе в молекулярной форме, подчиняется закону квадратного корня из его парциального давления:

$$[\text{H}] = K \sqrt{p_{\text{H}_2}}, \quad (3.24)$$

где p_{H_2} — парциальное давление молекулярного водорода в газовой фазе.

Зависимость (3.24) косвенно указывает на то, что процессу растворения молекулярного водорода предшествует его диссоциация на атомы. Если в газовой фазе водород находится в атомарном и молекулярном состояниях, то его растворимость при постоянной температуре может быть выражена зависимостью

$$[\text{H}] = K \sqrt{p_{\text{H}_2\text{H}}^{(1+\chi)}}, \quad (3.25)$$

где $p_{\text{H}_2\text{H}}$ — общее парциальное давление атомарного и молекулярного водорода; χ — степень диссоциации водорода при данной температуре.

Константа растворимости водорода K зависит от температуры и состава металла, которая может быть определена уравнением

$$\lg K = -\frac{1745}{T} - 1,72. \quad (3.26)$$

Растворимость водорода в железе при парциальном давлении $p_{H_2} = 0,1$ МПа в зависимости от температуры показана на рис. 3.7.

Для приближенной оценки растворимости водорода в расплавленном железе при абсолютной температуре T и парци-

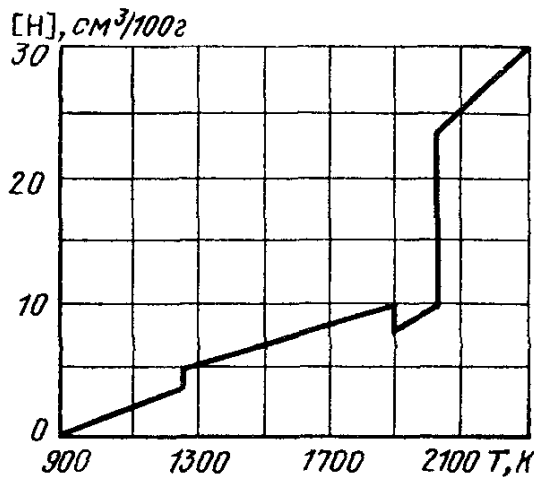


Рис. 3.7. Растворимость в железе водорода при парциальном давлении $p_{H_2} = 0,1$ МПа

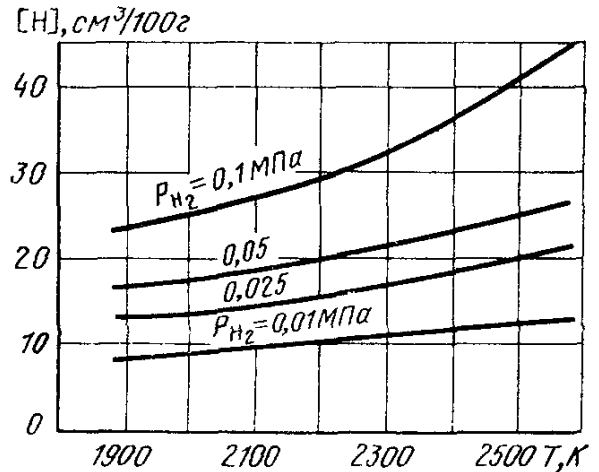


Рис. 3.8 Влияние температуры и парциального давления водорода в газовой фазе на его растворимость в жидком железе

альном давлении p_{H_2} в интервале температур до 2570 К можно пользоваться уравнением

$$\lg V = 0,5 \lg p_{H_2} - \frac{1745}{T} + 0,888. \text{ см}^3/100. \quad (3.27)$$

На основании расчетов по приведенному уравнению построены кривые (рис. 3.8).

3.3.2. Взаимодействие металла со шлаками

Шлаками называют расплавы неметаллических соединений — оксидов, галлоидов, сульфидов и т. д., как свободных, так и образующих комплексные соединения. В условиях сварки шлаки образуются при расплавлении сварочного флюса, электродного покрытия, сердечника порошковой проволоки, а также могут появляться самопроизвольно, например в результате взаимодействия металла с защитной средой.

Химическое воздействие расплавленного шлака на металл шва в значительной степени определяется соотношением в его составе кислых, основных и амфотерных оксидов. Фториды и

хлориды обычно считают химически нейтральными соединениями.

Критерием основности (B) или кислотности (K) шлака на основе молекулярной теории строения его служит отношение компонентов, входящих в состав данного шлака:

$$B = \left[\sum_{i=1}^q (\text{RO})_i \right] / \left[\sum_{k=1}^m (\text{RO}_2)_k \right], \quad (3.28)$$

где m , q — количество кислых и основных оксидов в составе шлака соответственно; $(\text{RO})_i$ — концентрация основных оксидов в составе шлака, например CaO , MgO , MnO , FeO и т. д.; $(\text{RO}_2)_k$ — то же, кислых оксидов, например SiO_2 , TiO_2 , ZrO_2 и т. д.

Шлаки считаются кислыми при $B < 1$, основными — при $B > 1$ и нейтральными — при $B = 1$. Эта классификация в определенной мере формальна. Физический смысл понятия основности шлака состоит в оценке активности иона кислорода. Чем выше основность шлака, тем больше активность иона кислорода O^{-2} , т. е. тем больше свободных ионов кислорода.

В настоящее время наиболее часто употребляется формула, принятая Международным институтом сварки (МИС):

$$B = \frac{\text{CaO} + \text{MgO} + \text{BaO} + \text{Na}_2\text{O} + \text{K}_2\text{O} + \text{LiO}_2 + \text{CaF}_2 + 0,5(\text{MnO} + \text{FeO})}{\text{SiO}_2 + 0,5(\text{Al}_2\text{O}_3 + \text{TiO}_2 + \text{ZrO}_2)}, \quad (3.29)$$

где CaO , MgO , Al_2O_3 , LiO_2 и т. д. — содержания компонентов шлака, % (по массе).

Имеется более точное выражение этой формулы

$$B = \frac{0,018\text{CaO} + 0,015\text{MgO} + 0,006\text{CaF}_2 + 0,014 \times \times (\text{Na}_2\text{O} + \text{K}_2\text{O}) + 0,007(\text{MnO} + \text{FeO})}{0,017\text{SiO}_2 + 0,005(\text{Al}_2\text{O}_3 + \text{TiO}_2 + \text{ZnO}_2)}. \quad (3.30)$$

Несмотря на ионную природу шлаков, все расчеты химического взаимодействия между шлаком и металлом преимущественно базируются на молекулярной теории. Это связано с тем, что большинство термодинамических и металлургических данных о взаимодействии шлака и металла построено именно на базе названной теории.

Процессы окисления расплавленного металла и ферросплавов шлаком можно описать следующими реакциями:



Если в покрытие или керамический флюс введено сразу несколько ферросплавов, то в первую очередь окисляются элементы, обладающие большим сродством к кислороду. По степени убывания сродства к кислороду элементы, вводимые в состав электродных покрытий, можно расположить в следующий ряд: $Ca \rightarrow Al \rightarrow Ti \rightarrow Si \rightarrow Mn \rightarrow Fe$.

Для оценки химической активности сварочных шлаков удобнее всего использовать суммарное количество кислорода, участвующего в окислительно-восстановительных реакциях на межфазной границе. Указанный кислород должен быть связан с химическим составом шлака выражением вида

$$[O] = f \left(\sum_{i=1}^n A_i \right), \quad (3.36)$$

где A_i — относительная химическая активность оксида, способного к восстановлению в сварочной ванне; n — число оксидов в составе шлака, способных к восстановлению в сварочной ванне.

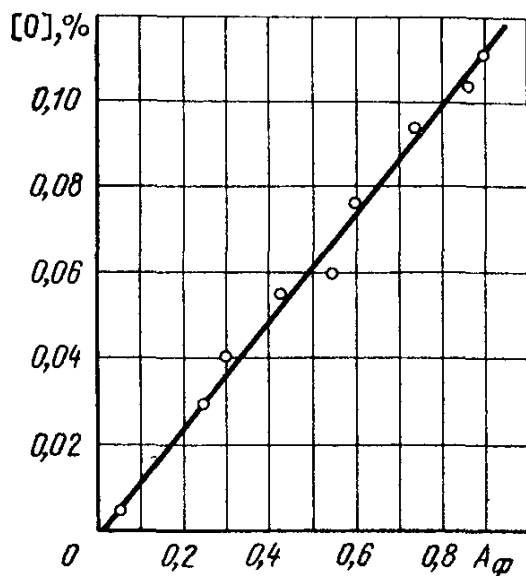
С учетом того обстоятельства, что химическая активность кислорода оксида определяется как [6]

$$A_{\phi_k} = (RO_2)/(100B),$$

а основного оксида

$$A_{\phi_o} = (RO) B/100,$$

Рис. 3.9. Общее содержание кислорода в наплавленном металле в зависимости от химической активности флюса



суммарную химическую активность шлака по уравнению (3.39) можно переписать:

$$A_\phi = \left(\sum_{i=1}^m (RO_2)_i + B^2 \sum_{k=1}^q (RO)_k \right) / (100B), \quad (3.37)$$

где m и q — количества кислых и основных оксидов соответственно; (RO_2) и (RO) — концентрации кислого и основного оксидов в составе шлака; B — основность шлака, определяемая по уравнению (3.30).

В конкретизированном виде уравнение (3.37) принимает вид:

$$A_\phi = \frac{SiO_2 + 0,5 (TiO_2) + 0,4 (Al_2O_3 + ZrO_2) + 0,42B^2 (MnO)}{100B},$$

где (SiO_2) , (TiO_2) и т. д. — содержание компонентов шлака, % (по массе).

Корреляционная зависимость содержания кислорода в наплавленном металле от коэффициента относительной химической активности шлака при сварке под флюсом, найденная на основе экспериментальных данных, представлена на рис. 3.9.

3.3.3. Влияние физико-химических реакций на качество металла шва

В процессе кристаллизации сварочной ванны растворимость азота, водорода и кислорода снижается скачкообразно и возникают предпосылки для обратного их выделения. Это может явиться одним из факторов, способствующих или обуславливающих появление и развитие пор в металле шва.

Одновременно с изложенным повышение концентрации перечисленных газов в металле швов может способствовать снижению механических свойств сварных соединений, образованию трещин и т. д.

Кислород. Как уже отмечалось, окисление металла приводит преимущественно к тому, что продукты раскисления реакций вида (3.23) остаются в закристаллизованном металле в виде мелкодисперсных оксидных включений, повышая общую концентрацию в нем кислорода.

Повышение общей концентрации кислорода в металле швов способствует снижению пластичности и ударной вязкости металла (рис. 3.10). В дополнение

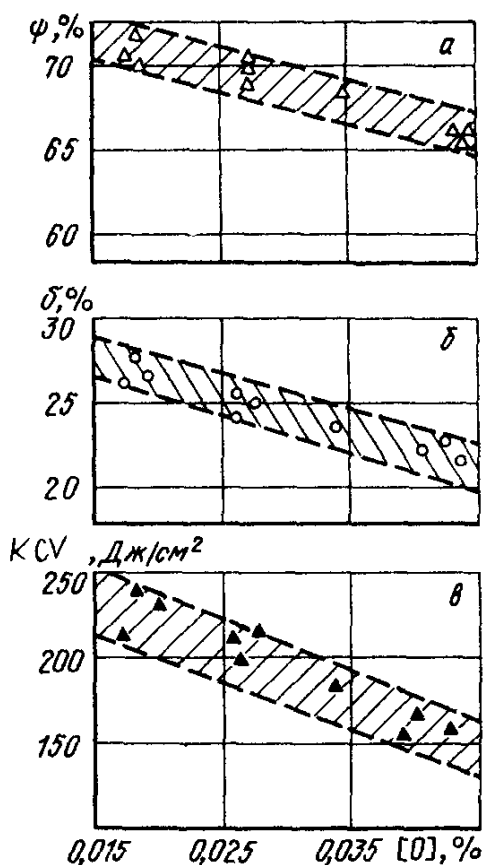


Рис. 3.10. Зависимости пластичности и ударной вязкости металла KCV , швов, выполненных электродами с основным видом покрытия, от общего содержания кислорода

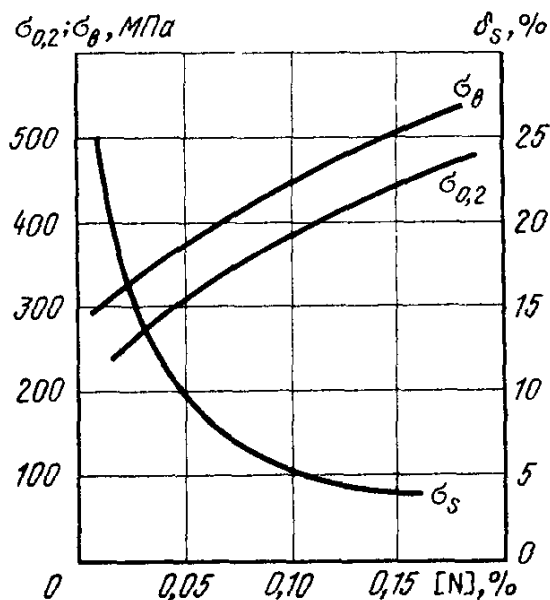


Рис. 3.11. Влияние концентрации азота в низкоуглеродистой стали на ее механические свойства

к этому насыщение металла кислородом может явиться одной из причин старения металла шва.

Оксиды по границам зерен снижают ударную вязкость и усталостную прочность. Тонкие пленки оксидов, образующиеся при сварке высоколегированных сталей на поверхности шва, даже в среде защитных газов снижают коррозионную стойкость и их необходимо удалить травлением [7].

Азот. Увеличение концентрации азота в низкоуглеродистых и низколегированных сталях оказывает существенное влияние на их прочностные и пластические свойства (рис. 3.11). Кривая растворимости азота в α -железе, находящегося в равновесии с Fe_4N (см. рис. 3.5), показывает, что азот может явиться одной из причин старения металла шва, сопровождающегося повышением его твердости и снижением пластичности и ударной вязкости.

Водород. Может самостоятельно или в сочетании с другими факторами приводить к различным дефектам. В ЗТВ или в наплавленном металле при сварке высокопрочных сталей с повышенным содержанием водорода возможны замедленные хрупкие разрушения. Водород с течением времени после сварки может диффундировать в ЗТВ и таким образом достигать критической концентрации. Это приводит, например, к образованию холодных подваликовых трещин [7].

В наплавленном металле, содержащем водород, при быстром охлаждении могут образоваться микротрещины, снижающие усталостную прочность. Если при охлаждении трещины не образуются, снижение выносливости из-за растворенного в стали водорода не наступает до тех пор, пока циклическое нагружение не вызывает пластическую деформацию и тем самым необратимые повреждения материала.

Глава 4. ТЕРМОДЕФОРМАЦИОННЫЕ ПРОЦЕССЫ ПРИ СВАРКЕ (Куркин А. С.)

4.1. Деформации, перемещения и напряжения при сварке

4.1.1. Виды деформаций

В точках детали при сварке возникают температурные деформации ε_α , а также деформации ε_c , вызванные силовым взаимодействием неравномерно расширяющихся частей детали. При отсутствии внешних нагрузок, приложенных к детали, деформации ε_c могут быть названы собственными, иногда их называют также внутренними:

$$\varepsilon_c = \varepsilon - \varepsilon_\alpha, \quad (4.1)$$

где ε — наблюдаемые деформации, характеризующие изменения размеров детали. Уравнения связи наблюдаемых деформаций с перемещениями точек детали приведены 4.3.1.2.

Деформации, изменяющиеся в процессе сварки, называются временными, а остающиеся после остывания детали — остаточными. Собственные деформации состоят из упругих $\varepsilon_{упр}$, пластических $\varepsilon_{пл}$ и начальных ε_0 деформаций.

$$\varepsilon_c = \varepsilon_{упр} + \varepsilon_{пл} + \varepsilon_0. \quad (4.2)$$

Начальными называются собственные деформации, имевшиеся в детали до сварки. При протекании в металле структурных и фазовых превращений вызванные ими деформации входят в ε_α .

4.1.2. Возникновение деформаций и перемещений

4.1.2.1. Продольные деформации и перемещения. В процессе сварки шов и околошовная зона разогреваются до высоких температур T (рис. 4.1), что вызывает их расширение ε_α и

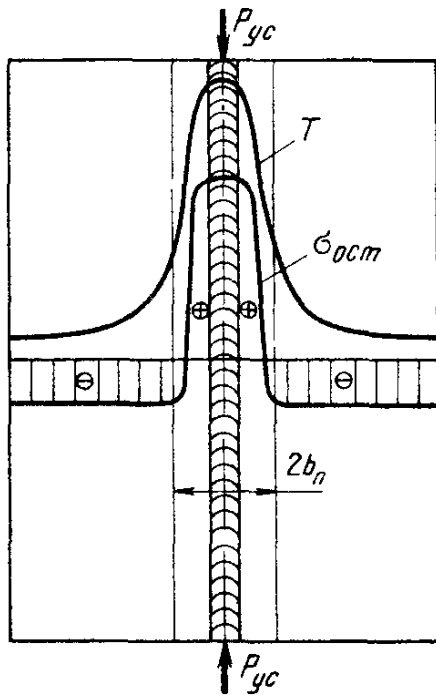


Рис. 4.1. Схема действия усадочной силы в сварном соединении

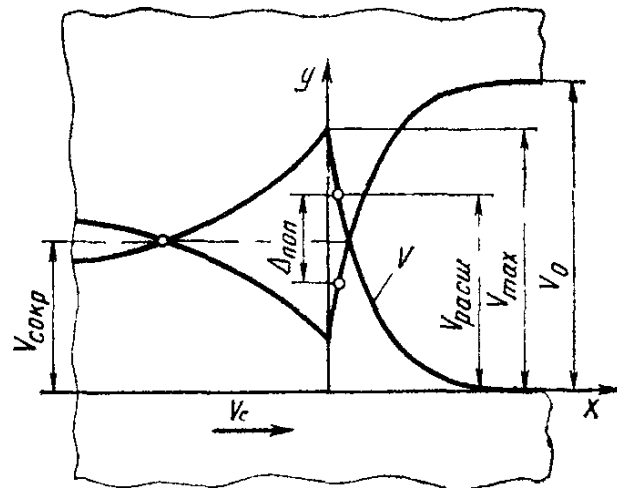


Рис. 4.2. Схема образования поперечной усадки при односторонней стыковой сварке:

V_0 — зазор перед сваркой, V — перемещение свободной кромки, $v_{св}$ — скорость сварки

удлинение детали в направлении оси шва. При этом со стороны менее нагретой части детали на высокотемпературную зону действует реакция, вызывая в ней собственные деформации укорочения $\varepsilon_c < 0$. Высокотемпературная зона составляет небольшую часть от поперечного сечения детали, и возникающие в ней собственные деформации укорочения существенно больше, чем деформации удлинения вне зоны шва. Значительная часть собственной деформации укорочения в зоне шва

переходит в пластическую деформацию $\epsilon_{пл}$. После полного остывания пластическая деформация зоны шва, возникшая при нагреве, вызывает сокращение длины детали по сравнению с исходным размером до сварки $\Delta_{пр}$, называемое продольной усадкой. При этом со стороны шва на деталь действует усадочная сила $P_{ус}$. На рис. 4.1 показан вид эпюр остаточных упругих и пластических деформаций в шве. Формулы для расчета $P_{ус}$ приведены в 4.3.1.4.

4.1.2.2. *Поперечные перемещения.* Расширение зоны шва при сварке происходит также в направлении, перпендикулярном к оси шва. Свободное расширение металла в этом направлении возможно лишь при сварке с зазором, равным сумме максимальных свободных перемещений кромок $2v_{max}$ (рис. 4.2).

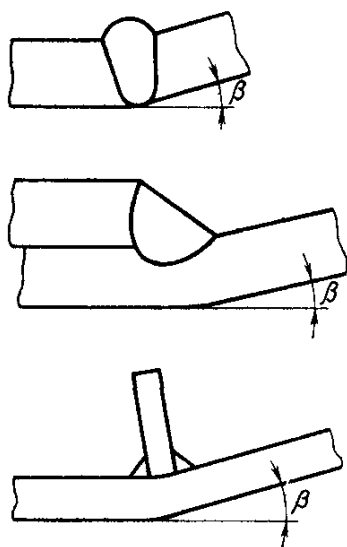


Рис. 4.3. Схемы образования угловых перемещений β

При меньшей величине зазора расширению зоны шва препятствует закрепление детали и заваренная часть шва. Происходит расширение всей детали на величину $2v_{расш} < 2v_{max}$. Сокращению металла при остывании зоны шва также препятствуют закрепление и жесткость сваренной детали, поэтому $2v_{сокр} < 2v_{max}$. Разница перемещений при остывании и нагреве дает поперечную усадку:

$$\Delta_{поп} = 2v_{сокр} - 2v_{расш} = Av_{max}. \quad (4.3)$$

Значение коэффициента A зависит от наличия зазора, условий закрепления, условий сварки, формы и размеров детали. Формулы для расчета v_{max} и A приведены в 4.3.1.4.

4.1.2.3. *Другие виды перемещений в зоне шва.* При сварке происходят одновременно продольные и поперечные перемещения в зоне шва. Их взаимодействие вызывает различные виды сварочных перемещений. Угловое перемещение β (рис. 4.3) происходит вследствие неравномерного по толщине детали поперечного перемещения при асимметричном расположении шва или неодинаковых условиях усадки отдельных частей шва. Смещение в направлении толщины детали Δ_z может быть связано с неодинаковым продольным расширением свариваемых цилиндрических деталей при наложении кольцевого шва или с потерей устойчивости листов от расширения в направлении оси шва. Смещение деталей вдоль оси шва Δ_x связано с их неодинаковым удлинением при нагреве. Например, при сварке тавровых соединений, даже при одинаковой толщине свариваемых

мых пластин, удлинение стенки примерно в 1,5 раза больше, так как полоса нагрева в полке расположена в середине пластины, а в стенке — на краю.

4.1.3. Образование напряжений

Собственные напряжения в сварном шве могут быть временными и остаточными. Остаточные напряжения в направлении оси шва примерно одинаковы во всех поперечных сечениях, кроме концов швов, где они уменьшаются до 0.

Распределение остаточных напряжений $\sigma_{ост}$ в направлении вдоль оси шва в металлах толщиной до 20 мм при электродуговой сварке в 1—3 прохода при отсутствии структурных превращений показано на рис. 4.4. Максимальные напряжения появляются в шве. В низкоуглеродистых и аустенитных сталях они близки к пределу текучести σ_T . В титановых и алюминиевых сплавах они составляют (0,5—0,8) σ_T , причем большие значения наблюдаются при увеличении мощности источника и скорости сварки. Зона растягивающих напряжений приблизительно равна по ширине зоне пластических деформаций $2b_{пл}$. Такой же характер имеет распределение продольных напряжений в многослойных швах.

Поперечные растягивающие напряжения при однопроводной сварке достигают значительной величины при сварке швов в жестком контуре (при заварке дефектов). При многопроводной сварке, если происходит взаимный поворот свариваемых деталей, возникают растягивающие напряжения в корне шва. В случае предотвращения углового перемещения в корне шва возникают напряжения сжатия (рис. 4.5).

Трехосные растягивающие напряжения возникают в средней части сечения электрошлаковых швов. Величина компонент

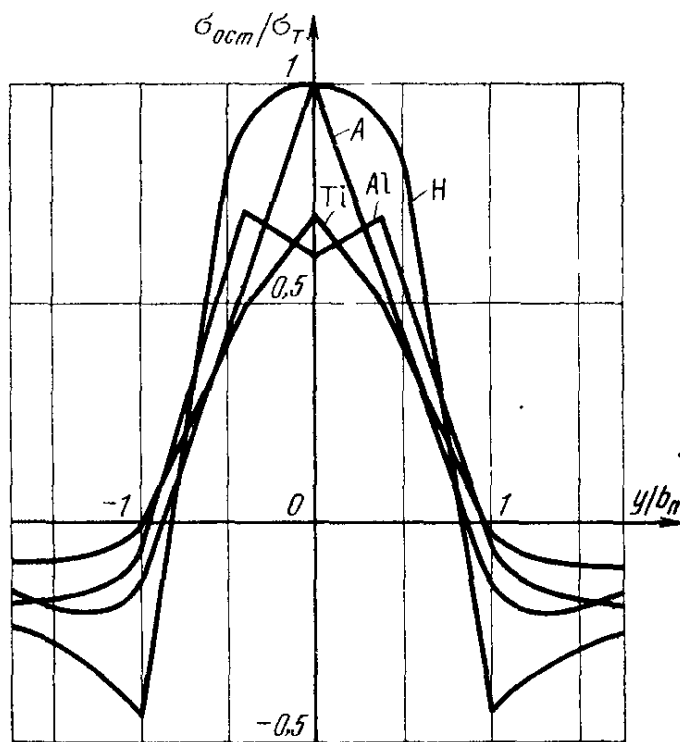


Рис. 4.4. Распределение остаточных сварочных продольных напряжений в пластинах из различных металлов [1]:

Н — в низкоуглеродистой стали Ст3 толщиной $\delta=8$ мм; А — в аустенитной стали 12Х18Н9Т, $\delta=2$ мм; Тi — в титановом сплаве ОТ4, $\delta=1,5$ мм; Аl — в алюминиевом сплаве АМгб, $\delta=10$ мм

напряжения может превосходить σ_T . Наибольшее растягивающее напряжение действует вдоль оси шва (рис. 4.6).

В соединениях с угловыми швами распределение остаточных напряжений, как правило, аналогично распределению напряжений в стыковом соединении, выполненном тем же способом сварки.

В оболочковых конструкциях продольные прямолинейные швы дают такое же распределение напряжений, как в плоской пластине. В зоне кольцевых швов дополнительно действуют

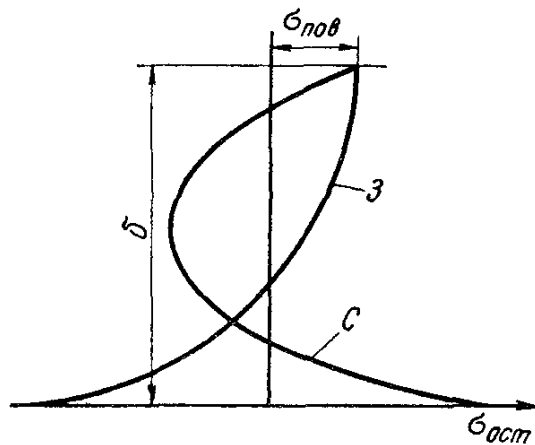


Рис. 4.5 Поперечные остаточные напряжения в многослойном шве:

С — при сварке незакрепленных пласти; З — при сварке с предотвращением угловых перемещений; $\sigma_{пов}$ — напряжения на поверхности; δ — толщина пластины

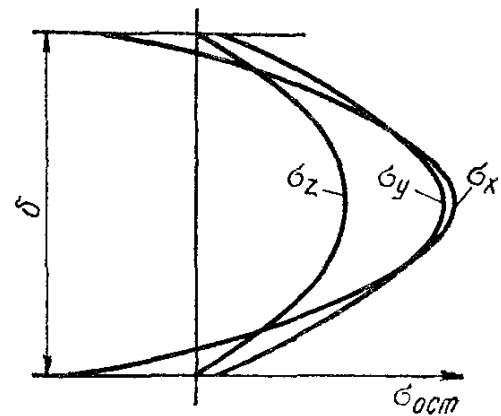


Рис. 4.6. Напряжения в электрошлаковом шве:

σ_z — в направлении толщины; σ_y — в направлении ширины пластины; σ_x — вдоль оси шва

напряжения от сокращения металла в окружном направлении и от изгиба. В результате уменьшаются напряжения вдоль оси шва, а в поперечном направлении напряжения с внутренней стороны оболочки являются растягивающими, а с внешней — сжимающими.

При многопроходной сварке с разделкой наружу оболочки в корне шва образуются поперечные напряжения растяжения, при разделке внутрь оболочки — напряжения сжатия. Круговые швы в плоских пластинах имеют напряжения вдоль оси шва примерно такие же, как в прямолинейных швах. Поперечные (радиальные) напряжения в них тем выше, чем меньше радиус шва.

В точечных и электрозаклепочных соединениях в центральной части компоненты напряжений в плоскости соединения являются растягивающими. В низкоуглеродистых и аустенитных сталях они равны σ_T , в титановых и алюминиевых сплавах несколько меньше σ_T . В основном металле вблизи сварного соединения радиальные напряжения растягивающие, а окружные — сжимающие. В стержнях, сваренных стыковой контакт-

ной сваркой, в средней части имеется область трехосного растяжения, возрастающего с увеличением диаметра стержней, и на поверхности — напряжения сжатия.

Остаточные напряжения достаточно стабильны во времени. Даже при напряжениях, близких к σ_T , релаксация напряжений протекает медленно и составляет лишь несколько процентов. Величина пластической остаточной деформации в бездефектных стыковых соединениях сталей составляет 1—2%. При наличии концентраторов пластические деформации могут составлять десятки процентов и вызывать разрушение.

4.1.4. Влияние фазовых превращений на деформации и напряжения

Фазовые и структурные превращения при нагреве и охлаждении сопровождаются дополнительным расширением или сокращением металла и изменением его свойств. В случае завершения превращений при высоких температурах они влияют только на временные напряжения. Поэтому остаточные напряжения в сталях перлитного класса примерно такие же, как в аустенитных. При низкотемпературных структурных превращениях (мартенситное превращение стали) возможно возникновение чередующихся полос растяжения и сжатия в шве и околошовной зоне, а также образование остаточных напряжений сжатия в шве и растяжения в остальной части детали (вместо усадки может происходить удлинение детали). Существенно изменяется распределение напряжений при применении сварочных материалов, отличающихся от основного металла (рис. 4.7).

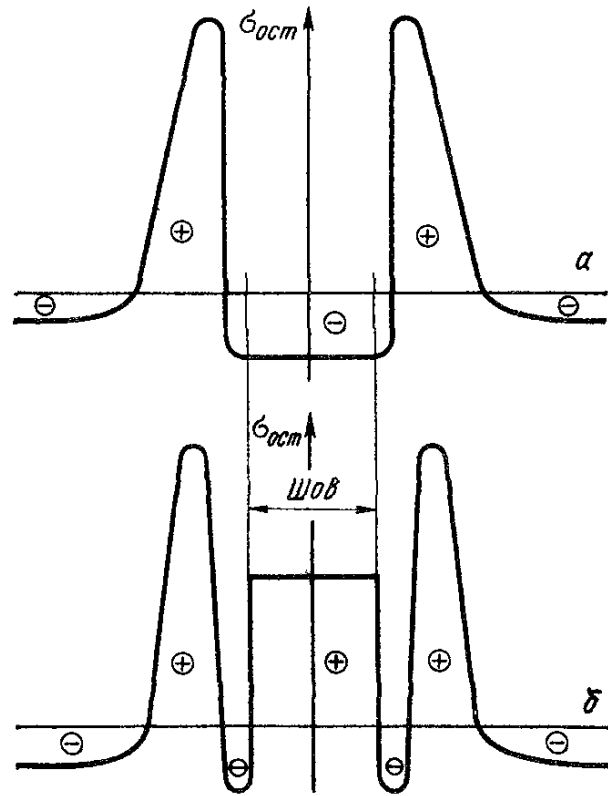


Рис. 4.7. Остаточные напряжения в шве и околошовной зоне при сварке пластин из мартенситной стали:

a — присадочный металл — мартенситная сталь; *б* — присадочный металл — аустенитная сталь

4.2. Влияние термдеформационных процессов на качество сварных конструкций

4.2.1. Изменение размеров разделки кромок при сварке

Перемещения кромок свариваемых деталей в направлении поперек шва происходят за счет местного расширения металла вблизи сварочного источника и поперечной усадки уже заваренного и остывающего участка шва. В случае электрошлаковой сварки, когда поперечная усадка составляет несколько миллиметров, а шов до нескольких метров длины, перемещения кромок могут привести к прекращению процесса сварки либо за счет увеличения зазора и вытекания сварочной ванны, либо за счет полного закрывания зазора и невозможности подачи присадочной проволоки. В тех случаях, когда не происходит полной остановки сварочного процесса, возможно существенное изменение качества сварки, так как при изменении сварочного зазора изменяются состав и свойства шва за счет изменения

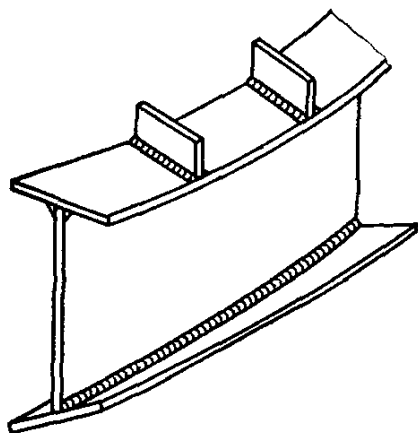


Рис 48 Искажение формы балок при наложении продольных и поперечных швов

долей основного и присадочного металла в сварочной ванне. При дуговой сварке возможно также появление

непроваров и натеков металла в корне шва. Продольная усадка часто вызывает искривление свариваемых пластин в плоскости (серповидность) и потерю устойчивости. При этом взаимные перемещения кромок в плоскости свариваемых пластин и в направлении толщины суммируются с погрешностями формы свариваемых кромок и погрешностями при сборке и могут приводить к невозможности сварки и снижению качества сварного шва. Значительные перемещения кромок в направлении толщины пластин наблюдаются при сварке тонколистовых конструкций малой жесткости.

4.2.2. Изменение формы и размеров конструкции

Искажения, вызванные наложением сварных швов, ухудшают внешний вид, а иногда и снижают работоспособность конструкции. В листовых конструкциях причиной перемещений являются угловые деформации и потеря устойчивости при продольной усадке. Балки от наложения продольных и поперечных швов испытывают укорочение, изгиб и закручивание (рис. 4.8). Оценить величину перемещений можно с помощью методов, приведенных в 4.3.1.4.

4.2.3. Остаточные напряжения

Остаточные растягивающие напряжения создают в металле запас энергии, который может способствовать разрушению металла. Они также способствуют ускорению коррозионных процессов. Связанные с ними пластические деформации приводят к уменьшению пластичности соединения. Складываясь с рабочими напряжениями, остаточные напряжения ухудшают работоспособность конструкции: сжатые элементы могут потерять устойчивость; в элементах, работающих при переменных нагрузках, снижается предел выносливости; в элементах, работающих на изгиб, уменьшается жесткость сечения за счет перехода части сечения в пластическое состояние. Остаточные напряжения существенно влияют на точность и стабильность размеров сварных деталей. При механической обработке за счет перераспределения остаточных напряжений происходит изменение формы и размеров детали. Под действием остаточных напряжений возникают деформации ползучести, особенно при повышенных температурах. При первом приложении рабочей нагрузки рабочие напряжения, складываясь с остаточными, могут в отдельных местах превысить предел текучести и вызвать пластические деформации. Происходящие под действием остаточных напряжений деформации обычно не превышают долей процента.

4.3. Определение сварочных деформаций, напряжений и перемещений

4.3.1. Расчетные методы

4.3.1.1. *Основные этапы расчета.* Расчет сварочных деформаций и напряжений состоит из определения:

- 1) температурных полей при сварке;
- 2) свободных температурных деформаций и деформаций от структурных превращений, механических свойств материала, зависящих от температуры;
- 3) собственных деформаций, напряжений и перемещений.

Для проведения расчета необходимы следующие исходные данные:

1. Характеристики сварочного источника нагрева, условия теплоотвода и теплофизические свойства материалов (коэффициенты теплоемкости c_p , теплопроводности λ , теплоотдачи с поверхности α_T). Справочные данные и методы расчета температурных полей приведены в главе 2.

2. Дилатометрические характеристики материалов, образующих сварное соединение. В случае сварки разнородных материалов или применения присадочного материала, отличаю-

щегося от основного, эти характеристики для разных зон соединения могут не совпадать. Примеры дилатограмм показаны на рис. 4.9.

Для приближенных расчетов может быть использована усредненная дилатограмма, соответствующая уравнению прямой $\Delta\epsilon_\alpha = \alpha\Delta T$.

Значения коэффициентов линейного расширения α для различных материалов приведены в табл. 4.1. В таблице указаны также интервалы изменения температуры T , для которых определены средние значения α . Более точное определение дилатограммы требует проведения испытаний в условиях, близких к реальному сварочному циклу.

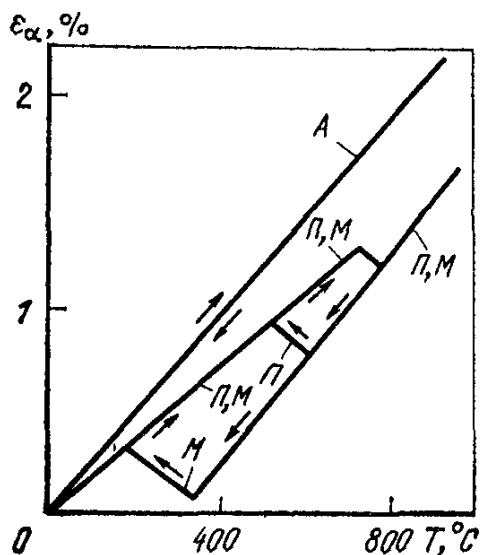


Рис. 4.9. Характерные дилатограммы сталей:

А — материал без структурных превращений (аустенитная сталь); П, М — материалы со структурными превращениями: П — перлитная сталь, М — мартенситная сталь

3. Для расчета деформаций и напряжений в низкотемпературной зоне, где не возникают пластическая деформация, механические свойства материала могут быть представлены двумя модулями упругости — при всестороннем нагружении K и при сдвиге G . Как видно из рис. 4.10, модуль G существенно снижается с ростом температуры. Значения G и K при комнатной температуре для ряда металлов приведены в табл. 4.1. Для учета пластических деформаций необходимы также данные о пределе текучести материала σ_T .

Как показано на рис. 4.11, σ_T еще существеннее убывает с ростом температуры, чем G (рис. 4.11). В упрощенных методах

Как показано на рис. 4.11, σ_T еще существеннее убывает с ростом температуры, чем G (рис. 4.11). В упрощенных методах

ТАБЛИЦА 4.1
МЕХАНИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ МЕТАЛЛОВ ПРИ $T = 293$ К [1,3]

Металл	$\alpha \cdot 10^6, \text{K}^{-1}$	$G \cdot 10^{-5}, \text{МПа}$	$K \cdot 10^{-5}, \text{МПа}$	$\sigma_T, \text{МПа}$
Сталь низкоуглеродистая	12—16 ($270\text{K} < T < 1270\text{K}$)	0,8	4,6	200—350
Сталь низколегированная	12—16 ($270\text{K} < T < 1270\text{K}$)	0,8	4,6	300—1600
Сталь аустенитная	16—20 ($270\text{K} < T < 1270\text{K}$)	0,8	4,6	200—350
Титановые сплавы	10—12 ($270\text{K} < T < 970\text{K}$)	0,42	2,8	500—1400
Алюминиевые сплавы	20—24 ($T = 293\text{K}$)	0,27	1,9	50—600

расчета диаграммы часто схематизируют прямой или ломаной линией. В частности, схематизированная диаграмма σ_T для низкоуглеродистой стали показана на рис. 4.11. При $T > 870$ К принимают $\sigma_T = 0$.

Как правило, при расчете сварочных деформаций и напряжений диаграмму материала $\sigma_i(\epsilon_i)$ принимают идеализированной, без упрочнения. Как показывает практика расчетов, такой подход приводит к существенным погрешностям при определении временных деформаций и напряжений.

Более точные методы, учитывающие упрочнение и ползучесть, требуют для каждого материала проведения испытаний при раз-

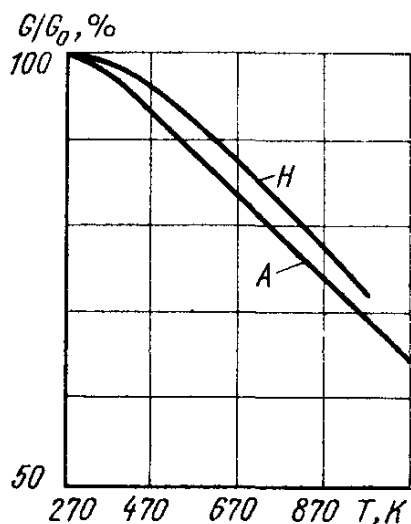


Рис. 4.10. Зависимость модуля упругости при сдвиге G от температуры T [2] (G_0 — значение G при $T=293$ К): Н — низко- и среднелегированные стали; А — аустенитные стали

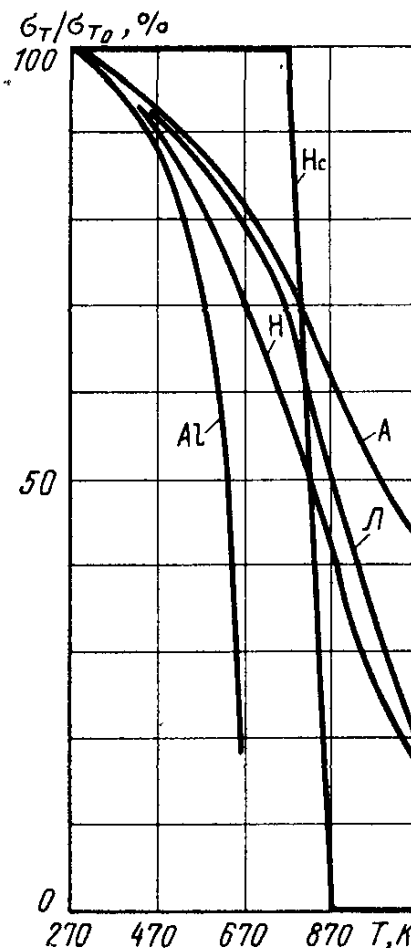


Рис. 4.11. Зависимость предела текучести σ_T от температуры T [2] (σ_{T0} — значение σ_T при $T=293$ К):

Н — низкоуглеродистые стали; Л — низколегированные стали; А — аустенитные стали; Al — алюминиевые сплавы; H_c — схематизированная зависимость для низкоуглеродистых сталей

личных напряжениях, температурах и скоростях деформации. Наиболее типичными являются испытания при заданной температуре и напряжении (на ползучесть) или при заданной температуре и деформации (на релаксацию). Получаемые из серии таких испытаний кривые $\sigma(t)$ и $\epsilon(t)$ могут быть использованы при расчете сварочных деформаций и напряжений [2]. В работе [1] предложен метод пластических приближений. После приближенного расчета сварочных деформаций по упрощенной модели поведения материала проводятся испыта-

ния, имитирующие условия в различных точках свариваемой детали по температуре и деформации (термодеформационный цикл). Полученные из эксперимента напряжения используются в расчете в качестве характеристики материала, отражающей его реальное поведение с учетом релаксации и упрочнения.

4.3.1.2. Уравнения упругопластического деформирования.

При сварке в каждой точке детали возникают в общем случае 6 компонент напряжения, 6 компонент деформации и 3 компоненты перемещения. На рис. 4.12 показано расположение координатных осей: x_1 — вдоль шва, x_2 — поперек шва в плоскости свариваемых пластин и x_3 — в направлении толщины пластины. Соответствующие компоненты деформации и напряжений обозначим ϵ_{ij} , σ_{ij} , а перемещений — u_i . Индексы i, j могут принимать значения от 1 до 3. Нормальные компоненты де-

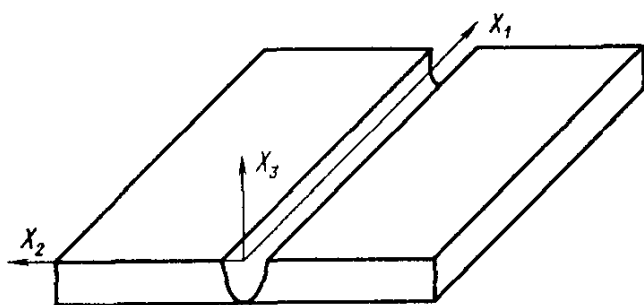


Рис. 4.12. Расположение координатных осей

формации и напряжений имеют оба индекса одинаковые: ϵ_{11} , ϵ_{22} , ϵ_{33} — нормальные деформации вдоль осей x_1 , x_2 , x_3 , σ_{11} , σ_{22} , σ_{33} — нормальные напряжения вдоль тех же осей координат. Деформации сдвига и касательные напряжения имеют разные индексы: ϵ_{12} , ϵ_{23} , ϵ_{31} , σ_{12} , σ_{23} , σ_{31} . Для каждой компоненты деформации можно выделить наблюдаемые, собственные и свободные температурные деформации согласно формуле (4.1). При этом для изотропного материала, имеющего одинаковые свойства по всем направлениям:

$$\epsilon_{\alpha 11} = \epsilon_{\alpha 22} = \epsilon_{\alpha 33} = \epsilon_{\alpha}, \quad (4.4)$$

$$\epsilon_{\alpha 12} = \epsilon_{\alpha 23} = \epsilon_{\alpha 31} = 0.$$

Наблюдаемые деформации связаны с перемещениями точек тела

$$\epsilon_{ij} = \frac{1}{2} \left(\frac{\partial u_i}{\partial x_j} + \frac{\partial u_j}{\partial x_i} \right). \quad (4.5)$$

Собственные деформации связаны с напряжениями. Упругие деформации связаны с напряжениями законом Гука. Закон Гука записывается отдельно для деформаций изменения объема и деформаций изменения формы, так как модули упругости при изменении объема и формы тела различны. Изменение объема выражается через средние нормальные деформации ϵ_0 .

Средние деформации связаны со средними напряжениями σ_0 через объемный модуль упругости K :

$$\varepsilon_0 = \sigma_0 / K, \quad (4.6)$$

где

$$\varepsilon_0 = (\varepsilon_{упр11} + \varepsilon_{упр22} + \varepsilon_{упр33})/3; \quad \sigma_0 = (\sigma_{11} + \sigma_{22} + \sigma_{33})/3. \quad (4.7)$$

Часть деформации, не вызывающая изменения объема, называется деформацией изменения формы, или девиатором деформации. Компоненты девиатора деформации e_{ij} и девиатора напряжения S_{ij} определяются по формулам:

$$\left. \begin{aligned} e_{упр\ ij} &= \varepsilon_{упр\ ij} - \delta_{ij}\varepsilon_0, \\ S_{ij} &= \sigma_{ij} - \delta_{ij}\sigma_0, \end{aligned} \right\} \quad (4.8)$$

где δ_{ij} — коэффициент, равный 1 для нормальных компонент (при $i=j$) и равный 0 для компонент сдвига (при $i \neq j$). Компоненты девиатора упругой деформации $e_{упр\ ij}$ связаны с соответствующими компонентами девиатора напряжения S_{ij} через модуль сдвига G :

$$e_{упр\ ij} = S_{ij}/(2G). \quad (4.9)$$

Пластические деформации происходят без изменения объема, только за счет изменения формы:

$$e_{пл\ ij} = \varepsilon_{пл\ ij}. \quad (4.10)$$

Уравнение связи компонент пластической деформации с компонентами девиатора напряжений

$$\partial e_{пл\ ij} / \partial t = S_{ij}\lambda. \quad (4.11)$$

Способ определения коэффициента λ в формуле (4.11) зависит от принятой модели пластической деформации. Чаще всего принимается модель идеального упругопластического материала без упрочнения.

В этом случае

$$\lambda = (3/2\sigma_i) (\partial \varepsilon_{пл\ i} / \partial t), \quad (4.12)$$

где

$$\sigma_i = \sqrt{3/2 (S_{11}^2 + S_{22}^2 + S_{33}^2 + 2S_{12}^2 + 2S_{23}^2 + 2S_{31}^2)}, \quad (4.13)$$

$$\varepsilon_{пл\ i} = \sqrt{2/3 (e_{пл\ 11}^2 + e_{пл\ 22}^2 + e_{пл\ 33}^2 + 2e_{пл\ 12}^2 + 2e_{пл\ 23}^2 + 2e_{пл\ 31}^2)}. \quad (4.14)$$

Так как у идеального упругопластического материала в пластической области σ_i не зависит от $\varepsilon_{пл\ i}$, то пластические деформации целиком определяются деформациями окружающей упругой зоны и условиями закрепления детали. По известным компонентам деформации можно определить компоненты напряжений. Процесс образования напряжений при сварке, как правило, нельзя считать простым нагружением, так как соотношения компонент деформации и напряжения в ходе нагружения существенно изменяются. Поэтому для расчета напря-

жений в упругопластическом теле необходимо весь процесс деформирования разбить на отдельные шаги по времени. Напряжения в конце каждого шага σ_{ij} зависят от напряжений в начале шага σ'_{ij} и приращений деформаций за шаг $\Delta e_{ij} = e_{ij} - e'_{ij}$. При этом изменение объема происходит по закону Гука:

$$\sigma_0 = \sigma'_0 + (\Delta \varepsilon_0 - \Delta \varepsilon_\alpha) K \quad (4.15)$$

Девииатор напряжения в конце шага определяется по формуле (4.9) в случае упругого состояния материала, то есть при интенсивности напряжения, меньшей предела текучести. В случае пластического состояния материала:

$$S_{ij} = \sigma_i \frac{S'_{ij}/\sigma'_i + u_{ij} \{ \text{sh}(\Delta v) + \omega [\text{ch}(\Delta v) - 1] \}}{\text{ch}(\Delta v) + \omega \text{sh}(\Delta v)}; \quad (4.16)$$

$$u_{ij} = \Delta e_{ij} / \sqrt[3/2]{(\Delta e_{11}^2 + \Delta e_{22}^2 + \Delta e_{33}^2 + 2\Delta e_{12}^2 + 2\Delta e_{23}^2 + 2\Delta e_{31}^2)}; \quad (4.17)$$

$$\omega = (3/2\sigma_i)(S'_{11}u_{11} + S'_{22}u_{22} + S'_{33}u_{33} + 2S'_{12}u_{12} + 2S'_{23}u_{23} + 2S'_{31}u_{31}); \quad (4.18)$$

$$\Delta v = (G^*/\sigma_i^*) \sqrt{6(\Delta e_{11}^2 + \Delta e_{22}^2 + \Delta e_{33}^2 + 2\Delta e_{12}^2 + 2\Delta e_{23}^2 + 2\Delta e_{31}^2)}, \quad (4.19)$$

где σ'_i и σ_i — интенсивность напряжения в начале и конце шага (для упругопластического материала без упрочнения она равна пределу текучести); G^* и σ_i^* — средние значения модуля упругости и интенсивности напряжения за шаг.

4.3.1.3 Расчет деформаций и напряжений Все известные методы расчета являются приближенными, т. е. опираются на ту или иную модель процесса. Упрощения могут касаться как схемы напряженно-деформированного состояния, так и модели поведения материала.

Наиболее простыми являются методы расчета по одноосной схеме [1]. Для упрощения расчета предполагают, что все точки шва одновременно нагреваются, затем одновременно остывают. При этом в незакрепленной пластине перемещения поперек шва происходят свободно, а напряжения возникают только вдоль шва (σ_{11}) из-за неравномерного по ширине нагрева пластины. В действительности нагрев различных поперечных сечений пластины происходит неодновременно, поэтому образуются также компоненты напряжения σ_{22} и σ_{12} . Точность расчетов по одноосной схеме невысока, однако она обладает простотой и дает наглядную и качественно верную картину образования напряжений в пластине во время и после сварки.

При сварке пластин небольшой толщины компонентами напряжения в направлении толщины пластины можно пренебречь и проводить расчеты по двухосной схеме (плоского напряженного состояния), учитывая только компоненты вдоль осей x_1 и x_2 (см. рис. 4.12). Толщину пластины следует оценивать по

отношению к ширине зоны термического влияния шва. Для дуговой сварки небольшой следует считать толщину до 20 мм, для ЭШС — до 100 мм. В случае сварки больших толщин необходимо проводить расчет по трехосной (объемной) схеме, при этом процедура расчета существенно усложняется. Существует ряд аналитических решений по теории упругости и теории пластичности [1]. Однако наиболее универсальными являются методы расчета на ЭВМ, например метод конечных элементов [4], который не требует упрощения формы детали и используемых в расчете диаграмм свойств материала.

При выборе метода расчета следует исходить из требуемой точности, а также из того, какие напряжения и деформации необходимо определить. Более грубые методы, основанные на упрощении схемы напряженно-деформированного состояния и свойств материала, дают существенную погрешность при определении временных напряжений и приемлемую точность при оценке остаточных напряжений. В наиболее ответственных случаях результаты расчета следует сопоставить с данными экспериментального измерения деформаций напряжений и перемещений. Методики таких измерений описаны в 4.3.2

4.3.1.4 Расчет перемещений Для точного расчета перемещений в свариваемых деталях вблизи шва необходимо применять методы теории пластичности и ползучести, учитывать зависимость свойств материала от температуры. Целесообразно использовать численные методы, рассмотренные в 4.3.1.1.

Для оценки перемещений вне зоны шва можно использовать более простые методы. Продольные остаточные перемещения в сваренной детали могут быть рассчитаны методами сопротивления материалов, если приложить к детали усадочную силу, действующую вдоль оси шва (см. рис. 4.1). Усадочная сила P_{yc} пропорциональна величине остаточных пластических деформаций в зоне шва:

$$P_{yc} = \int_{-b_{п}}^{b_{п}} \varepsilon_{11} E \delta dx_2, \quad (4.20)$$

где ε_{11} — остаточная пластическая деформация; $2b_{п}$ — ширина зоны пластических деформаций; $E = \frac{3Gk}{G+K}$ — модуль упругости при одноосном растяжении; δ — толщина пластины.

Для весьма жесткого тела

$$P_{yc ж} = \left[\frac{230000}{q (v_c \delta_{расч}) + 12600} + 3,58 \right] q/v_c, \quad (4.21)$$

где q/v_c — погонная энергия сварки (q — эффективная мощность, Вт; v_c — скорость сварки, см/с); $\delta_{расч}$ — расчетная толщина сварного соединения, см.

ТАБЛИЦА 4.2

ЗНАЧЕНИЯ Q_V ДЛЯ НЕКОТОРЫХ ВИДОВ СВАРКИ [1]

Вид сварки	Сварочные материалы	Q_V , Дж/см ³
Ручная электродуговая	Электроды УОНИ 13/45	65 000
Механизированная в CO ₂	Проволока Св-08ГС	38 000
Механизированная под флюсом	Проволока Св-08А, флюс ОСЦ-45	65 000
Механизированная под флюсом	Проволока Св-10ГСМТ, флюс АН-42	71 000

При сварке двух пластин толщиной δ_1 и δ_2 встык или в угол $\delta_{расч} = \frac{\delta_1 + \delta_2}{2}$; при приварке пластины толщиной δ_1 втавр или внахлестку к пластине толщиной δ_2 , $\delta_{расч} = \frac{2\delta_2 + \delta_1}{2}$. Формула (4.21) справедлива для $q/(v_c, \delta_{расч})$ в диапазоне от 4000 до 38 000 Дж/см² при естественной теплоотдаче и толщинах металла до 20—25 мм. Погонная энергия может быть определена по площади поперечного сечения наплавленного металла F_n .

$$q/v_c = Q_V F_n, \quad (4.22)$$

где Q_V — коэффициент, зависящий от способа сварки. Значения для F_n в см² приведены в табл. 4.2.

Для тела ограниченной жесткости и при эксцентричном действии усадочной силы:

$$P_{ус ж} = \frac{P_{ус ж}}{1 - P_{ус ж} (e_1/I_1 + e_2/I_2 + 1/F)/\sigma_T}, \quad (4.23)$$

где I_1, I_2 — моменты инерции сечения относительно главных осей; e_1, e_2 — эксцентриситеты приложения усадочной силы относительно тех же осей; F — площадь сечения; σ_T — предел текучести материала. Знаменатель дроби в (4.22) не может быть менее 0,5.

Формула (4.21) справедлива, когда площадь зоны пластических деформаций, равная примерно $P_{ус ж}/\sigma_T$, не превышает 25—30 % от всей площади поперечного сечения F .

Для случаев многопроходной дуговой сварки и точечной сварки также может быть определена усадочная сила по формулам, приведенным в [1].

При сварке с зазором поперечные перемещения кромок достигают максимума v_{max} в момент прохождения источника:

$$V = \alpha q/(c\rho v_c \delta), \quad (4.24)$$

где α — коэффициент линейного расширения материала; $c\rho$ — удельная объемная теплоемкость; q/v_c — погонная энергия сварки; δ — толщина пластины.

ЗНАЧЕНИЯ КОЭФФИЦИЕНТА А ДЛЯ ПОПЕРЕЧНОЙ УСАДКИ [1]

Вид сварки	q/v_c , Дж/см ²	$q_{y п} = q/v_c \delta$, Дж/см ²	A
Под флюсом при переменном токе	~57 500	≤46 300	$0,06 + 203 \cdot 10^{-4} q_{y п}^*$
	~57 500	>46 300	1,00
В среде CO ₂	10 500—22 000	≤31 200	$0,15 + 0,272 \cdot 10^{-4} q_{y п}$
	10 500—22 000	>31 200	1,00
	14 300	<8 400	$0,15 + 0,272 \cdot 10^{-4} q_{y п}$
		8400	$-0,12 + 0,585 \cdot 10^{-4} q_{y п}$
	~14 300	19 300	
	~14 300	>19 300	1,00
	~11 100	<3 780	$0,15 + 0,272 \cdot 10^{-4} q_{y п}$
	~11 100	3 780—16 750	$0,02 + 0,585 \cdot 10^{-4} q_{y п}$

* $q_{y п}$ — удельная погонная энергия

Поперечная усадка при сварке

$$\Delta_{\text{поп}} = Av_{\text{max}}, \quad (4.25)$$

где A — коэффициент, зависящий от способа и условий сварки.

Усадка увеличивается, если на стадии нагрева полностью исключить раздвигание от оси шва свариваемых пластин при расширении металла, а на стадии остывания устранить все препятствия для сближения пластин в направлении к оси шва. При этом A приближается к максимальному значению, равному 2. В реальных случаях $A < 2$. Например, при электрошлаковой сварке $A \approx 1,6$. При дуговой сварке встык с полным проплавлением, как правило, $A = 1—1,2$. Формула (4.24) справедлива также для алюминиевых, магниевых и титановых сплавов.

В случае неполного проплавления (например, при приварке к пластине других элементов угловыми швами) поперечная усадка уменьшается (табл. 4.3).

4.3.2. Экспериментальные методы

Существуют различные физические методы измерения остаточных напряжений — рентгеновский, магнитный, ультразвуковой, однако наиболее распространенными являются механические методы, основанные на измерении деформаций и перемещений при разрезке металла и освобождении его от напряжений [1]. В простейшем случае остаточные напряжения предполагаются одноосными. В этом случае размер базы измерения выбирается большой — до 100 мм (рис. 4.13, б). После начальных замеров с двух сторон пластины ее разрезают на полоски, ширина кото-

рых в зоне значительных градиентов напряжений должна быть как можно меньше. По разности замеров на базе B до и после разрезки определяют напряжение по формуле

$$\sigma_{ост} = -E\Delta B/B. \quad (4.26)$$

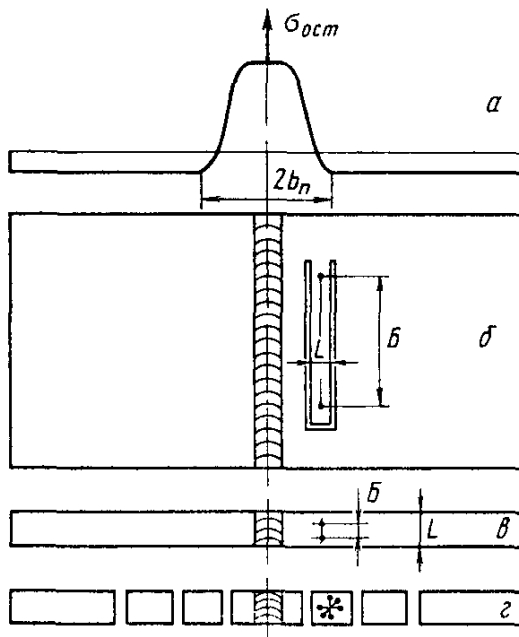


Рис. 4.13. Измерение остаточных напряжений методом разрезки пластины: a — распределение продольных остаточных напряжений по ширине пластины; b — разрезка на продольные полосы при определении одноосных напряжений; c — разрезка на поперечные полосы; d — разрезка на клетки; $2b_n$ — ширина зоны пластических деформаций; B — база измерения; L — ширина полосы

Другой способ — вырезка полосы поперек шва (рис. 4.13, e). Ширина полосы должна быть менее половины ширины зоны пластических деформаций. Сварная балка также может быть разрезана на полосы. Возможно также последовательное состврагивание слоев металла.

Для определения двухосных напряжений пластину разрезают на клетки, каждая из которых имеет две перпендикулярные базы измерения деформаций (рис. 4.13, d). Вместо нанесения баз возможно наклеивание тензодатчиков. По деформациям при разрезке определяют нормальные компоненты напряжения:

$$\sigma_{ост\ ii} = -(\epsilon_{ii} - \mu\epsilon_{jj}) 2G/(1 - \mu), \quad (4.27)$$

где $i, j = 1, 2; i \neq j$; μ — коэффициент Пуассона, $\mu = \frac{K - 2G}{2(G + K)}$. Для определения касательных напряжений добавляют еще одну или две базы измерений под углом 45° .

Измерения напряжений в массивных деталях, как правило, производятся только у поверхности. При этом вокруг баз измерения производится вырезка кольцевой канавки или последовательное рассверливание отверстия внутри базы (рис. 4.14).

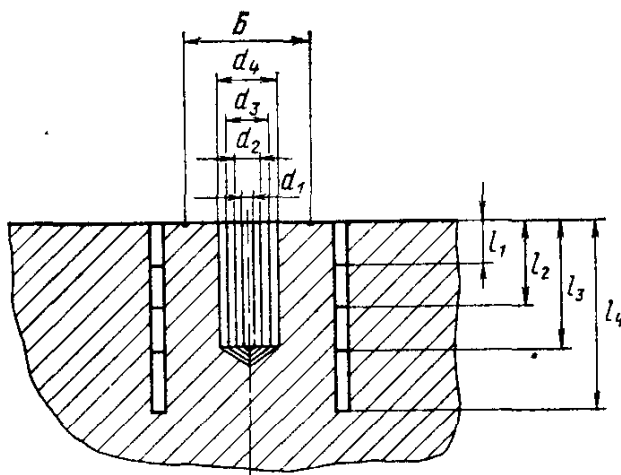


Рис. 4.14. Измерение остаточных напряжений у поверхности массивного тела методом рассверливания отверстия или углубления кольцевой канавки: d_1, d_2, d_3, d_4 — последовательное увеличение диаметра отверстия; l_1, l_2, l_3, l_4 — увеличение глубины канавки; B — базы измерения перемещений

4.4. Уменьшение сварочных деформаций, напряжений и перемещений

4.4.1. Рациональное конструирование

За счет выбора размеров и расположения сварных швов можно добиться существенного уменьшения коробления конструкции. Для этого следует назначать минимальные, получающиеся из расчета на прочность катеты угольных швов; обеспечивать максимальную жесткость конструкции к моменту сварки швов; располагать швы симметрично для взаимной компенсации перемещений от отдельных швов.

Некоторые из перечисленных приемов могут приводить к росту напряжений (сварка в жестком контуре) или снижать качество металла шва (сварка с минимальным катетом шва).

В некоторых случаях можно компенсировать перемещения при сварке за счет предварительных искажений формы деталей противоположного знака. В случае неизбежности перемещений при сварке в конструкции должен быть обеспечен доступ для последующей правки (см. 4.4.3, 4.4.4).

4.4.2. Рациональная технология сборки и сварки

Существенное уменьшение остаточных перемещений может быть достигнуто за счет сборки в жестком приспособлении или на прихватках перед началом сварки, за счет рациональной последовательности наложения швов, а также за счет выбора способа и режима сварки с минимальной погонной энергией. При многопроходной сварке погонная энергия существенно ниже, чем при однопроходной сварке такого же шва, а при контактной, лазерной и электронно-лучевой — ниже, чем при дуговой. Следует задавать размеры заготовок с учетом последующей усадки или предварительно создавать в заготовках деформации противоположного знака.

4.4.3. Пластическое деформирование после сварки

Этот прием применяется в основном для правки конструкции. Чаще всего деформация осуществляется за счет сжатия шва и околошовной зоны в направлении толщины сваренных пластин. При этом уменьшается усадка шва, образовавшаяся после сварки. Одновременно снижаются продольные остаточные напряжения в шве. Применяются различные способы деформирования: прокатка роликами, проковка, обработка взрывом [5].

Обработка может быть осуществлена как после полного остывания, так и сразу после сварки (например, роликом, движущимся вслед за дугой или сварочным электродом при точечной контактной сварке).

Недостатком всех указанных методов является снижение пластичности деформируемой зоны.

Усилие, которое необходимо приложить к роликам для снижения до нуля остаточных растягивающих напряжений, близких к пределу текучести, определяется по формуле

$$P = s \sqrt{10,1d\delta\sigma_T^3/E}, \quad (4.28)$$

где s , d — ширина и диаметр рабочей поверхности ролика, σ_T , E , δ — предел текучести, модуль упругости и толщина прокатываемого материала.

В случае невозможности прокатать шов и околошовную зону за один проход ролика прокатку осуществляют более узким роликом начиная со шва, с переходом на околошовную зону. Если шов или часть околошовной зоны недоступны для прокатки, то можно добиться устранения усадки шва за счет увеличения усилия прокатки доступной части. При этом в прокатанной части создаются напряжения сжатия, а в непрокатанной части сохраняются растягивающие напряжения.

Применяются также растяжение вдоль оси шва, изгиб (для балок) и другие схемы деформирования. Уменьшение напряжений может быть достигнуто за счет вибрационной обработки сварного изделия [5].

4.4.4. Термическая обработка

Для снижения остаточных напряжений и перемещений применяют как общий нагрев конструкции (отпуск или отжиг), так и местный неравномерный нагрев. Достоинством отпуска является снижение напряжений во всех точках тела независимо от сложности его формы, без снижения пластичности металла.

Термический цикл отпуска состоит из нагрева, выравнивания температур, выдержки при заданной температуре и охлаждения. Большая часть снижения напряжений происходит уже на стадии нагрева и определяется температурой отпуска. Чем выше температура отпуска, тем полнее устраняются напряжения, однако при этом снижается прочность металла.

Температуры отпуска, обеспечивающие существенное снижение остаточных напряжений для углеродистых сталей 580—680 °С, для аустенитных сталей 850—1050 °С, для сплавов магния и алюминия 250—300 °С, для титановых сплавов 1100—1200 °С. Виды отпуска и закономерности снижения напряжений подробно рассмотрены в работе [6]. Если отпуск или отжиг детали осуществляются в зажимном приспособлении, то одновременно со снятием напряжений осуществляется правка.

Местные нагревы и охлаждения различных зон сварного соединения применяют как для правки, так и для перераспределения напряжений. Этот метод аналогичен пластическому деформированию детали.

Глава 5. ФАЗОВЫЕ И СТРУКТУРНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ (Макаров Э. Л.)

5.1. Характерные зоны сварных соединений

Сварные соединения, выполненные сваркой плавлением, можно разделить на несколько зон, отличающихся макро- и микроструктурой, химическим составом, механическими свойствами и другими признаками: *сварной шов, зону сплавления, зону термического влияния и основной металл* (рис. 5.1). Характерные признаки зон связаны с фазовыми и структурными превращениями, которые претерпевают при сварке металл в каждой зоне.

Сварной шов характеризуется литой макроструктурой металла. Ему присуща первичная микроструктура кристаллизации, тип которой зависит от состава шва и условий фазового перехода из жидкого состояния в твердое.

Зона термического влияния (ЗТВ) — участок основного металла, примыкающий к сварному шву, в пределах которого вследствие теплового воздействия сварочного источника нагрева протекают фазовые и структурные превращения

в твердом металле. В результате этого ЗТВ имеет отличные от основного металла величину зерна и вторичную микроструктуру. Часто выделяют околошовный участок ЗТВ или околошовную зону (ОШЗ). Она располагается непосредственно у сварного шва и включает несколько рядов крупных зерен. Металл шва, имеющий литую макроструктуру, и ЗТВ в основном металле, имеющая макроструктуру проката или рекристаллизованную макроструктуру литой или ковальной заготовки, разделяются друг от друга *поверхностью сплавления*. На поверхности шлифов, вырезанных из сварного соединения и подвергнутых травлению реактивами, она при небольших увеличениях наблюдается как *линия или граница сплавления*.

Зона сплавления (ЗС) — это зона сварного соединения, где происходит сплавление наплавленного и основного металла.

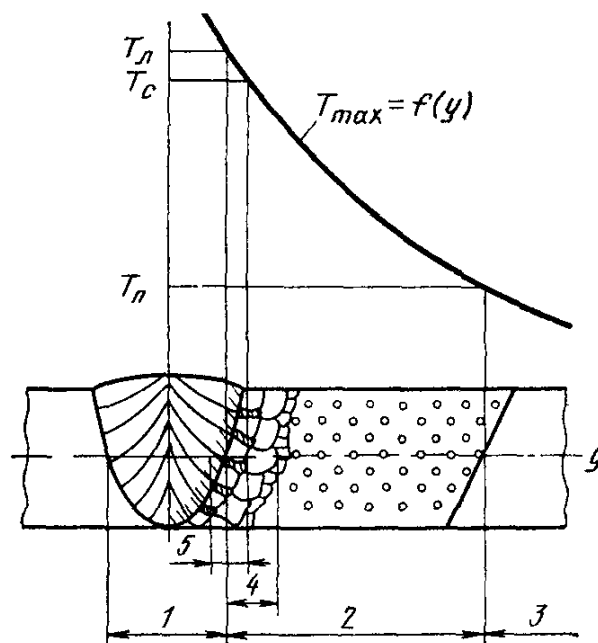


Рис 5.1 Характерные зоны сварных соединений

1 — шов, 2 — зона термического влияния, 3 — основной металл, 4 — околошовный участок зоны термического влияния, 5 — зона сплавления, T_L , T_C и T_n — температуры ликвидуса солидуса и начала фазовых и структурных превращений

В нее входит узкий участок шва, расположенный у линии сплавления, а также оплавленный участок ОШЗ. Первый участок образуется вследствие недостаточно эффективного переноса, расплавленного основного металла в центральные части сварочной ванны. Здесь имеет место перемешивание наплавленного и основного металлов в соизмеримых долях. На оплавленном участке ОШЗ возможно появление между оплавленными зернами жидких прослоек, имеющих аналогичный состав. В случае применения разнородных наплавленного и основного металлов (например, аустенитного и перлитного) ЗС отчетливо наблюдается в виде переходной прослойки. Она имеет часто существенно отличающиеся от металла шва и ЗТВ химический состав, вторичную микроструктуру и свойства. Распределение элементов по ширине ЗС имеет сложный характер, который определяется процессами перемешивания направленного и основного металла, диффузионного перераспределения элементов между твердой и жидкой фазами и в твердой фазе на этапе охлаждения.

Основной металл располагается за пределами ЗТВ и не претерпевает изменений при сварке. Может влиять на превращения в ЗТВ в зависимости от его макро- и микроструктуры, определяемых способом первичной обработки металла (прокат, литье,ковка, деформирование в холодном состоянии) и последующей термообработкой (отжиг, нормализация, закалка с отпуском, закалка со старением и т. п.).

5.2. Понятие о фазовых и структурных превращениях

В процессе нагрева и охлаждения металла при сварке получает развитие целый ряд фазовых и структурных превращений. Под *фазовыми превращениями* (переходами I рода) понимают превращения с образованием новых фаз, отличающихся от исходных атомно-кристаллическим строением, часто составом, свойствами и разграниченными с ними поверхностями раздела (межфазными границами). При образовании новой фазы в ее объеме меняется свободная энергия, скачкообразно изменяются энтропия, теплосодержание и в момент превращения теплоемкость стремится к бесконечности [1]. В связи с этим фазовое превращение сопровождается выделением или поглощением теплоты. При *структурных превращениях* (переходах II рода) происходит перераспределение дефектов кристаллической решетки, легирующих элементов и примесей и изменение субструктуры существующих фаз. Структурные превращения сопровождаются плавным изменением свободной энергии, энтропии и теплосодержания и скачкообразным — теплоемкости и не сопровождаются выделением теплоты.

5.3. Термодинамика и кинетика фазовых превращений

5.3.1 Первичная кристаллизация

5.3.1.1. Гомогенная и гетерогенная кристаллизация. Первичная кристаллизация является фазовым переходом материала из жидкого в твердое состояние. Термодинамически этот переход обусловлен повышением свободной внутренней энергии материала с понижением температуры, при котором энергия твердого состояния ниже определенной равновесной температуры T_0 становится меньше энергии жидкого состояния. Для начала кристаллизации необходимо образование зародышей твердой фазы (или центров кристаллизации) и их устойчивый рост. Этот процесс получает развитие, если выделяющаяся объемная свободная энергия становится больше энергии, необходимой для образования поверхности зародыша, а общая свободная энергия системы получает устойчивую тенденцию к понижению. При этом избыток внутренней энергии выделяется в виде теплоты кристаллизации (Q_k).

В чистых металлах при идеализированных условиях затвердевания имеет место гомогенная кристаллизация, для которой требуется существенное переохлаждение ниже T_0 до фактической $T_{пл}$ для достижения необходимой разницы объемных свободных энергий жидкого и твердого состояний. В технических металлах и реальных условиях сварки имеет место гетерогенная кристаллизация при относительно небольшом переохлаждении. При этом готовыми центрами кристаллизации служат в основном оплавленные зерна основного металла, а также твердые частицы в реальном жидком расплаве.

Кристаллизация при сварке имеет направленный характер, обусловленный отводом теплоты в основной металл вследствие наличия градиента температур при локальном действии сварочных источников теплоты. В результате в сварном шве, как правило, образуются столбчатые кристаллиты, растущие от поверхности оплавленного основного металла к центру шва. При этом основанием кристаллита в шве, как правило, служит оплавленное зерно основного металла, хотя возможны случаи, когда кристаллит растет от нескольких близко кристаллографически ориентированных зерен. В определенных условиях в центральной части шва возможно образование равноосных кристаллитов. Рост кристаллитов происходит прерывисто вследствие периодического образования у фронта кристаллизации (ФК) со стороны жидкой фазы зон термического переохлаждения (чистые металлы) или зон концентрационного переохлаждения (сплавы).

5.3.1.2. Кристаллизация чистых металлов При кристаллизации чистых металлов один из вариантов образования зоны термического переохлаждения связан с выделением Q_k

(рис. 5.2). После затвердевания некоторого объема металла выделившаяся Q_k у ФК отводится как в твердую, так и жидкую фазы. Последнее приводит к образованию пика на кривой действительной температуры (T_d) в районе ФК и появлению участка в жидкости с отрицательным градиентом температуры. В результате процесс кристаллизации останавливается, при этом возможно частичное оплавление уже закристаллизовавшейся твердой фазы. По мере отвода теплоты от удаляющегося сварочного источника температуры жидкой фазы на некотором расстоянии от ФК становится ниже $T_{пл}$, т. е. образуется

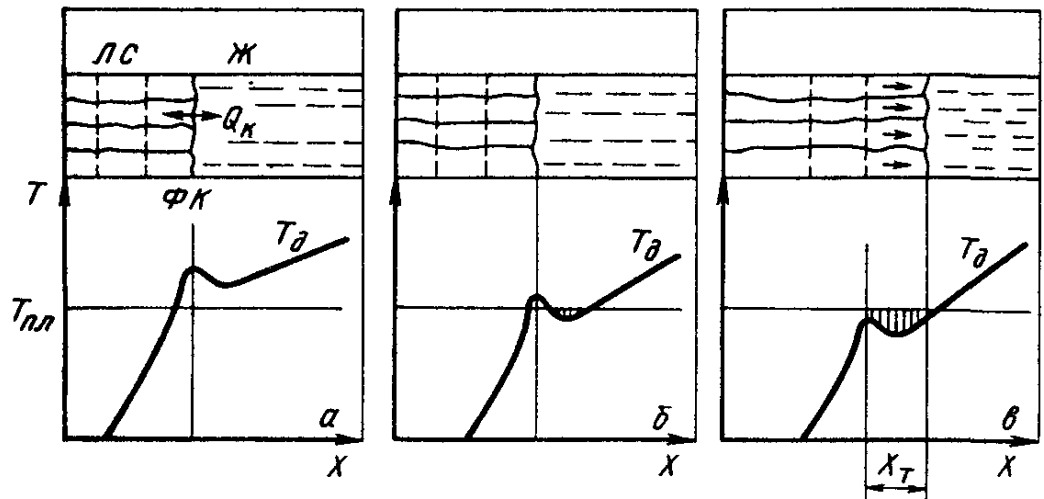


Рис. 5.2. Кристаллизация чистых металлов в условиях термического переохлаждения: *а* — окончание кристаллизации слоя; *б* — остановка процесса кристаллизации; *в* — кристаллизация нового слоя; $T_{пл}$ и T_d — температуры плавления и действительная; Q_k — теплота кристаллизации; x_T — зона термического переохлаждения

зона термического переохлаждения (x_T). После того как T_d на ФК станет равной или несколько ниже $T_{пл}$ происходит быстрый рост твердой фазы на расстоянии x_T . В дальнейшем также идет прерывистый рост твердой фазы с той же периодичностью. Величина x_T зависит от Q_k , градиента T_d , условий отвода теплоты от ФК и других факторов. По мере увеличения x_T возможны плоский, ячеистый или дендритный типы первичной кристаллизации. На поверхности ФК всегда имеются микровыступы, обусловленные выходом под углом к его поверхности кристаллических плоскостей, обладающих тенденцией к преимущественному росту. При малом x_T в период роста очередного слоя ФК остается «квазиплоским». При относительно большом x_T происходит потеря устойчивости плоского ФК и кристаллизация идет путем развития и роста выступов. При развитии осей первого порядка, перпендикулярных к ФК, кристаллиты получают ячеистую микроструктуру, а при развитии также боковых осей второго порядка — дендритную. При плоском типе кристаллизации кристаллиты представляют собой монокристаллические образования, разграниченные друг от друга большеугловыми гра-

ницами. При ячеистом типе кристаллизации кристаллиты представляют собой совокупность ячеек с гладкими сторонами, а при дендритном — совокупность древовидных участков, разграниченных малоугловыми границами (рис. 5.3). В чистых металлах первичная микроструктура (иногда называемая «субструк-

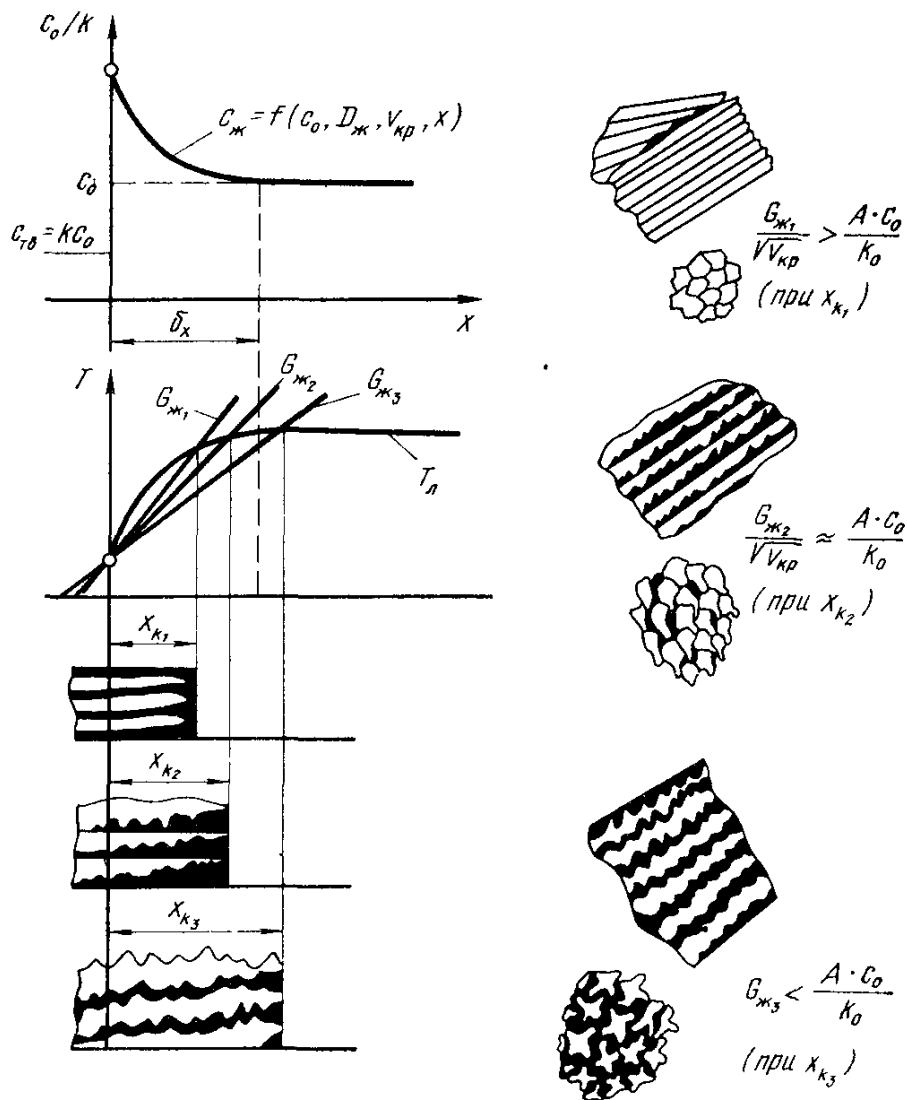


Рис. 5.3. Кристаллизация сплавов в условиях концентрационного переохлаждения: T_l — температура ликвидуса, $G_{ж}$ — градиенты при различном распределении действительных температур; c_0 — исходная концентрация примеси в сплаве; $c_{ж}$ — распределение примеси в жидкой фазе у фронта кристаллизации (ФК); $x_{к1}$, $x_{к2}$ и $x_{к3}$ — зоны концентрационного переохлаждения, соответствующие ячеистому, ячеисто-дендритному и дендритному типу кристаллизации

тура») кристаллитов металлографически выявляется очень трудно. Ее можно фиксировать по рельефу на чистых поверхностях швов или на шлифах по различному селективному отражению элементов первичной микроструктуры. Наличие даже незначительного количества примесей, которые скапливаются на границах, существенно повышают степень выявляемости микроструктуры.

5.3.1.3. *Кристаллизация сплавов.* Закономерности кристаллизации сплавов в основном определяются концентрационным переохлаждением. Его образование обусловлено диффузионным перераспределением примесей у ФК и скоплением их со стороны жидкой фазы вследствие большей их растворимости в жидкой фазе, чем в твердой. В результате в зоне концентрационного уплотнения (δ_x) имеет место понижение температуры ликвидуса (T_L) (рис. 5.3). Протяженность δ_x зависит от интенсивности диффузионного отвода примеси от ФК в жидкость ($D_{ж}$) и скорости кристаллизации ($v_{кр}$): $\delta_x = D_{ж}/v_{кр}$. Величина зоны концентрационного переохлаждения (x_k) определяется соотношением в распределении T_L (абсолютным значением градиента G_L в жидкости у ФК) и T_L . В конечном итоге величину x_k характеризует критерий концентрационного переохлаждения $\Phi = G_L/\sqrt{v_{кр}}$.

Тип образующейся при кристаллизации бинарных сплавов первичной микроструктуры, как и в случае кристаллизации чистых металлов, зависит от величины x_k и определяется соотношением Φ и Ac_0/k , где c_0 — концентрация примеси; k — коэффициент распределения примеси в жидкой и твердой фазах, A — экспериментальный коэффициент. В многокомпонентных сплавах ориентировочно указанное соотношение может быть использовано применительно к наиболее сильно ликвидирующему элементу, т. е. имеющего наименьшее значение k .

5.3.1.4. *Схема кристаллизации сварных швов.* Рост кристаллитов в сварном шве происходит нормально к фронту кристаллизации, т. е. к изотермической поверхности кристаллизации (ИПК), соответствующей $T_{пл}$. Поскольку при сварке сварочная ванна перемещается, то ось растущего кристаллита является ортогональной траекторией к семейству ИПК, смещенных по оси шва. Определенные трудности заключаются в математическом описании ИПК методами теории тепловых процессов при сварке. Для инженерных решений ИПК аппроксимируют уравнением эллипсоида с полуосями L , P , H , которые соответствуют длине затвердевающей задней части сварочной ванны, половине ее ширины и глубине проплавления [1]. В зависимости от схемы нагреваемого тела и типа источника теплоты ИПК может быть эллипсоидом с двумя равными полуосями (точечный источник на поверхности полубесконечного тела, $P=H$), эллиптической цилиндрической поверхностью (линейный источник по толщине листа, $H=\delta$) или частью «фиктивного» эллипсоида (точечный источник на поверхности плоского слоя, $p < P$ и $h < H$) (рис. 5.4). В первом случае имеет место объемный процесс кристаллизации и оси кристаллитов являются пространственными кривыми. При этом поскольку поперечное сечение сварочной ванны является кругом ($P=H=L$), то форма осей всех кристаллитов аналогична форме кристаллитов на ее

поверхности. Вершины всех кристаллитов выходят на продольную ось шва на его поверхности (линию «центров»). Во втором случае имеет место плоский процесс кристаллизации, криволинейные оси кристаллитов располагаются в одной плоскости. Линия центров осей кристаллитов совпадает с осью OZ . Форма

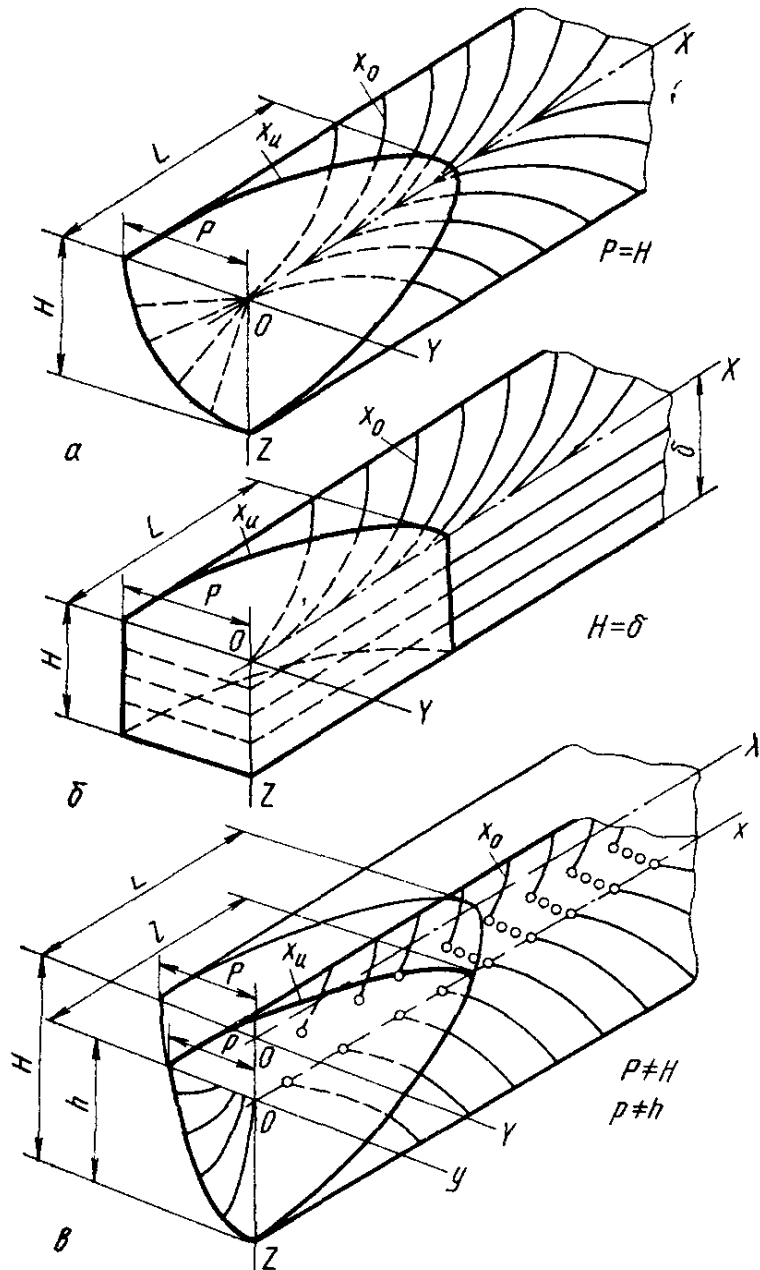


Рис. 5.4. Форма осей кристаллитов при различном очертании сварочной ванны эллипсоидного типа:

а — объемный процесс кристаллизации, соответствующий точечному источнику теплоты на поверхности массивного тела; *б* — плоский процесс кристаллизации, соответствующий линейному источнику по толщине листа; *в* — объемный процесс кристаллизации, соответствующий точечному источнику на поверхности листа. H, L, P — полуоси эллипсоида; h, l, p — полуоси части фиктивного эллипсоида; $x_{и}$ — изотерма кристаллизации; $x_{о}$ — ось кристаллита

кристаллитов идентична во всех сечениях по толщине листа. Последнее обстоятельство в обоих случаях позволяет вести экспериментальные и расчетные исследования процесса кристаллизации на поверхности сварочной ванны. В третьем промежуточном случае характер процесса кристаллизации, форма и длина кристаллитов изменяются по глубине сварочной ванны.

Основные соотношения, характеризующие процесс кристаллизации шва, получены путем решения дифференциального уравнения ортогональной траектории к семейству изотерм кристаллизации эллиптического типа и использования выражений

ПАРАМЕТРЫ ПРОЦЕССА КРИСТАЛЛИЗАЦИИ ШВА

Параметры процесса кристаллизации	Тип источника теплоты	
	точечный на поверхности полубесконечного тела	линейный по толщине листа
Длина кристаллизующейся части сварочной ванны	$OM = \frac{q}{2\lambda T_{пл}} \left(\frac{e-1}{e} \right)$	$OM = \frac{q^2}{4\lambda \alpha_{ср} \delta^2 T_{пл}^2} \left(\frac{e-1}{e} \right)$
Половина ширины сварочной ванны	$ON = \sqrt{\frac{2aq}{\lambda \alpha_{ср} T_{пл}}}$	$ON = \frac{q \sqrt{2/\pi e}}{2\alpha_{ср} \delta T_{пл}}$
Уравнение изотермы кристаллизации	$x_u = OM \sqrt{1 - \left(\frac{y_u}{ON} \right)^2}$	$x_4 = OM \sqrt{1 - \left(\frac{y_u}{ON} \right)^2}$
Уравнение оси кристаллита	$x_0 = -2,328 \frac{a}{v} \psi$	$x_0 = -1,164 \frac{a}{v} \psi$

Тип источника теплоты	
Параметры процесса кристаллизации	точечный на поверхности полубесконечного тела
Скорость кристаллизации	$v_{кр} = \frac{v}{\sqrt{1 + (OM/ON)^2 k_y^2 / (1 - k_y^2)}}$
Угол наклона оси кристаллита к оси шва	$\alpha = \arctg \frac{OM}{ON} \frac{k_y}{\sqrt{1 - k_y^2}}$
Интегральный критерий схемы кристаллизации	$K\alpha = \int_0^1 \alpha dk_y$
Градиент температуры в точке пересечения оси кристаллита с изотермой кристаллизации	$G_L \approx T_{пл} v / [2a(x_u + 0,6 \cdot OM)] \times \sqrt{\left[\frac{2a}{v} + \frac{y_u^2}{2(x_u + 0,6 \cdot OM)} \right] + y_u}$
	$C_L \approx T_{пл} / [2(x_u + 0,6 \cdot OM)] \times \sqrt{\left[\frac{y_u^2 v}{2a(x_u + 0,6 \cdot OM)} - 1 \right] + \frac{y_u^2 v^2}{a^2}}$

Примечание: $a = \frac{\lambda}{c\rho}$ — коэффициент температуропроводности см²/с; ψ — функция безразмерной координаты $k_y = y_0/ON$

k_y . . .	0,00	0,04	0,2	0,4	0,6	0,8	1,0
ψ . . .	$-\infty$	-2,911	-1,313	-1,650	-0,299	-0,093	0,000
α и K_α в радианах.							

для длины и ширины сварочной ванны [1]. Последние выведены на основе тепловой теории при сварке для быстро движущихся источников теплоты (табл. 5.1). С помощью этих соотношений можно рассчитать критерий концентрационного переохлаждения Φ и ориентировочно оценить тип первичной структуры и схему кристаллизации K_α или α для заданной точки на оси кристаллита x_0 .

Эллиптическая форма сварочной ванны соответствует сварке с небольшими скоростями (приблизительно до 20—25 м/ч), при

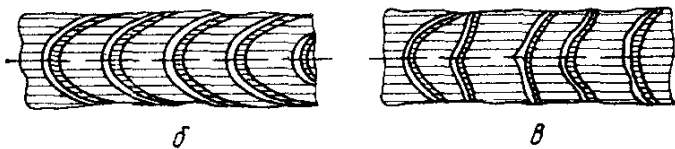
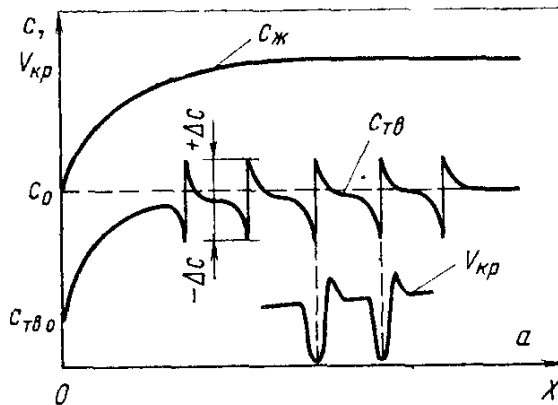


Рис. 5.5 Распределение примеси по оси кристаллита (а), регулярная (б) и нерегулярная (в) «слонстость» шва

ОХ — ось кристаллита от линии сплавления к центру шва; $c_{ж}$ и $c_{ТВ}$ — содержание примеси в жидкой и твердой фазах около фронта кристаллизации; $v_{кр}$ — скорость кристаллизации

увеличении скорости ванна приобретает параболическую, а затем коническую формы. При этом методика получения основных соотношений остается прежней, а вид соотношений изменяется. Следует отметить, что возможны отклонения направления осей кристаллитов от ортогональности к ФК, которые в отдельных зонах могут достигать 30—40° в зависимости от природы и состава сплава и режима сварки.

5.3.1.5. Химическая неоднородность в сварных швах. Важной характеристикой структуры металла шва является микрохимическая неоднородность (МХН): внутрикристаллитная и межкристаллитная (или междендритная).

Внутрикристаллитная МХН определяется соотношением конвективного и диффузионного отвода примеси от ФК в жидкость. У линии сплавления, где имеет место интенсивное движение расплава в ванне, в результате конвекции практически размывается концентрационное уплотнение, в МХН формируется по закономерностям, близким к закону «нормальной» ликвации. Концентрация примеси в кристаллите по мере его роста непрерывно возрастает и в каждый момент определяется произведением текущей концентрации примеси в объеме жидкости и коэффициента распределения $c_{ТВ} = c_{ж} \cdot k$ (рис. 5.5). При этом следует учитывать поправку на неравновесность процессов при сварке.

В средней и хвостовой частях ванны отвод примеси от ФК происходит в основном путем диффузии в жидкую фазу. В дан-

ном случае содержание примеси в кристаллите определяется произведением концентрации примеси в концентрационном уплотнении у ФК и коэффициентом распределения $c_{ТВ} = c_0/k \cdot k$, т. е. средним содержанием примеси c_0 . Внутрикристаллитная МХН при сварке не получает существенного развития.

Заметное влияние на формирование МХН оказывает прерывистость процесса кристаллизации, которая характеризуется «микроскопическими» изменениями средней скорости кристаллизации $v_{кр}$: замедлением, остановкой и ускорением. При замедлении и остановке концентрация примеси $c_{ТВ}$ приближается к равновесной c_0/k , при ускорении процесс приближается к бездиффузионной кристаллизации, а концентрация примеси $c_{ТВ}$ — к максимальной в концентрационном уплотнении c_0/k (рис. 5.5). Микроскопические изменения $v_{кр}$ имеют регулярный характер, связанный с образованием концентрационного переохлаждения, а также нерегулярный характер, обусловленный колебаниями режима сварки, падением капель присадочного металла в ванну, механическими колебаниями свариваемого изделия и т. п. Отмеченные микроскопические изменения скорости кристаллизации являются причиной «слоистости» сварного шва, выявляемой на поверхности шлифов после травления. При нерегулярном характере изменений скорости кристаллизации на поверхности шва, как правило, появляются также геометрические нарушения, наблюдаемые как «чешуйчатость» шва.

Межкристаллитная МХН при ячеистом и дендритном типе кристаллизации образуется путем отвода растворенных примесей от вершины к подножью выступов при их росте в зоне концентрационного уплотнения. Концентрация примесей в межячеистых и междендритных зонах близка к концентрации примесей в зоне концентрационного уплотнения c_0/k . Тот же уровень межкристаллитная МХН имеет и в зоне стыка двух смежных кристаллитов, так как в этом случае происходит срастание выступов стыкуемых кристаллитов. В результате этого в центральной части сварных швов не образуется зон с повышенной концентрацией примесей.

Распределение примесей, формируемое в процессе кристаллизации шва, может существенно отличаться от распределения примесей в конечной структуре шва. В процессе охлаждения получают развитие процессы выравнивающей диффузии, интенсивность которой зависит от диффузионной подвижности элементов, скорости охлаждения, расстояния между зонами с повышенной концентрацией примесей и других факторов.

5.3.2. Фазовые превращения в твердом состоянии

5.3.2.1. *Полиморфные превращения.* Ряд металлов (Fe, Ti, Co и др.) имеет несколько модификаций кристаллических структур при различных температурах. Термодинамически полиморфные

превращения (переход из одной модификации в другую) обусловлены минимумом объемной свободной внутренней энергии той или иной модификации в соответствующих температурных интервалах. Превращения в зависимости от условий охлаждения могут иметь диффузионный или мартенситный характер.

Диффузионные превращения. Диффузионные превращения происходят по механизму «образование и рост новой фазы». Образование зародыша происходит с увеличением свободной энергии системы, равной $\frac{1}{3}$ поверхностной энергии зародыша (остальные две трети компенсируются уменьшением объемной свободной энергии). Возникновение зародышей обеспечивается за счет флуктуационного повышения энергии в отдельных группах атомов. При превращении в сплавах для образования зародыша необходимо также наличие флуктуации концентрации растворенного элемента. Это условие затрудняет образование зародышей новой фазы, особенно если ее состав сильно отличается от исходной. При превращении в твердом состоянии образование зародышей также тормозится упругой деформацией фаз. Последняя обусловлена различием удельных объемов исходной и образующихся фаз. Энергия упругой деформации увеличивает свободную энергию подобно поверхностной энергии.

Среди образовавшихся зародышей способностью к дальнейшему росту обладают зародыши, размер которых равен или превышает критический. В этом случае баланс поверхностной и объемной энергий получает отрицательное значение и рост новой фазы происходит с уменьшением свободной энергии системы. Критический размер зародышей уменьшается с увеличением степени переохлаждения (или перегрева) по отношению к равновесной температуре T_0 , при которой объемные свободные энергии фаз равны. При этом скорость образования зародышей также будет уменьшаться, так как с понижением температуры снижается диффузионная подвижность атомов, необходимая для формирования зародыша новой фазы. Зависимость вероятности образования новой фазы от степени переохлаждения будет иметь максимум, при нагреве вероятность будет монотонно возрастать с увеличением степени перегрева.

При росте новой фазы изменение составляющих свободной энергии аналогично изменениям при образовании зародышей. Поэтому зависимость линейной скорости роста новой фазы от степени переохлаждения также имеет максимум, но сдвинутый в сторону меньших переохлаждений. Общая скорость фазового превращения определяется суммой скоростей зарождения и роста новой фазы.

При постоянной температуре ниже (или выше) T_0 процесс превращения протекает изотермически и количество новой фазы увеличивается со временем. Кинетика фазовых превращений при различных степенях переохлаждения описывается изотермиче-

скими диаграммами превращения, называемыми также С-образными диаграммами превращения. Фазовое превращение в условиях непрерывного охлаждения или нагрева подчиняется тем же основным закономерностям, что и изотермическое превращение. Условно превращение при непрерывном изменении температуры можно рассматривать как серию многочисленных изотермических превращений при последовательно меняющихся температурах. В этом случае кинетика фазового превращения описывается анизотермической диаграммой превращения (рис. 5.6, а) [2].

В материаловедческой практике эти диаграммы строятся в координатах температура—время. При этом максимальная температура соответствует нагреву при термообработке (закалке, отжигу), а время отсчитывается от момента начала охлаждения после выдержки при максимальной температуре. В сварочной практике нашли применение диаграммы, преобразованные в вид, удобный для практического использования при выборе теплового режима сварки. Во-первых, нагрев соответствует сварочному термическому циклу с максимальной температурой, близкой к температуре солидуса сплава; во-вторых, характер и температура превращений даются в зависимости от скорости охлаждения при сварке. В диаграммах для сталей приняты скорость охлаждения в диапазоне $600\text{—}500\text{ }^\circ\text{C}$ (w_{65}) или время охлаждения от $800\text{—}500\text{ }^\circ\text{C}$ ($f_{8/5}$). Такие диаграммы получили название анизотермических диаграмм распада аустенита при сварке — АРА (рис. 5.6, б) [3].

Примером превращения диффузионного типа является перлитное превращение при распаде аустенита при сварке низкоуглеродистых и низколегированных сталей. Одной из характеристик перлитной структуры является окончательный размер колоний (перлитных зерен). Чем меньше размер аустенитных зерен и ниже температура превращения, тем меньше размер перлитных зерен. С уменьшением их размера механические свойства структуры улучшаются.

Мартенситные превращения. Мартенситное превращение происходит путем совместного (кооперативного) перемещения многих атомов. Результирующее перемещение сводится к тому, что ряд элементарных ячеек исходной фазы как бы однородно пластически деформируется, переходя в ряд элементарных ячеек новой фазы. Мартенситное превращение называют бездиффузионным или сдвиговым.

Превращение начинается и заканчивается при достижении определенных фиксируемых температур T_{MH} и $T_{\text{МК}}$ при значительном переохлаждении ниже T_0 . В отличие от диффузионных превращений при мартенситном превращении T_{MH} и $T_{\text{МК}}$ не зависят от скорости охлаждения. Поэтому они на диаграмме фазовых превращений выражаются горизонтальными прямыми

(рис. 5.6). При этом превращение начинается сразу после достижения T_{MH} , т. е. без инкубационного периода. После мартенситного превращения всегда остается некоторое количество непревращенной исходной фазы, несмотря на охлаждение ниже T_{MK} . При постоянной температуре в интервале $T_{MH}-T_{MK}$ происходит быстрое превращение определенной доли исходной фазы, после

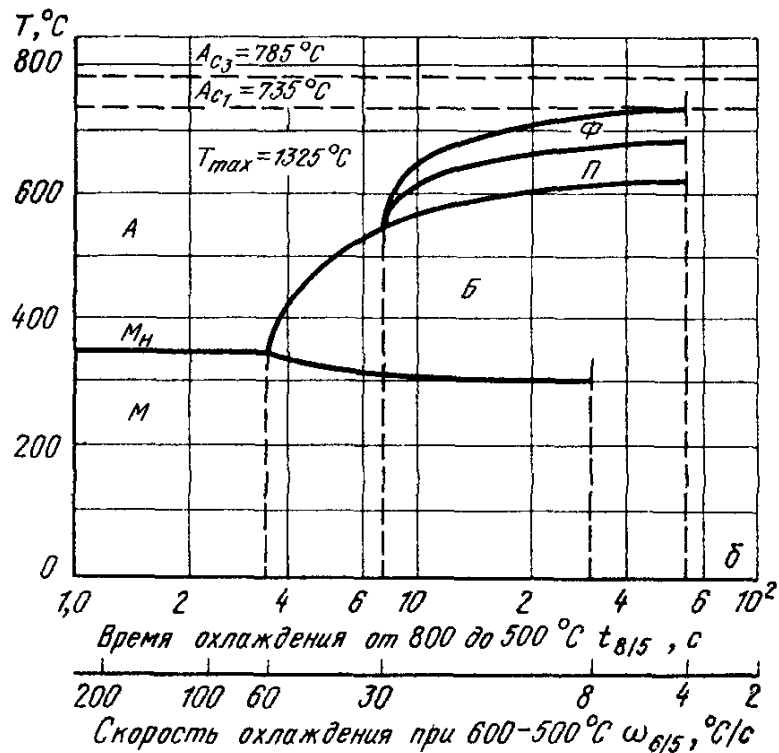
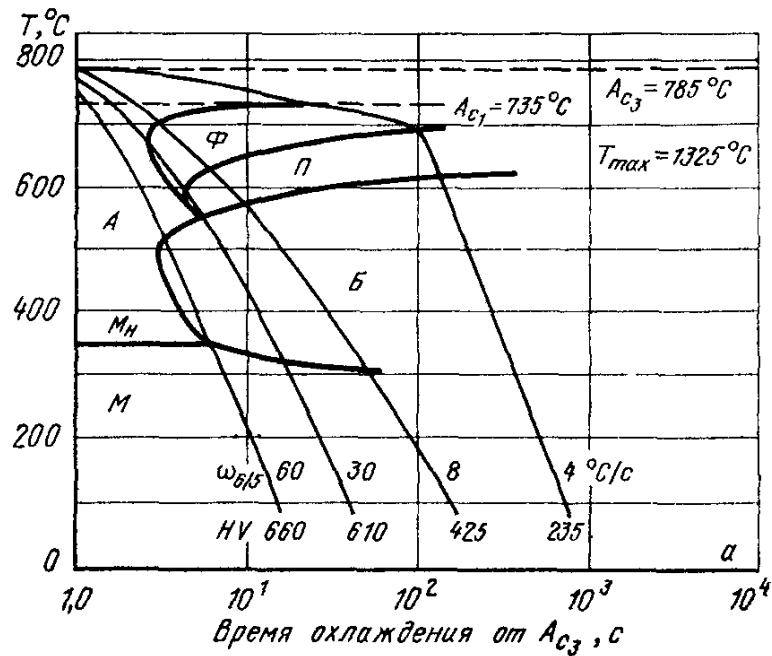


Рис 5.6. Анизотропическая диаграмма превращения в сталл 45 в координатах «температура—время» (а) и «температура—скорость охлаждения» (б) (диаграмма АРА) [2]. А, Ф, П, Б и М—соответственно аустенит, феррит, перлит, бейнит и мартенсит

чего превращение прекращается. При снижении температуры образовавшиеся ранее участки мартенситной фазы обычно не растут, а образуются ее новые участки. Превращение начинается внезапно и происходит с очень большой скоростью, которая практически не зависит от температуры. Степень превращения зависит от температуры и не увеличивается со временем пребывания при данной температуре.

Мартенситное превращение характерно для сплавов, претерпевающих при охлаждении в твердом состоянии после сварки и термообработки полиморфные превращения. Мартенситное превращение имеет место при сварке среднеуглеродистых и легированных сталей на малых погонных энергиях без применения подогрева. Мартенситная α' -фаза образуется при сварке титановых сплавов в широком диапазоне тепловых режимов [4].

В зависимости от внутреннего строения различают следующие типы мартенсита в стали: пластинчатый и пакетный [5]. Пластинчатый мартенсит также называют игольчатым, низко-температурным и двойниковым. Он образуется в высокоуглеродистых и среднеуглеродистых легированных сталях. Имеет форму тонких линзообразных пластин с двойниковыми прослойками в средней части.

Пакетный мартенсит, также называемый речным, массивным, высокотемпературным и недвойниковым (дислокационным), имеет форму примерно одинаково ориентированных тонких пластин (реек). Они образуют плотный более или менее равноосный пакет. Ширина реек 0,1—1,0 мкм, поэтому оптической металлографией выявляются только их пакеты. По этой причине пакетный мартенсит получил название массивного. Пакетный мартенсит образуется в большинстве низкоуглеродистых легированных сталей. Тип мартенсита определяет его механические и технологические свойства. Например, пластинчатый мартенсит в околошовной зоне более склонен к образованию холодных трещин, чем пакетный. Это связано с тем, что у вершины двойниковой пластины создаются дислокации высокой плотности и высокий уровень микронапряжений.

5.3.2.2. Выделение фаз при распаде твердых растворов. Распад твердых растворов с выделением фаз является диффузионным превращением и происходит по механизму «образование и рост зародышей». Имеет определенные особенности по сравнению с полиморфным превращением. Помимо затрат выделившейся объемной свободной энергии на приращение поверхностной энергии и компенсацию энергии упругих деформаций, образование зародышей сильно тормозится необходимостью больших флуктуаций концентрации растворенного элемента. Поэтому для начала распада требуются весьма большие степени переохлаждения (пересыщения) и длительные выдержки при соответствующих температурах.

При медленном охлаждении и относительно малой степени переохлаждения образуются близкие к равновесию стабильные Θ -фазы с некогерентными границами раздела. Для них характерно гетерогенное зарождение на высокоугловых границах зерен и скоплениях вакансий (кластерах). В результате возможно образование сетки выделяющейся фазы на границах зерен.

При ускорении охлаждения и больших степенях переохлаждения вместо стабильной Θ -фазы часто образуется метастабильная Θ' -фаза, содержащая обычно меньше растворенного компонента, чем в стабильной. Θ' -фаза зарождается гетерогенно предпочтительно на малоугловых границах блоков внутри зерен, скоплениях вакансий и отдельных дислокациях. Она имеет полностью или частично когерентные границы раздела. Возникновение метастабильных фаз обусловлено меньшей величиной энергетического барьера при их зарождении, чем стабильных. Кроме того, для возникновения метастабильной фазы требуются меньшие концентрационные флуктуации. При длительной выдержке может произойти переход Θ' в Θ , в результате чего будет достигнуто равновесное состояние сплава с минимальной свободной энергией.

При высоких (закалочных) скоростях охлаждения и степенях переохлаждения в некоторых сплавах типа твердых растворов замещения (алюминиевых, медных, никелевых и др.) образуются особого рода метастабильные фазы, представляющие собой локальные зоны с повышенной концентрацией легирующего элемента. Из-за различия в атомных диаметрах металла-растворителя и легирующего элемента его скопление вызывает местное изменение межплоскостных расстояний. Эти зоны называют зонами Гинье-Престона (ГП). Учитывая то, что тип решетки не изменяется, зоны ГП часто называют предвыделениями. Они имеют форму тонких пластин или дисков и размеры порядка 10^{-3} — 10^{-2} мкм. Границы их раздела полностью когерентны. Поэтому поверхностная энергия зон пренебрежимо мала. У зон малого размера энергия упругих искажений решетки также мала. Поэтому энергетический барьер для их зарождения весьма не велик. Зоны ГП зарождаются гомогенно на концентрационных флуктуациях. Особенностью образования зон ГП является быстрота и безинкубационность их возникновения даже при комнатной и отрицательной температурах. Это обусловлено повышенной диффузионной подвижностью легирующих элементов, которая связывается с пересыщением сплава вакансиями при закалке.

Процессы выделения зон ГП, метастабильной и стабильной фаз характеризуются своими С-образными кривыми в координатах температуры — время (рис. 5.7). Каждому виду фазы соответствует своя температура сольвуса, ниже которой происходит

их выделение ($T_{ГП} < T_{\theta'} < T_{\theta}$). При $T < T_{ГП}$ выделение происходит в очередности Π , θ' и θ . При этом возможно независимое образование фаз, а также зарождение на ранее образованной фазе (θ' на Π , θ на θ') или прямое превращение менее стабильных выделений в более стабильные. При больших степенях переохлаждения распад твердого раствора может продолжаться длительное время, иногда месяцами и даже годами. Процесс выделения мелкодисперсных избыточных фаз (зон Π и θ') в сильно переохлажденных растворах называется естественным старением или дисперсным упрочнением. Примером может служить термическая обработка $Al-Cu-Mg$ сплавов (дуралюминов) закалка и естественное старение. В результате образуются зоны Π , обогащенные Cu и Mg , и фазы типа $CuMgAl_2$.

Выделение фаз из закаленных пересыщенных твердых растворов существенно ускоряется при их нагреве. Таким процессом является искусственное старение. Ориентировочно температура искусственного старения $T_{ст}$ для получения максимальной прочности и твердости:

$$T_{ст} \approx (0,5-0,6) T_{пл} \text{ К,}$$

где $T_{пл}$ — температура плавления металла.

Нагрев свыше $T_{ст}$ приводит к перестариванию. При этом прочностные свойства снижаются, а пластические свойства продолжают слабо снижаться. Последнее вызвано укрупнением (коагуляцией) частиц фаз и уменьшению их числа в единице объема. Другой процесс при перестаривании — переход метастабильных фаз в стабильные и замена когерентных границ раздела некогерентными.

Старение закаленных сплавов также называют термическим (закалочным). Существует еще разновидность старения, называемого деформационным. Деформационное старение развивается после холодной деформации при последующей выдержке при комнатной температуре и особенно при нагреве до невысоких температур (например, для технического железа до 470 К). Деформационное старение возможно как в слабо пересыщенных, так и равновесных сплавах типа твердых растворов внедрения, в которых не имеет место закалочное старение (например, в железе с содержанием углерода менее 0,006 % и азота менее 0,01 %). Механизм деформационного старения отличен от закалочного. Деформационное старение связано не с выде-

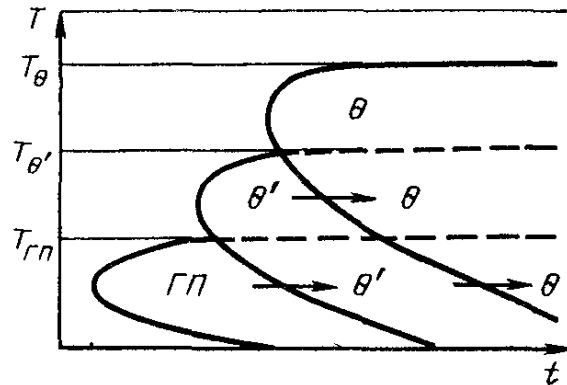


Рис 57 С образные кривые распада пересыщенных твердых растворов в стареющих сплавах

T_{θ} , $T_{\theta'}$, $T_{ГП}$ — температуры, ниже которых возможно образование θ , θ' и Π фаз, t — время старения

лением какой-либо фазы, а с сегрегацией растворенного элемента на дислокациях, образовавшихся в процессе деформации. На них образуются облака Коттрелла. При последующей пластической деформации для движения дислокаций необходимо вырывание их из облаков Коттрелла. Последнее требует повышения усилий для деформирования, что и служит причиной упрочнения сплава.

Старение, вызванное предварительной пластической деформацией, называется статическим деформационным старением. Старение, развивающееся в процессе пластической деформации, называется динамическим. Условием динамического старения является определенное соотношение между скоростями деформации и диффузионным перемещением растворенных атомов. В данном случае происходит блокировка растворенными атомами дислокаций, движение которых при деформировании по каким-либо причинам замедляется, что служит причиной упрочнения. Указанное выше соотношение устанавливается при определенных температурах, например для низкоуглеродистой стали в диапазоне 250—400 °С. Частичное охрупчивание стали при этих температурах называется синеломкостью.

Выделение фаз характерно при отпуске закаленных на мартенсит углеродистых и легированных сталей. По мере нагрева стали до температур в интервале 100—700 °С происходит распад метастабильного пересыщенного α -твердого раствора с последовательным выделением ϵ -карбида (вероятно Fe_2C) и цементита Fe_3C . Повышение температуры отпуска приводит к коагуляции и сфероидизации карбидов. При температурах, близких к A_{c1} , образуется грубая ферритно-карбидная структура. При нагреве сплавов в виде смеси фаз выше температуры, при которой концентрация растворенного элемента становится меньше предела растворимости, происходит фазовое превращение, заключающееся в растворении избыточной фазы. Этим превращениям подвержены сплавы с переменной ограниченной растворимостью, образующие при высоких температурах ненасыщенные твердые растворы. На температуру и интенсивность растворения оказывают влияние размеры и форма частиц избыточной фазы. Чем дисперснее частицы, чем больше радиус кривизны поверхности частиц, тем быстрее они растворяются. Плоские иглообразные частицы растворяются скорее, чем сферические. В условиях ускоренного нагрева, например при сварке, температуры начала и конца растворения существенно повышаются.

5.4. Структурные превращения

Основными структурными превращениями в металлах в процессе нагрева и охлаждения при сварке являются: 1) образование границ зерен; 2) выравнивание границ зерен и их рост;

3) перераспределение химических элементов; 4) перераспределение и изменение плотности дефектов кристаллической решетки.

5.4.1. Образование границ зерен

Образование границ зерен является структурным превращением, присущим литому металлу (сварному шву, отливке) в период завершения его кристаллизации из жидкого расплава. Границы образуются непосредственно при срастании первичных кристаллитов. Поскольку кристаллические решетки кристаллитов ориентированы произвольно, то их сопряжение при срастании кристаллов сопровождается существенными искажениями решеток. Эти искажения и приводят к образованию граничной поверхности [6]. Существует также мнение, что границы образуются путем собирания дислокаций, неупорядоченно расположенных в металле после затвердевания в одну граничную поверхность в результате процесса полигонизации. Однако, по-видимому, более обоснованным является первый механизм образования границ.

Современные представления о строении границ сводятся к тому, что на границах чередуются участки хорошего и плохого соответствия кристаллических решеток соседних зерен. Это так называемые «островные» модели границ зерен. Строение и протяженность участков плохого соответствия зависят от угла разориентировки решеток смежных кристаллитов. Различают малоугловые (угол $\leq 15^\circ$) и большеугловые границы (угол $> 15^\circ$). Малоугловые границы описывают как ряд отдельных дислокаций. Большеугловая граница рассматривается как область скопления дислокаций, а сопряжение узлов достигается за счет значительных локальных искажений решетки.

В момент образования границы зерен располагаются в зоне срастания первичных кристаллитов и по форме совпадают с их разветвлениями контурами. Зоны срастания выявляются как обогащенные примесями ликвационные участки, имеющие отличное от центральных участков кристаллитов травление. Интенсивность травления плавно изменяется по ширине зоны в несколько единиц или десятков микрометров. При травлении границы зерен (или условно вторичных зерен) проявляются в виде



Рис 58 Соотношение между зонами срастания элементов первичных кристаллитов (1) границами зерен (2)

четкой тонкой линии шириной $\sim 10^{-1}$ мкм, т. е. на два порядка меньшей, чем ширина зон срастания. Эффект травления границ связан со скоплением примесей в результате процесса их сегрегации в приграничных зонах с искаженной решеткой. В случае малого количества примесей в металле или быстрого охлаждения, когда диффузионный процесс сегрегации не успевает произойти, эффект травления ослабевает или исчезает полностью. На свободной поверхности, чистой от оксидов, границы зерен выявляются в виде канавок термического травления. Канавки образуются в результате местной пластической деформации, вызванной уравниванием сил граничного и поверхностного натяжения. Термическое травление не связано с сегрегацией примесей, поэтому оно выявляет границы в низколегированных сплавах и чистых металлах, а также в случае больших скоростей охлаждения после затвердевания литого металла. В процессе охлаждения положение границ зерен, как правило, изменяется в результате процесса их миграции. После завершения охлаждения в большинстве случаев границы не совпадают с зонами срастания первичных кристаллитов (рис. 5.8).

5.4.2. Рост зерен

Рост зерен связан со стремлением системы к более равносному состоянию с меньшей свободной энергией. В соответствии с этим в литом металле шва после завершения кристаллизации и в металле ЗТВ при нагреве происходят изменения в положении границ зерен, приводящие к снижению их поверхностной энергии. Последнее достигается за счет уменьшения суммарной поверхности зерен. Она уменьшается в результате выравнивания волнистых участков на границах и уменьшения количества зерен, т. е. увеличения их размеров (рис. 5.9). Этот процесс называется собирательной или вторичной рекристаллизацией. Рекристаллизация реализуется в результате смещения или миграции отдельных участков или полностью границ зерен.

Степень миграции границ зерен определяется движущими силами миграции, подвижностью границ и временем пребывания металла в области температур высокой диффузионной подвижностью атомов. Движущая сила миграции определяется разницей свободных энергий границ в данном неравновесном и равновесном (после полного завершения миграции) состояниях. При прочих равных условиях движущая сила зависит главным образом от конфигурации граничных поверхностей, характеризуемой количеством участков с повышенной кривизной в макро- и микроскопическом плане. Движущая сила на отдельных участках границы пропорциональна их суммарной кривизне $1/R_1 + 1/R_2$, где R_1 и R_2 — радиусы кривизны в двух взаимопер-

пендикулярных направлениях. Мигрирующая граница движется обычно к центру максимальной кривизны (рис. 5.9).

Подвижность границ является функцией строения границ, а также концентрации на них примесей. По современным представлениям, миграция границ происходит в результате элементарных актов переноса единичных атомов через границу. Миграция границ является термически активируемым процессом. Для перехода от одного зерна к другому атом должен обладать некоторым избытком энергии, т. е. энергией активации. При этом частота перехода атомов, а следовательно, и скорость миграции увеличиваются с повышением температуры.

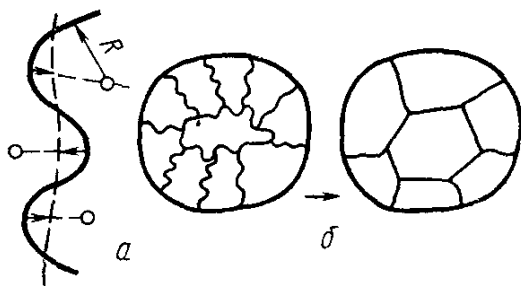


Рис. 5.9 Схема выравнивания границ зерен (а), изменение формы и размера зерен (б)

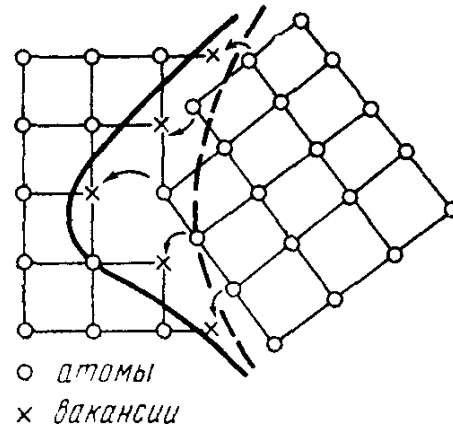


Рис. 5.10. Спрявление границ зерен в результате обмена атомов и вакансий

Близость энергии активации миграции к энергии активации самодиффузионных процессов свидетельствует о том, что миграция границ контролируется направленным перемещением вакансий. Другими словами движение границы представляет процесс обмена атомов и вакансий (рис. 5.10). По мере разориентации границы и увеличения степени искажения решеток в приграничных зонах доля энергии активации, связанная с образованием и перемещением вакансий, будет уменьшаться. Общая энергия активации миграции будет приближаться к энергии активации самодиффузий по границам. В соответствии с этим большеугольные границы более подвижны, чем малоугольные. В условиях неравномерного распределения температуры, например при сварке, отмечают, что наиболее интенсивная миграция границ происходит в направлении тепловых потоков. Это, вероятно, обусловлено направленным потоком вакансий от более нагретого к менее нагретому участку металла.

В сплавах типа твердых растворов скорость миграции границ практически всегда на несколько порядков меньше, чем в чистых металлах. При переходе от чистых металлов к слабым растворам (содержание примесей менее 0,001 %) скорость

миграции резко уменьшается. При больших концентрациях примеси перестают существенно влиять на дальнейшее уменьшение скорости движения границ.

Существенное торможение движущихся границ имеет место при наличии нерастворимых примесей, частиц второй фазы или неметаллических включений. При приближении границы к частицам между ними возникают силы притяжения, в результате чего радиус кривизны соответствующего участка границы изменяет свое направление (рис. 5.11). Это уменьшает общую движущую силу границы, что приводит к понижению скорости ее миграции в целом. При встрече границы с частицей силы притяжения достигают максимума. Они зависят от поверхностного натяжения раздела граница — частица и радиуса частицы. Если движущая сила границы больше силы притяжения, то граница оторвется от включения. В противном случае она будет остановлена включением. Наиболее эффективно границы тормозят мелкие частицы. В то же время вероятность остановки границ возрастает с увеличением размера зерен. Миграция границ при условии длительного пребывания металла при высоких температурах продолжается до установления равновесного состояния.

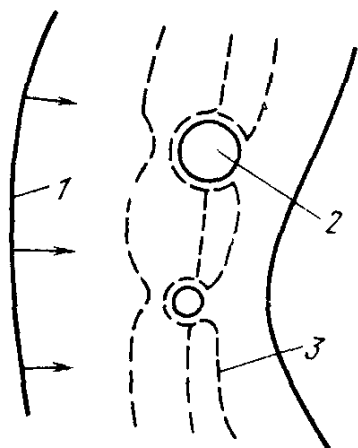


Рис. 5.11. Схема торможения движущейся границы частицами второй фазы
1 — движущаяся граница,
2 — частицы второй фазы,
3 — этапы прохождения границы через частицы фазы

В холоднодеформированном металле при нагреве миграция границ зерен и изменение размера и формы зерен имеют свои специфические особенности. В этом случае получает развитие процесс рекристаллизации обработки или первичной рекристаллизации. Движущей силой процесса является накопленная при пластической деформации энергия, связанная в основном с образованием дислокаций высокой плотности (до 10^{11} — 10^{12} см⁻²). Рекристаллизация обработки приводит к образованию новых равновесных зерен с обновленной кристаллической решеткой. При этом свободная энергия рекристаллизованного металла становится меньше, чем деформированного, вследствие уменьшения плотности дислокаций (до 10^6 — 10^8 см⁻²). Процесс состоит из образования зародышей новых зерен и их роста. Имеется определенная аналогия с фазовыми превращениями диффузионного типа. Накопленная в объеме зерен энергия деформации примерно в 100 раз выше поверхностной энергии их границ. Поэтому рекристаллизация на первых этапах может привести к образованию мелких зерен и увеличению их количества по сравнению с деформированным металлом.

Рекристаллизация начинается при нагреве свыше температуры рекристаллизации T_p , составляющей $0,4T_{пл}$ К, т. е. когда становится заметной скорость самодиффузии. Процесс является термически активированным. Поэтому процесс получает развитие в металле, претерпевшем определенную критическую пластическую деформацию (около 5—10 %), т. е. после накопления в металле некоторого минимума энергии. С увеличением степени деформации снижается энергия активации рекристаллизации и несколько понижается T_p . Это приводит к увеличению скорости рекристаллизации.

5.4.3. Перераспределение примесей.

Перераспределение примесей происходит в период их пребывания в температурных областях, когда имеет место заметная диффузионная подвижность этих элементов. При этом возможны два противоположных процесса: выравнивание концентрации элементов по объему — гомогенизация или их накопление на отдельных структурных составляющих, границах зерен и скоплениях дефектов кристаллической решетки — сегрегация. Гомогенизация приводит к устранению микрохимической неоднородности (МНХ), возникшей при первичной кристаллизации сплавов.

Для двухкомпонентных сплавов движущей силой выравнивающей диффузии является градиент концентрации, а ее скорость пропорциональна коэффициенту диффузии растворенного элемента. Заметное развитие гомогенизации получает в области температур свыше $0,8T_{пл}$ К как в процессе нагрева, так и охлаждения. Скорость гомогенизации резко возрастает с повышением температур и временем пребывания при них. По мере развития гомогенизации ее скорость постепенно затухает, поскольку уменьшается градиент концентрации. Процесс гомогенизации получает существенное развитие при сварке в ОШЗ сварных соединений.

В многокомпонентных системах, какими являются современные технические сплавы, движущей силой диффузионного перераспределения элементов является не градиент концентраций, а градиент его химического потенциала. Последний определяет изменения свободной энергии локального объема твердого раствора или фазы данного состава при добавлении одного моля диффундирующего элемента. В свою очередь химический потенциал будет зависеть от термодинамической активности элемента, определяемой его концентрацией и взаимодействием с другими элементами, находящимися в растворе. Одни из них могут повышать, другие — понижать активность диффундирующего элемента. Диффузия элемента идет от зон, где его активность выше, в зоны, где она ниже. В этом случае возможна

так называемая восходящая диффузия, при которой поток элемента направлен против градиента концентраций, т. е. в сторону ее увеличения. При этом на первом этапе пребывания сплава при высоких температурах возможно усиление МХН некоторых элементов, а затем, после перераспределения других элементов, — его выравнивание по объему.

Сегрегация обусловлена перераспределением элементов между объемом зерен и их границами, имеет сложный характер и зависит от температуры. Для двухкомпонентных твердых

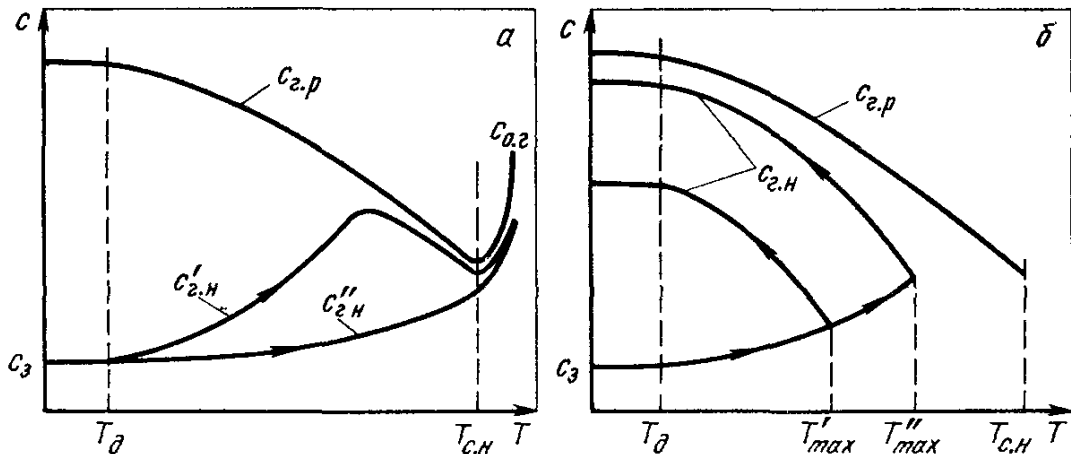


Рис. 5.12 Схема развития неравновесной сегрегации примесей на границах зерен при нагреве (а) и охлаждении (б).

$c_з$, $c_{г.р}$ — равновесная концентрация в зерне и на границе, $c'_{г.н}$, $c'_{г.г}$ — неравновесная концентрация на границах соответственно для малой и большой скорости нагрева, $c_{г.г}$ — концентрация примесей на оплавленных границах, $T_{д}$, $T_{с.н}$ — температуры начала диффузии примесей и неравновесного солидуса; T'_{max} , T''_{max} — различные максимальные температуры нагрева

растворов движущей силой процесса является тенденция к уменьшению энергии упругих искажений решетки при переходе растворенных элементов из зон зерна, не имеющих дефектов кристаллического строения, в зоны скопления несовершенств строения решетки, которыми в первую очередь являются границы зерен. Предельное развитие процесса — образование так называемой равновесной сегрегации элементов на границах зерен, которая оценивается отношением равновесных концентраций элементов на границе $c_{г.р}$ и в объеме зерна $c_з$. Согласно теоретическим представлениям $c_{г.р}$ возрастает по мере снижения температуры (рис. 5.12). В условиях нагрева или охлаждения при сварке действительная или неравновесная сегрегация на границах $c_{г.н}$ начинает развиваться при температурах выше температуры заметной диффузионной подвижности растворенного элемента $T_{д}$. По мере повышения температуры $c_{г.н}$ будет возрастать вплоть до достижения $c_{г.р}$. Интенсивность

изменений $c_{г.н}$ и степень приближения ее к $c_{г.р}$ будут тем больше, чем больше коэффициент диффузии растворенного элемента и меньше скорости нагрева и охлаждения. При дальнейшем возрастании температуры $c_{г.н}$ будет снижаться, согласуясь с зависимостью изменения $c_{г.р}$ от температуры. Начнется процесс «рассасывания» сегрегата на границах, т. е. гомогенизация, помимо внутренних объемов зерна, распространится на приграничные области. При охлаждении процесс развивается в сторону повышения $c_{г.н}$ до достижения $c_{г.р}$. Концентрация примесей на границах может также уменьшаться в результате миграции границ при росте зерен, если она сопровождается термическим отделением границы от примеси.

При нагреве участка ОШЗ около линии сплавления выше температуры неравномерного солидуса $T_{с.н}$ происходит оплавление приграничных участков зерен. Если растворенный элемент понижает температуру плавления сплава, то сегрегация его на границах приводит к более раннему расплавлению приграничных участков при $T_{с.н} < T_c$ (равновесного солидуса). При этом границы зерен как поверхности раздела исчезают. Появление жидкой фазы приводит к появлению нового «ликвационного» механизма перераспределения растворенного элемента между твердым телом зерна и оплавленными приграничными участками. Он подобен ликвационному механизму образования междендритной МХН при первичной кристаллизации. Более высокая растворимость легирующих элементов и примесей в жидком металле обуславливает насыщение ими оплавленных участков в результате направленной диффузии из твердой в жидкую фазу до концентрации $c_{г.о}$. Степени МХН в данном случае соизмеримы с МХН в литом металле.

5.4.4. Перераспределение дефектов кристаллической решетки

В металле, находящемся в неравновесном состоянии после быстрого охлаждения с высоких температур (сварка, закалка) или холодной пластической деформации (основной металл), характерна высокая плотность дефектов кристаллического строения решетки: вакансий, дислокаций, межузельных атомов и др. Плотность дислокаций изменяется в широких пределах — от 10^8 см⁻² у отожженного металла до 10^{12} см⁻² у металла после закалки или большой степени деформации. Дислокации образуют замкнутые сплетения, которые разделяют металл на отдельные ячейки размером порядка одного микрона. Внутри ячеек плотность дислокации сравнительно не велика. Повышение общей плотности дефектов в металле приводит к повышению прочностных свойств (наклеп после холодной деформации) и изменению некоторых физических свойств, например к увеличению электросопротивления.

При нагреве металла с неравновесной концентрацией дефектов кристаллической решетки свыше температуры $T_v \approx \approx 0,2T_{пл}$ К ($T_{пл}$ — температура плавления) в нем развиваются процессы возврата. Первая его стадия, протекающая без изменения ячеистой структуры, называется отдыхом, вторая — связанная с формированием и миграцией малоугловых границ — полигонизацией.

При отдыхе наиболее важным процессом является уменьшение избыточной концентрации вакансий (от $c_{вн}$ до $c_{вр}$). Вакансии мигрируют к дислокациям, границам зерен и внешним поверхностям и там аннигилируют. Межузельные атомы аннигилируют на краевых дислокациях и при встрече с вакансиями. Скорость отдыха зависит от энергии активации самодиффузии и температуры. При одинаковых относительно $T_{пл}$ температурах (так называемых гомологических $\theta = T/T_{пл}$) скорость отдыха у разных металлов примерно одинакова. При этом абсолютные температуры сильно отличаются. Так, при комнатной температуре избыточные вакансии полностью исчезают у неклепанного алюминия, частично — у меди. Для начала движения вакансий у никеля требуется нагрев до 370 К, а у железа до 420—470 К. Другими процессами при отдыхе являются частичная перегруппировка дислокаций и аннигиляция дислокаций разного знака. Результатом отдыха является восстановление таких физических свойств, как электросопротивление, а также смягчение пиков внутренних микронапряжений.

Полигонизация — процесс образования субзерен, разделенных малоугловыми границами. Полигонизация является развитием возникшей при пластической деформации ячеистой структуры. Размытые, объемные сплетения дислокаций вокруг ячеек становятся более узкими и плоскими и превращаются в субграницы, ячейки и субзерна. Процесс развивается при температурах более высоких, чем температуры отдыха. Тело субзерен практически очищается от дислокаций. Решетки соседних субзерен получают небольшую взаимную разориентировку (до нескольких градусов). При продолжительной выдержке и повышении температуры происходит укрупнение (коалесценция) субзерен, так как при этом снижается энергия субграниц.

Глава 6. СВАРИВАЕМОСТЬ И ЕЕ ПОКАЗАТЕЛИ

(Макаров Э. Л., Якушин Б. Ф.)

6.1. Понятие свариваемости

6.1.1. Физическая и технологическая свариваемость

В сварочной практике понятие свариваемости имеет несколько аспектов. Первоначально использовались понятия физической и технологической свариваемости [1]. Первое характеризовало

принципиальную возможность получения монолитных сварных соединений и главным образом относилось к разнородным материалам. Второе рассматривалось как свойство материалов, характеризующее их реакцию на сварочный термомодеформационный цикл. Степень этой реакции оценивалась по отношению отдельных механических свойств металла сварных соединений к одноименным свойствам основного металла (например, твердости, ударной вязкости и др.).

Понятие технологической свариваемости, или просто свариваемости, часто используется в лабораторной практике при сравнительной оценке существующих и разработке новых материалов без их прямой привязки к конкретному виду сварных изделий.

В настоящее время получил широкое применение прикладной аспект понятия свариваемости материалов, учитывающий назначение изготовленных из них сварных конструкций [2, 3]. Соответствующее определение понятия свариваемости дано в ГОСТ 26001—84: «свариваемость — свойство металлов или сочетания металлов образовывать при установленной технологии сварки соединение, отвечающее требованиям, обусловленным конструкцией и эксплуатацией изделия».

6.1.2. Факторы, определяющие свариваемость

Исходя из вышеприведенного определения, свариваемость зависит с одной стороны от материала, технологии сварки, конструктивного оформления соединения, с другой — от требуемых эксплуатационных свойств сварной конструкции.

Эксплуатационные свойства сварных конструкций определяются предъявляемыми к ним техническими требованиями. Это может быть одно свойство или комплекс свойств в зависимости от назначения конструкции. Если требования к эксплуатационным свойствам сварных соединений с принятыми допущениями удовлетворяются, то свариваемость материалов считается *достаточной*. Если не обеспечивается минимально приемлемый уровень хотя бы одного из эксплуатационных свойств сварного соединения, то свариваемость материала считается *недостаточной*. Следует отметить, что при таком подходе свариваемость одного и того же материала может быть различно оценена от назначения изделия.

6.1.3. Степени свариваемости

В сварочной практике традиционно принято различать несколько качественных степеней свариваемости: хорошая, удовлетворительная, ограниченная и плохая [4]. Однако четко не определены признаки, характеризующие ту или иную степень свариваемости. По одной из классификаций они подразделяются по следующим признакам.

При достаточной свариваемости, т. е. когда в заданных технологических и конструктивных условиях удовлетворяются требуемые эксплуатационные свойства сварных соединений, она классифицируется как *хорошая*. При недостаточной свариваемости *удовлетворительная* соответствует случаю, когда достаточную свариваемость можно обеспечить выбором рационального режима сварки; *ограниченная*, когда для этой цели необходимо применять специальные технологические мероприятия или изменить способ сварки; *плохая*, когда никакими мерами невозможно достичь достаточной свариваемости. Степень свариваемости материала устанавливается в каждом конкретном случае в зависимости от заданной технологии, конструктивного оформления сварного соединения и требуемых эксплуатационных свойств.

6.2. Показатели свариваемости

В практике исследований свариваемости, как правило, применяются специальной конструкции сварные образцы или образцы с имитацией сварочных термических или термомодеформационных циклов. В результате испытаний таких образцов определяются условия появления дефектов, характеристики структуры, механические и специальные свойства сварных соединений или зон имитации, абсолютные или относительные значения которых принимаются за количественные показатели свариваемости. Наряду с экспериментальными используются расчетные методы определения показателей свариваемости, учитывающие химический состав, тип соединения, способ и режимы сварки и другие факторы.

В лабораторной практике при сопоставлении материалов и технологий показатели свариваемости используются непосредственно в качестве критериев сравнения. При прикладном применении сведений о свариваемости по отдельным показателям или их сочетаниям судят о поведении сварного соединения при эксплуатации. В принципе количество показателей может быть равно количеству характеристик и свойств, определяющих работоспособность сварных соединений. Практически пользуются набором основных показателей, типовых для каждого вида материалов и условий эксплуатации изготовленных из них сварных конструкций. Выбор основных показателей производится в каждом конкретном случае с учетом того, какие свойства и характеристики связаны с наиболее частыми отказами сварных соединений при эксплуатации.

Для установления методического единства при рассмотрении вопросов, касающихся трещинообразования при сварке, целесообразно придерживаться следующих понятий и терминов.

Склонность к образованию трещин как показатель свариваемости

ваемости материала, который устанавливается по факту образования трещин в сварном соединении и оценивается качественно или количественно критической величиной одного из факторов, обуславливающих трещинообразование.

Стойкость против образования трещин как показатель свариваемости материала, который устанавливается по факту отсутствия трещин и оценивается качественно или количественно подкритической величиной одного из факторов трещинообразования.

Сопrotивляемость образованию трещин означает свойство материала в структурном и напряженно-деформированном состоянии шва или зоны термического влияния сопротивляться разрушению, соответствующему по характеру разрушению при образовании трещин.

6.3. Горячие трещины (ГТ)

6.3.1. Природа и причины образования ГТ

Горячие трещины при сварке — хрупкие межкристаллические разрушения металла шва и зоны термического влияния, возникающие в твердо-жидком состоянии при завершении кристаллизации, а также в твердом состоянии при высоких температурах на этапе преимущественного развития межзеренной деформации (рис. 6.1).

Потенциальную склонность к ГТ имеют все конструкционные сплавы при любых видах сварки плавлением, а также при некоторых видах сварки давлением, сопровождающихся нагревом металла до подсолидусных температур.

6.3.1.1. Природа ГТ. Природа ГТ адекватна природе высокотемпературной хрупкости неравновесно кристаллизующихся сплавов. Различают три типа высокотемпературной хрупкости (табл. 6.1).

Все три типа хрупкости проявляются в определенных температурных интервалах хрупкости: ТИХ_I, ТИХ_{II}, ТИХ_{III}, соотношение между которыми представлено на рис. 6.2.

Модель структуры сварного шва в этих интервалах температур приведена на рис. 6.3, а фрактография стенок трещин — на рис. 6.4. Факторы, обуславливающие малую пластичность металла с такой структурой, приведены в табл. 6.1.

Указанные факторы взаимодействуют на фоне постепенного снижения объема жидкой фазы по мере охлаждения и выделения из нее эвтектик второго и третьего порядка, что постепенно приводит к снижению пластичности у нижней границы ТИХ_I. Этого явления нет в сплавах, содержащих в конце кристаллизации 5—10 % эвтектики определенного состава, кристаллизующейся в последнюю очередь при постоянной темпе-

ратуре, т. е. практически мгновенно. Такие сплавы сохраняют значительную пластичность в ТИХ_I.

Обнаружение и идентификация ТИХ_{II}, ТИХ_{III} в полной мере обеспечиваются при испытаниях механических свойств с ма-

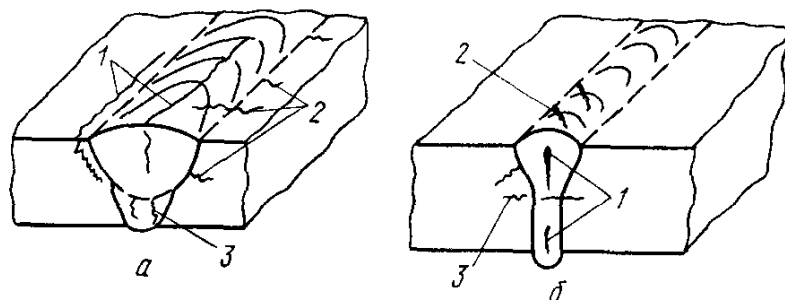


Рис. 6.1. Сводная топография ГТ при дуговой (а) и лучевой (б) сварке: 1 — продольные в шве и в зоне сплавления, 2 — поперечные в шве и зоне сплавления; 3 — поперечные по толщине в свариваемом металле и металле предшествующего слоя при многопроходной сварке

лой скоростью деформации, что способствует развитию диффузии легирующих и примесных элементов, образующих интерметаллидные, карбидные и карбонитридные фазы.

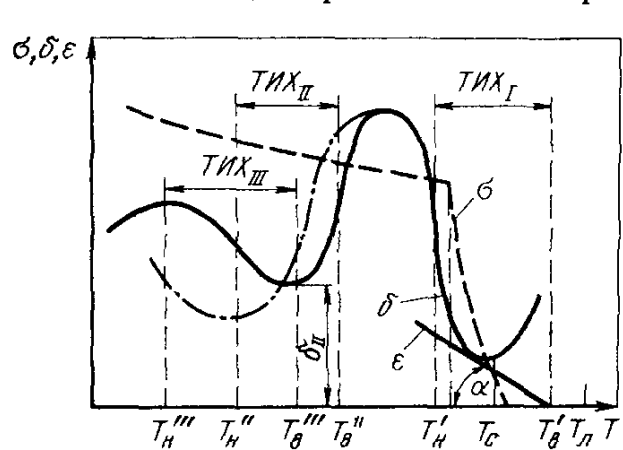


Рис. 6.2. Изменение механических свойств сплавов в процессе кристаллизации шва и последующего охлаждения: $T_{л}$ и $T_{с}$ — температуры ликвидус и солидус, σ и δ , ϵ — прочность, пластичность и деформация металла шва; $T_{в}'$, $T_{и}'$, $T_{в}''$, $T_{н}''$ — верхняя и нижняя границы ТИХ_I — ТИХ_{III}; δ_{II} — запас пластичности в ТИХ_{II}; $\text{tg } \alpha = V_{кр}$ — критический темп деформации в ТИХ_I, определяющий деформационную способность в этом интервале температур

6.3.1.2. Причины образования горячих трещин. Наличие температурно-временного интервала хрупкости обуславливает потенциальную склонность сплавов к ГТ, является необходимым условием и первой причиной их образования.

Вторая причина ГТ — высокотемпературные деформации. Они развиваются вследствие затрудненной усадки металла шва и формоизменения свариваемых заготовок, а также при релаксации сварочных напряжений в неравновесных условиях сварки и при после-сварочной термообработке, усиленные тепловой, струк-

турной и механической концентрацией деформации. Принято рассматривать две составляющие деформации при сварке [5]: ϵ_T — температурная деформация (рис. 6.5). Она по величине равна деформации металла при его нагреве и охлаждении в свободном состоянии (измеряется на дилатометрах), но

ТИПЫ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ ХРУПКОСТИ

Тип и название ГТ	Механизм зарождения ГТ	Факторы, обуславливающие границы ТИХ		Факторы, определяющие малую пластичность в ТИХ	Признаки идентификации ГТ
		верхнюю	нижнюю		
<i>Тип 1.</i> ГТ кристаллизационные и ликвационные	Относительные перемещения кристаллитов при недостаточной циркуляции жидкой фазы в результате заклинивания	Образование твердого карбидов в шве	Затвердевание ликватов	Крупнозернистость шва. Высокий уровень ликвации. Малое количество эвтектики.	Пленки ликватов на стенках
<i>Тип 2.</i> ГТ подсолидные	Зарождение трещин при межзеренном проскальзывании в местах выхода ростовых дислокаций на границы	Затвердевание ликватов	Диффузия вакансий и примесей на границы зерен	Длительное пребывание в ТИХ. Сегрегация примесей. Крупнозернистость	Межзеренное разрушение с окислением стенок
<i>Тип 3.</i> ГТ дисперсионного твердения	Межзеренное проскальзывание в результате упрочнения объемов зерен	Выпадение фаз в объеме зерен	Диффузия вакансий к зародышам трещин	Крупнозернистость Большая скорость твердения	Межзеренное разрушение при наличии частиц карбидов, нитридов металлов на стенках

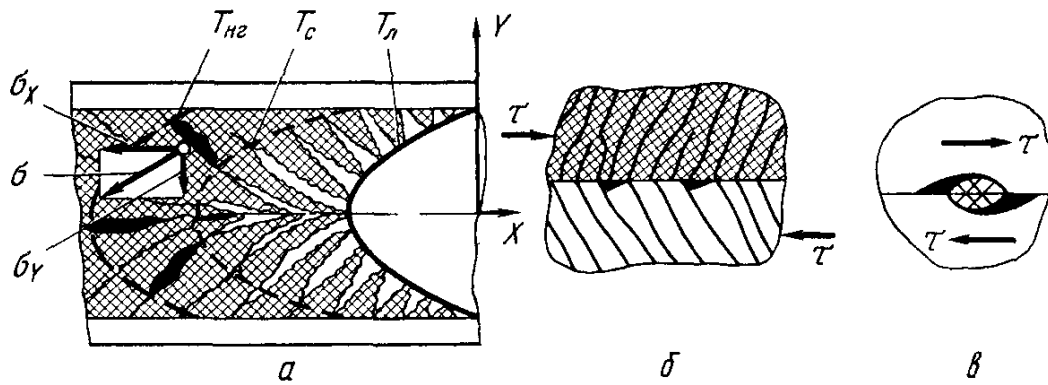


Рис 63 Модель структуры сварного шва и схемы зарождения ГТ кристаллизационного (а) и подсолидусного (б, б') типа

а — поворот кристаллитов под действием усадочных напряжений до заклинивания, что ограничивает залечивание расплавом раскрывающихся трещин, б — ростовые дислокации у границ, б' — зарождение трещины при межзеренном проскальзывании в месте выхода ростовых дислокаций и в местах залегания карбидов и интерметаллидов

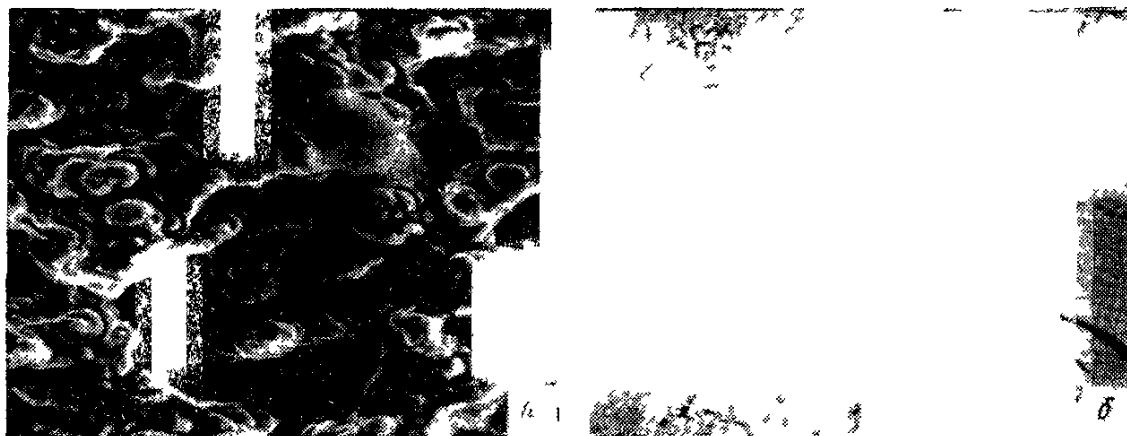


Рис 64 Микроструктура металла шва в районе ГТ и фрактограммы их стенок $\times 2000$
а — ГТ кристаллизационного типа, б — ГТ подсолидусного типа

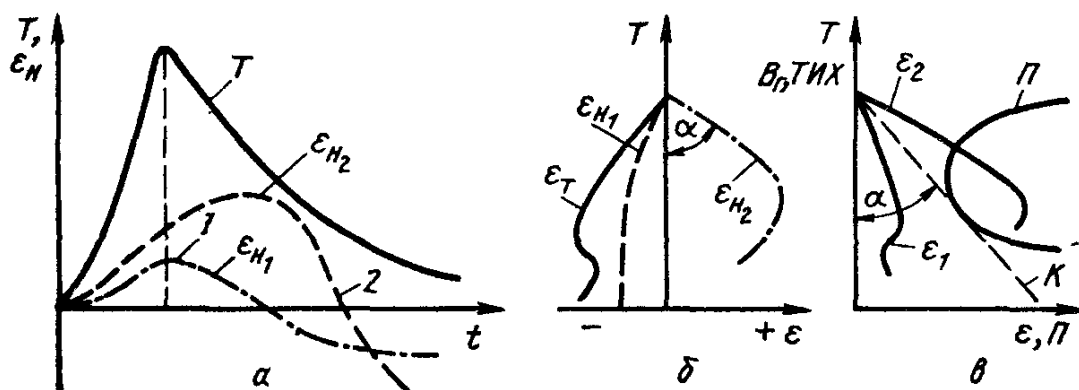


Рис 65 Схема развития деформаций и истощения пластичности в ТИХ
1 — при синхронном, 2 — несинхронном развитии гермического и деформационного цикла сварки, а — изменение температуры в ТИХ и деформации формоизменения ϵ_{H1} и ϵ_{H2} , б — нарастание деформаций ϵ_1 и ϵ_2 в ТИХ ($\epsilon_{1,2} = \epsilon_T \pm \epsilon_H$), б' — соотношение между деформациями ϵ_1 , ϵ_2 и деформационной способностью металла в ТИХ в фазе охлаждения, К — касательная к $\Pi(f(T))$

противоположна по знаку (способствует растяжению шва); ε_n — наблюдаемая деформация от формоизменения свариваемых заготовок. Она фиксируется различными методами измерения непосредственно на свариваемых заготовках вдоль, поперек оси шва, по его высоте, т. е. является измеряемой. Эта составляющая деформации может способствовать сжатию ($-\varepsilon_{n1}$) или растяжению шва ($+\varepsilon_{n2}$), а также переходу от его растяжения к сжатию по мере снижения температуры (ε_{n2}). Величина и знак деформации при сварке определяются алгебраической суммой этих двух составляющих.

Она достигает наибольшей интенсивности, когда составляющая ε_n велика и имеет знак $+$. В этом случае

$$\varepsilon = \varepsilon_T + \varepsilon_n.$$

Такая ситуация создается в тех участках шва, где максимум деформаций ε_n отстает по времени от максимума температуры, т. е. при несинхронном развитии. Она развивается при малой геометрической жесткости заготовок (по ширине, толщине) и усиливается при сварке сплавов с повышенной жаропрочностью и ограниченной теплопроводностью.

В условиях синхронного развития функций $T(t)$ и $\varepsilon(t)$ деформация в ТИХ_I минимальна, поскольку $\varepsilon = \varepsilon_T - \varepsilon_n$.

Другой характерной особенностью развития высокотемпературных деформаций является монотонность нарастания в ТИХ, что позволяет за количественный показатель интенсивности принять темп деформации B :

$$B = d\varepsilon/dT \approx \Delta\varepsilon/ТИХ,$$

где $\Delta\varepsilon$ — накопленная в ТИХ относительная деформация.

Например, деформация $\Delta\varepsilon$ составила 2,4 %. Температурный интервал хрупкости 120°. Темп деформации равен

$$B = \frac{2,4 \%}{1,2 \cdot 10^2} = 2 \cdot 10^{-2} \% / ^\circ\text{C}.$$

Условие неразрушаемости металла в ТИХ состоит в том, что темп деформации в любой точке шва не должен превышать критический, т. е. не приводить к исчерпанию пластичности металла в ТИХ.

Геометрическая интерпретация критического темпа деформации — тангенс угла $\alpha_{кр}$ между осью температур и касательной к линии изменения пластичности в ТИХ_I—ТИХ_{II}, проведенной из точки B_r (рис. 6.5, в)

$$\text{tg } \alpha_{кр} = B_{кр} [\% / ^\circ\text{C}].$$

Этот угол определяется также приближенно соотношением $\Pi/ТИХ$, где Π — средняя пластичность в ТИХ. Следовательно, $B_{кр}$ является обобщенным показателем деформационной способности сплавов в ТИХ.

Если $V > V_{кр}$, то пластичность исчерпывается. Это является необходимым и достаточным условием для возникновения горячих трещин. Геометрическая интерпретация — пересечение линий ε и Π в ТИХ (рис. 6.2).

Если $V < V_{кр}$, пересечения не происходит (трещины не образуются), т. е. имеется запас по стойкости против образования ГТ, а выражение $V_{кр}/V - 1 = K_{ГТ}$ является коэффициентом запаса.

В изотермических условиях послесварочной термообработки исчерпание пластичности швов имеет место в результате ее понижения во времени и развития деформации металла при релаксации сварочных напряжений [6].

6.3.2. Способы и критерии оценки

Качество конструкционных материалов, предназначенных для изготовления сварных конструкций, сварочных материалов и технологии в отношении образования ГТ при сварке, может быть определено несколькими методами и оценено соответствующими количественными показателями, сведенными в табл. 6.2.

6.3.2.1. *Расчетно-статистический метод оценки стойкости сплавов против образования ГТ.* Он является косвенным, так как основан на использовании параметрических уравнений, составленных с помощью регрессионного анализа, и применим только для тех сплавов, которые входят в концентрационные пределы изученных композиций.

Второй недостаток этого метода — невозможность учета аномалий по примесям, не входящим в параметрические уравнения, а также аномалий по технологическим параметрам сварки, выходящим за исследованные пределы. Эти же недостатки свойственны и оценке по структурным диаграммам Шеффлера, Ди-Лонга и др. Поэтому расчетно-статистический метод рекомендуется для приближенных экспресс-оценок, а экспериментальный как проверочный. Рекомендуемые параметрические уравнения сведения в табл. 6.3.

Пример:

Оценка склонности к ГТ металла шва, полученного проплавлением стали 30ХГСА W-ым электродом в Ag по расчетно-статистическим показателям:

$$HCS = \frac{0,3(0,025 + 0,035 + 1/25 + 0) 10^3}{3 \cdot 1 + 1 + 0 + 0} = \frac{300/25}{4} = 7,5.$$

Сталь 30ХГСА имеет $\sigma_v > 700$ МПа. Она склонна к ГТ

$$V_{кр} = 19 - 42 \cdot 0,3 - 411 \cdot 0,025 - 3,3 \cdot 1 + 5,6 + 6,7 \cdot 0 = -3,6.$$

Сталь 30ХГСА склонна к образованию ГТ.

МЕТОДЫ ОЦЕНКИ СТОЙКОСТИ ПРОТИВ ОБРАЗОВАНИЯ ГТ
В ПРОЦЕССЕ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ ПРИ СВАРКЕ

Название метода	Показатели	Применение
Расчетно-статистический, по параметрическим уравнениям и структурным диаграммам	Фактор склонности к ГТ (HCS, CSF, CSF ₂ , L) Единицы склонности к ГТ (UCS*) Критический темп деформации $tg \alpha_{кр}$ [2] Хромоникелевый эквивалент (Cr ₉ /Ni ₉)	Для приближенной оценки сплавов
Экспериментальный, с помощью машинных методов испытания	Критическая скорость ($V_{кр}$) и темп деформации ($B_{кр}$) Критическая деформация	Для сравнительной оценки и выбора технологических вариантов сварки
Экспериментальный, с технологическими методами испытаний	Наличие ГТ при сварке проб Частота образования ГТ Относительная длина ГТ Критическая скорость сварки Критический размер образца пробы	Для сравнительной оценки склонности сплавов к ГТ
Расчетно-экспериментальный с помощью технологических проб и эталонных сварочных материалов	Запас стойкости против образования ГТ	Для оценки стойкости сварной конструкции против ГТ при сварке в заданном диапазоне режимов сварки

6.3.2.2. *Экспериментальная оценка сопротивляемости ГТ с помощью машинных методов испытания.* При машинных методах испытания металл шва и зоны сплавления подвергают высокотемпературному деформированию с приложением внешних сил, создаваемых испытательной машиной для инициирования ГТ и определения сравнительно-количественных показателей (табл. 6.1).

Машинные методы предусматривают испытание свариваемых образцов на растяжение, изгиб, а также испытание образцов с имитацией сварочного цикла на растяжение (рис. 6.6). Испытания проводят по ГОСТ 26389—84 с помощью машин.

Особенность испытательной машины МИС-1, разработанной МВТУ, состоит в том, что относительная скорость перемещения захватов пропорциональна скорости охлаждения в каждый момент времени, что обеспечено адаптивным управлением.

Процедура машинных испытаний предусматривает поочередно сварку серии образцов и одновременное деформиро-

ТАБЛИЦА 6.3

РАСЧЕТНО-СТАТИСТИЧЕСКИЕ ПОКАЗАТЕЛИ СКЛОННОСТИ К ГТ

№ пп.	Параметрическое уравнение	Вид оценки	Область применения
1	$HCS = \frac{C(S + P + Si/25 + 0,01Ni) \cdot 10^3}{3Mn + Cr + Mo + V}$	< 4 — не склонная < 2 — не склонная	Для сталей с $\sigma_B < 700$ МПа Для сталей с $\sigma_B > 700$ МПа
2	$UCS^* = 230(C) + 190(S) + 75(P) + 45(Nb) - 12,3(Si) - 5,4(Mn) - 1$	< 10 — стойкая ≥ 30 — склонная	Nb — микролегированные стали
3	$V_{кр} = 19 - 42(C) - 411(S) - 3,3(Si) + 5,6(Mn) + 6,7(Mo) \text{ [мм/мин]}$	$\geq 6,0$ — стойкая $< 1,8$ — склонная	Легированные стали
4	$\frac{Cr_3}{Ni_3} = \frac{Cr + 1,37(Mo) + 1,5(Si) + 2(Nb) + 3(Ti)}{Ni + 0,31(Mn) + 22(C) + 14,2(N) + Cu}$	$> 1,5$ при $P + S = 0,02 - 0,035$ — стойкая $< 1,5$ при $P + S \geq 0,02$ — склонная	Cr-Ni-аустенитные стали
5	$L = 299(C) + 8(Ni) + 142(Nb) - 5,5(\% \delta-Fe)^2 - 105$	$L > 0$ — склонная	Аустенитно-ферритные стали

вание шва с дискретной варьируемой скоростью перемещения активного захвата. Скорость его перемещения и соответственно относительного перемещения свариваемых кромок повышают до появления ГТ в нескольких образцах.

Сварку стыковых образцов без разделки кромок выполняют в режимах, исходя из условия получения полного провара и обратного валика заданной ширины, а стыковых образцов с разделкой кромок — из условия получения заданной ширины и высоты шва при фиксированной скорости сварки, зависящей от способа сварки: РДС 7,5 м/ч, АрДС 12 м/ч, в CO_2 24 м/ч. При оценке сопротивляемости образованию горячих трещин с целью выбора режима сварки меняют скорость сварки, а мощность источника выбирают из условия получения необходимых габаритов шва.

Механизм деформирования включают для образцов с надрезом — в момент прохождения дуги над вершиной косого надреза, для образцов других типов — после прохождения источника через стык образцов с технологической планкой на расстоянии 18—20 мм. Тонколистовые образцы подвергают динамическому изгибу на оправке в момент выхода оси источника на середину образца. Относительная скорость движения оправки $1 \cdot 10^{-2}$ м/с.

Длительность деформации должна в 1,2—1,5 раза превышать время пребывания металла шва в ТИХ, за исключением динамического деформирования.

Идентификация трещин в образцах после испытания производится по виду излома, а при невозможности излома — другими неразрушающими методами испытаний.

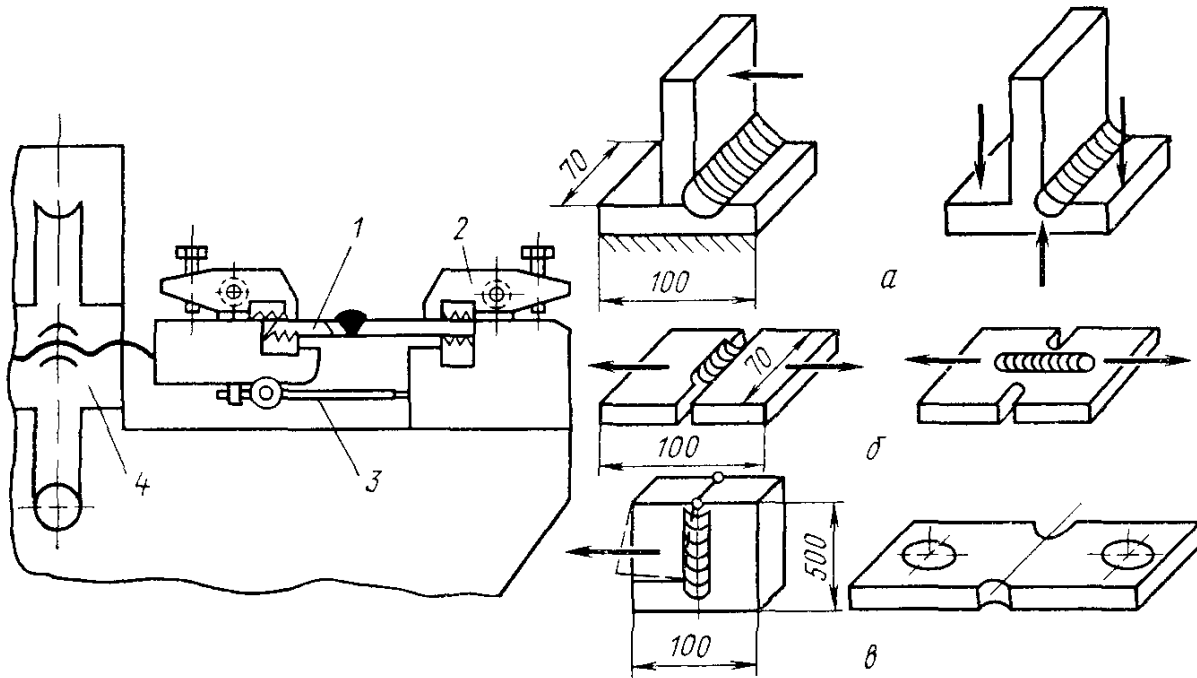


Рис. 6.6. Устройство испытательной машины МИС-1 и схемы испытания свариваемых образцов.
а — изгибом, *б* — растяжением; *в* — образца для ЭШС и имитации термомодеформационного сварочного цикла

В результате испытания 10—15 образцов с дискретным изменением скорости растяжения или трех образцов с градиентным распределением скорости по длине образца находят критическую скорость растяжения (среднее арифметическое из трех минимальных скоростей, при которых образовались трещины), которую принимают за сравнительный показатель сопротивляемости металла образованию ГТ ($V_{кр}$, мм/с) при заданном термическом цикле сварки. Чтобы сравнить сопротивляемость ГТ при различных термических циклах сварки, применяют другой показатель — критический темп растяжения ($B_{кр}$, мм/°С). Он вычисляется по формуле

$$BF_{кр} = V_{кр}/\omega L,$$

где ω — скорость охлаждения металла в интервале $T_c \div (T_c - 100 \text{ } ^\circ\text{C})$; T_c — температура солидуса; L — база измерения деформации.

Если, например, критическая скорость растяжения $V_{кр}$ составляет 9 мм/мин, $L \leq 10$ мм (ширина шва), а скорость охлаждения $\omega = 100$ °С/с, то критический темп растяжения равен

$$B_{кр} = \frac{V_{кр}}{\omega} = \frac{9}{60 \cdot 100 \cdot 10} = 1,5 \cdot 10^{-4} \text{ \%}/^\circ\text{C}.$$

Для испытания металла шва в условиях многопроходной сварки применяют образцы, которые сваривают швом испытуемого состава без растяжения, с последующим переплавом этого шва неплавящимся электродом на $1/5$ часть его высоты и растяжением в процессе переплава до появления ГТ в непереплавленной части шва путем прямого или обратного изгиба образцов.

Испытания растяжением с имитацией термического цикла проводят в фазе охлаждения до $2/3 T_{max}$ на стержневых или пластинчатых образцах, подвергнутых электроконтактному или индукционному нагреву. Рабочая зона таких образцов может иметь строение основного металла или строение сварного шва. Главная особенность таких испытаний — назначение температуры максимального нагрева. Она должна соответствовать минимальной температуре, при которой достигается оплавление границ зерен по их периметру. Это устанавливают по температуре практической потери сопротивления деформированию. По ГОСТ 26 389—84 регламентируется для стали определение T_{max} по температуре снижения прочности до 0,15 кг/мм² путем нагрева под указанным напряжением и фиксации температуры разрушения. Окончание деформации — при $2/3 T_{max}$. Вторая особенность испытания при имитации — учет дилатации образца в ТИХ при определении показателей $V_{кр}$ и $B_{кр}$.

Испытания образцов в ТИХ_{III} проводят в изотермических условиях, с оценкой пластических свойств и сопротивления деформированию с малыми скоростями перемещения активного захвата.

Для испытания динамическим изгибом (*Varestreint*, *Transvarestreint*) применяют серию образцов, проплавленных на $1/3$ толщины при варьировании радиуса оправки. В качестве количественного показателя находят $\epsilon_{кр}$ — критическую величину деформации (%), при которой возникают ГТ кристаллизационного и подсолидусного типа, а также измеряют длину ГТ, являющуюся косвенным критерием протяженности ТИХ_I.

Испытания в ТИХ_{III} проводят по определению показателя критического напряжения, в условиях послесварочной упрочняющей обработки, когда в металле имеют упругие свойства, а запас потенциальной энергии сварного образца и закрепляющих приспособлений ограничен. При этом определяют работу разрушения в ТИХ_{III} и сравнивают ее с металлом, не подвергающимся сварочному воздействию.

В качестве интегрального критерия режима, учитывающего величину отдельных параметров сварки (сила тока, напряжение на дуге, скорость сварки), предложен критерий $R = q \cdot v$ [квт·м/с], каждый сомножитель которого по мере увеличения оказывает негативное влияние на сопротивляемость ГТ при сварке. Его физический смысл — энергозатрата на секундную длину шва. С помощью указанного критерия выявлена типовая зависимость $B_{кр} = f(R)$, представленная на рис. 6.7. В полулогарифмических координатах она имеет линейный характер, подтвержденный при испытаниях многих марок сталей и сплавов на никелевой и алюминиевой основе

Максимум сопротивляемости ГТ имеет место при сварке в оптимальных режимах R_0 , обуславливающих минимальный угол срастания столбчатых кристаллитов в центре шва. При $R_i < R_0$ показатель снижается, так как в центре шва формируется осевой кристаллит, увеличивающий угол срастания между осевым и боковым кристаллитами. При $R_i > R_0$ $B_{кр}$ снижается в результате удлинения сварочной ванны.

При изменении химического состава сплавов изменяется величина максимума функции $B_{кр}$ и интенсивность ее уменьшения по шкале аргумента R , измеряемой углом α наклона функции $B_{кр}(R)$ к оси абсцисс, характеризующим чувствительность сплавов к изменению режима сварки

$$\operatorname{tg} \alpha = \frac{\Delta B}{\Delta R} = \frac{\Delta B}{\lg R_i / R_0} = K_R,$$

где K_R — коэффициент чувствительности сплавов к изменению режима сварки.

В связи с тем, что положение максимума на рис. 6.7 характеризует сопротивляемость ГТ при однотипной схеме кристаллизации, изменение показателя $B_{кр}$ на нисходящей части функции записывается следующей формулой:

$$B_{кр}(R_i) = B_{кр}(R_0) - K_R \lg \frac{R_i}{R_0}.$$

Составляющая $B_{кр}(R_0)$ оценивает сопротивляемость обусловленную химическим составом сплава, на оптимальном режиме

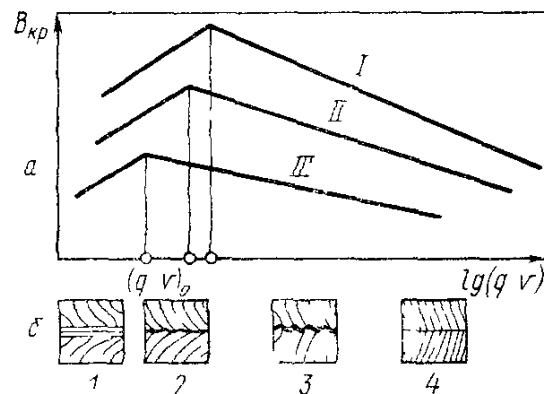


Рис. 6.7. Схема изменения показателя сопротивляемости ГТ металла шва (a) и его структуры (b) при варьировании режимов сварки (qv)

I, II, III — различный химический состав металла шва

1 — шов с осевым кристаллитом 2 — шов с изгибом кристаллитов 3 — шов с разветвленным стыком вершин кристаллитов 4 — шов с плоским стыком вершин кристаллитов

сварки, а составляющая $K \lg \frac{R_i}{R_o}$ — убыль ее для режима R_i . Для полной оценки сплавов рекомендуется величину $V_{кр}(R_o)$ рассчитывать по статистическим зависимостям, а значение коэффициента K определять экспериментально на двух режимах. Тогда по величине $V_{кр}(R_i)$ можно прогнозировать уровень сопротивляемости образованию ГТ во всем диапазоне высокопроизводительных режимов сварки.

6.3.2.3. Оценка склонности к образованию ГТ с помощью технологических проб. При испытаниях с помощью проб на металл воздействуют деформации от усадки шва и формоизмене-

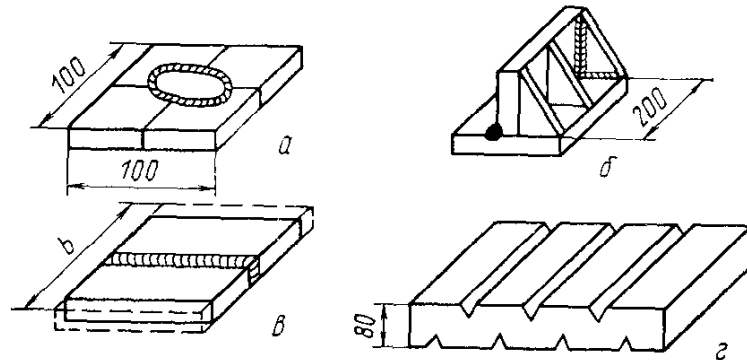


Рис. 6.8. Схемы конструкции образцов технологических проб:

a — с круговым швом; *б* — таврового, *в* — с переменной шириной пластин; *г, з* — со швом в канавку

ния свариваемых образцов. Специальная конструкция и технология сварки образцов обуславливают повышенные темпы высокотемпературной деформации. Некоторые схемы технологических проб приведены на рис. 6.8.

Образец с круговым швом изготавливается из листового металла в виде квадратной пластины с отверстием. При толщине листов ≥ 25 мм применяют составную пластину из четырех пластин, соединенных монтажным швом, с проточкой под круговой шов. Испытуемым является круговой шов или наплавка в круговую канавку.

Образцы с варьируемой шириной применяют в виде комплекта из серий, отличающихся по ширине в пределах от 40 до 200 мм для дуговой сварки и от 10 до 40 мм для лучевой сварки независимо от толщины.

Тавровый образец изготавливается из двух пластин 150×300 и 75×300 толщиной 15—30 мм, соединяемых под прямым углом с помощью двух косынок и монтажных швов. Испытуемый шов сваривают в положении «в тавр» или в «лодочку».

Образец с канавками изготавливается из пластин толщиной ≥ 40 мм. При толщине ≤ 60 мм он приваривается к жест-

кой плите по флангам швом с катетом 20 мм. Канавки изготавливают с шагом 100 мм. При толщине образца ≥ 70 мм канавки выполняют с двух сторон, они могут иметь форму пазов; при этом испытания относят к сварке по щелевой разделке.

Сварка образцов проб производится на минимальных скоростях, указанных в п. 6.3.1.5.

При наличии ГТ металл сварного соединения считают склонным к образованию трещин, а степень склонности определяют относительными коэффициентами длины ГТ, площади ГТ по отношению к шву, а также коэффициентом периодичности — числом трещин на единице длины шва.

При отсутствии ГТ в швах, выполненных на рекомендованных скоростях и режимах сварки (а для образцов с переменной шириной — на образцах максимальной ширины b_{\max}) переходят к сварке более узких образцов либо к применению режимов с увеличенной скоростью сварки и соответственно мощностью дуги для сохранения постоянной высоты шва до появления ГТ.

Степень стойкости оценивают по коэффициенту критической ширины $K_b = \left(1 - \frac{b_{\text{кр}}}{b_{\text{max}}}\right) \cdot 100\%$ и критической скорости сварки. Чем больше эти коэффициенты, тем выше стойкость против ГТ для сравниваемых составов шва.

Скорость сварки меняют в пределах качественного формирования шва. При отсутствии ГТ на всех режимах и образцах любой ширины металл сварного соединения считают стойким против ГТ.

6.3.2.4. Расчетно-экспериментальный метод оценки стойкости против ГТ. Метод имеет два вида: *детерминированный и вероятностный*. При детерминированной оценке находят функцию $V_{\text{кр}}(R)$ путем применения расчетных или машинных методов, а также функцию $V \cdot (R)$ применительно к одной из конструкций технологических проб, описанных в п. 6.3.1.6, адекватной по геометрической жесткости исследуемой конструкции сварного узла. Затем по значениям $K_{\text{ГТ}}$ определяют область режимов ($R_{\min} - R_{\max}$, где $K_{\text{ГТ}} > 0$ и не могут возникнуть ГТ при принятом химическом составе шва.

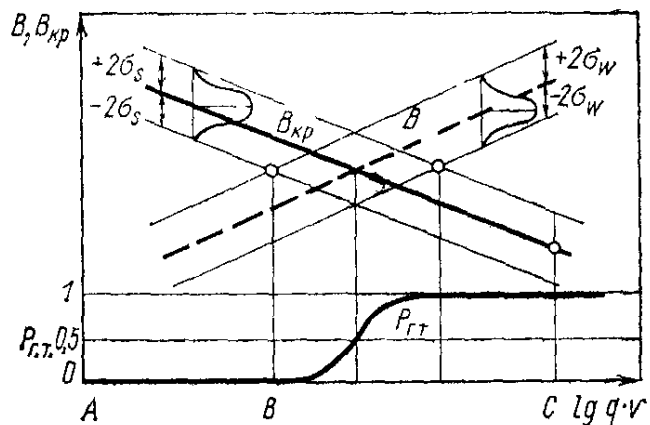


Рис. 6.9. Соотношение между критическим темпом растяжения $V_{\text{кр}}$ и темпом деформации шва V в пробе с круговым швом при варьировании критерия режима qv : область АВ — ГТ нет; область ВС — ГТ есть; $P_{\text{ГТ}}$ — вероятность образования ГТ при действии возмущений; σ_w и σ_s — дисперсия $V_{\text{кр}}$ и V соответственно

Более точно определяется рабочий диапазон режимов при вероятностной оценке стойкости против ГТ. Она отличается тем, что выявляют как значения функций $B_{кр}(R)$ и $B(R)$, так и их дисперсию путем многофакторного эксперимента или расчетного анализа (рис. 6.9)

Это позволяет определить область вероятного образования ГТ при действии технологических возмущений и рассчитать вероятность $P_{ГТ}$ [7]

$$P_{ГТ} = \text{Вер} [W > S] . . .$$

6.4. Холодные трещины (ХТ)

6.4.1. Природа и причины образования ХТ

Холодные трещины (ХТ) объединяют категорию трещин в сварных соединениях, формальными признаками которых являются появление визуально наблюдаемых трещин практически после охлаждения соединения; блестящий кристаллический излом трещин без следов высокотемпературного окисления [8]. ХТ — локальные хрупкие разрушения материала сварного соединения, возникающие под действием собственных сварочных напряжений. Размеры ХТ соизмеримы с размерами зон сварного соединения. Локальность разрушения объясняется частичным снятием напряжений при образовании трещин, а также ограниченностью зон сварного соединения, в которых возможно развитие трещин без дополнительного притока энергии от внешних нагрузок.

Характерными особенностями большинства случаев возникновения ХТ являются следующие:

1) наличие инкубационного периода до образования очага трещин;

2) образование трещин происходит при значениях напряжений, составляющих менее 0,9 кратковременной прочности материалов в состоянии после сварки.

Эти особенности позволяют отнести ХТ к замедленному разрушению материала.

К образованию ХТ при сварке склонны углеродистые и легированные стали [8], некоторые титановые [9] и алюминиевые сплавы [1].

При сварке углеродистых и легированных сталей ХТ могут образоваться, если стали претерпевают частичную или полную закалку. Трещины возникают в процессе охлаждения после сварки ниже температуры 150 °С или в течение последующих нескольких суток. ХТ могут образовываться во всех зонах сварного соединения и иметь параллельное или перпендикулярное расположение по отношению к оси шва. Место образования и направление трещин зависят от состава основного ме-

талла и шва, соотношения компонент сварочных напряжений и некоторых других обстоятельств. В практике холодные трещины в соответствии с геометрическими признаками и характером излома получили определенные названия: «откол» — продольные в ЗТВ, «отрыв» — продольные в зоне сплавления со стороны шва (аустенитного), «частокол» — поперечные в ЗТВ и др. (рис. 6.10). Наиболее частыми являются ХТ вида «откол».

Образование ХТ начинается с возникновения очага разрушения, как правило, на границах аустенитных зерен на околошовном участке ЗТВ, примыкающих к линии сплавления (рис. 6.11). Протяженность очагов трещин составляет несколько

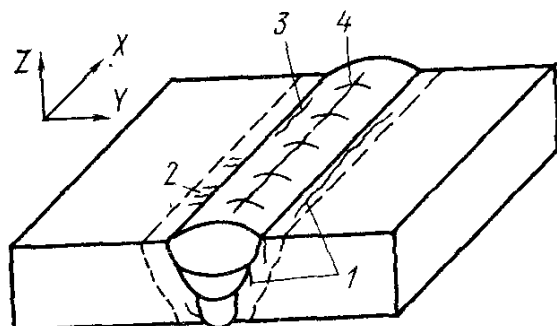


Рис. 6.10. Вид холодных трещин в сварных соединениях легированных сталей: 1 — «откол»; 2 — «частокол»; 3 — «отрыв» 4 — продольные в шве

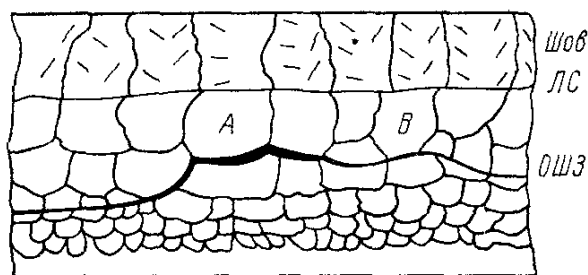


Рис. 6.11. Межкристаллитный характер разрушения на участке очага холодной трещины (А) и смешанный на участке ее развития (В)

диаметров аустенитных зерен. При этом разрушение не сопровождается заметной пластической деформацией и наблюдается как практически хрупкое. Это позволяет отнести ХТ к межкристаллическому хрупкому разрушению. Дальнейшее развитие очага в микро- и макротрещину может носить смешанный или внутризеренный характер.

Отмеченные выше закономерности послужили основанием для формулирования предположительных механизмов разрушения при образовании очагов ХТ. Эти механизмы в разных вариантах включают два основных процесса: низкотемпературную ползучесть [8, 10] и диффузионное перераспределение водорода.

Низкотемпературная ползучесть реализуется путем развития микропластической деформации (МПД) в приграничных зонах зерен [8]. МПД обусловлено наличием в структуре свежезакаленной стали незакрепленных, способных к скольжению краевых дислокаций при действии сравнительно невысоких напряжений. Особенно высока плотность дислокаций в мартенсите непосредственно после воздействия термического цикла. Величина МПД лежит в диапазоне 10^{-6} — 10^{-4} и проявляется при напряжениях выше предела неупругости σ_A (или микроско-

пического предела текучести) (рис. 6.12). МПД является термически активируемым процессом, т. е. ее скорость зависит от температуры и величины приложенных напряжений. После «отдыха» способность закаленной стали к МПД исчезает. Конечные высокая твердость и предел текучести закаленной стали — результат старения, при котором происходит закрепление дислокаций атомами углерода. Особенности развития МПД достаточно хорошо объясняют приведенные выше закономерности замедленного разрушения.

При длительном нагружении по границам зерен развивается локальная МПД. В результате последней реализуется

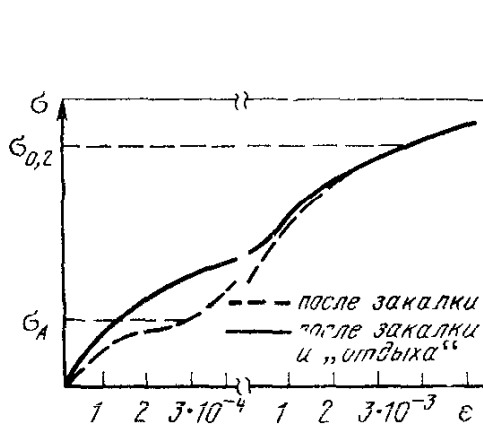


Рис. 6.12. Характер деформирования свежезакаленной стали; σ_A — микроскопический предел текучести [8]

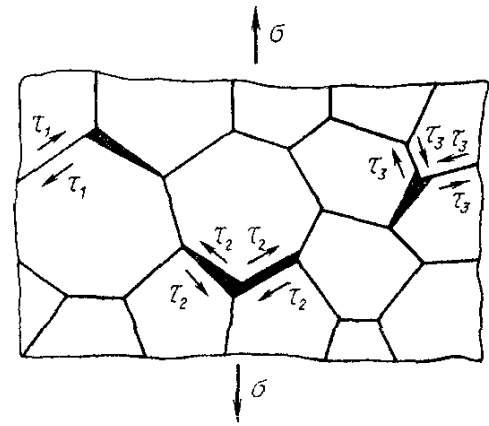


Рис. 6.13. Схема Зингера—Стро образования трещин при проскальзывании по границам зерен

межкристаллическое разрушение по схеме Зинера—Стро, предполагающей относительное проскальзывание и поворот зерен по границам (рис. 6.13).

Действие диффузионного водорода при образовании ХТ наиболее соответствует одному из механизмов обратимой водородной хрупкости [8]. Ее особенность заключается в том, что в условиях медленного нагружения источники водородной хрупкости образуются вследствие диффузионного перераспределения водорода и исчезают через некоторое время после снятия нагрузки. Разновидностью обратимой хрупкости является водородная статическая усталость, которая проявляется при длительном действии постоянных напряжений, превышающих некоторую критическую величину. Для описания процесса разрушения используются различные механизмы: молекулярного давления, адсорбционный, максимальных трехосных напряжений и др. При этом важная роль отводится взаимодействию водорода с дислокациями.

Основными факторами, обуславливающими образование ХТ, являются:

1) структурное состояние металла сварного соединения, характеризующее наличием составляющих мартенситного и бей-

нитного типа (S_d , размером действительного аустенитного зерна (d_3);

2) концентрация диффузионного водорода в зоне зарождения очага трещины (H_d);

3) уровень растягивающих сварочных напряжений I рода ($\sigma_{св}$).

Критическое структурно-водородное и напряженное состояние в ЗТВ, обуславливающее образование ХТ, может быть опи-

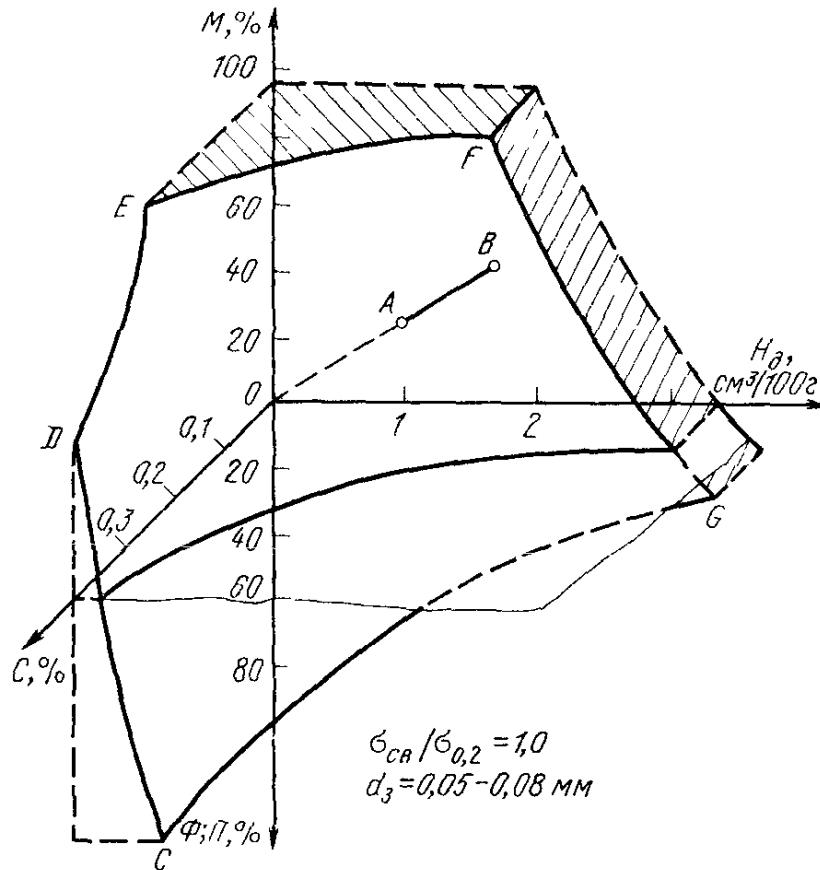


Рис. 6.14. Критическая поверхность (CDEFG), соответствующая сочетанию факторов, обуславливающих склонность сталей к холодным трещинам при сварке; OA — отсутствие трещин; AB — образование трещин

сано регрессионными уравнениями, полученными статистической обработкой результатов испытаний на замедленное разрушение (см. стр. 190) [11, 12]. Критериями критического состояния служат критические значения одного из факторов трещинообразования ($S_{кр}$, $H_{д.кр}$, $\sigma_{р.кр}$) при учете действующих значений других факторов. Уравнения $S_{кр}$, $H_{д.кр}$, $\sigma_{р.кр}$ представляют собой семейство поверхностей в координатах S_d , H_d , C при $\sigma_{св} / \sigma_{0,2} = \text{const}$ (рис. 6.14). Пространству ниже этих поверхностей с определенной вероятностью соответствует отсутствие ХТ в ЗТВ сварного соединения, выше — их образование.

Образование ХТ возможно также при сварке некоторых α и $\alpha + \beta$ титановых сплавов [9]. Механизм и причины образова-

ния трещин в титановых сплавах менее исследованы, чем для случая сварки легированных сталей. Установлено, что они имеют характер замедленного разрушения. При этом период до разрушения значительно больше, чем у сталей, и может достигать несколько десятков суток. Образование трещин связано с метастабильным состоянием металла шва и зоны термического влияния после сварки, обуславливающим их пониженную пластичность.

Склонность технического титана и малолегированных α -сплавов к ХТ связывают с интенсивным ростом зерна при сварке и насыщением газами (H_2 , O_2 , N_2) свыше допустимой концентрации. Водород, имеющий пониженную растворимость в α -фазе (до 0,001 %), способен образовывать хрупкий гидрид титана. Последний образуется со значительным положительным объемным эффектом (15,5 %) и наряду с охрупчиванием металла может привести к повышению уровня микронапряжений 2-го рода. Водород также способен адсорбироваться на границах зерен, снижая их когезионную прочность. Отмечено, что действие водорода усиливается при одновременном насыщении металла сварного соединения кислородом и азотом. Замедленный характер разрушения, по-видимому, объясняется диффузионным перераспределением водорода и релаксационными процессами в зонах локального действия пиков микронапряжений, в том числе и по границам зерен.

Склонность к ХТ наблюдается у $\alpha + \beta$ -сплавов титана, легированных главным образом эвтектоиднообразующими β -стабилизирующими элементами (Fe, Cr, Mn и др.). Образование трещин связывают с выделением в процессе фазовых превращений хрупких фаз. В процессе охлаждения после сварки при распаде β -фазы возможно образование метастабильных α' , $\beta_{(ост)}$ и хрупкой ω -фаз, а также хрупких интерметаллидных соединений. Образование интерметаллидов возможно при переходе метастабильных фаз со временем в стабильное состояние. Выделение ω -фазы и интерметаллидов на границах зерен ведет к снижению пластичности и повышению склонности к образованию ХТ.

Рост зерна в указанных сплавах ограничен в связи с относительно высокой концентрацией легирующих элементов. Охрупчивающее действие водорода проявляется в меньшей степени у этих сплавов по сравнению с α -сплавами, поскольку растворимость водорода в β -фазе на несколько порядков больше, чем в α -фазе. Замедленный характер разрушения, по-видимому, объясняется развитием во времени превращений в метастабильных фазах и релаксационными процессами в зонах действия межфазных напряжений на границах зерен.

Склонность к ХТ наблюдается при сварке некоторых высоколегированных термоупрочняемых алюминиевых сплавов си-

стем Al—Mn—Zn и Al—Zn—Mg—Cu [1]. Природа и механизм образования трещин еще недостаточно исследованы. Их возникновение связывают с выделением хрупких интерметаллидных фаз в процессе старения при охлаждении при сварке и в послесварочный период. В результате дисперсионного твердения имеет место относительное упрочнение тела зерна по отношению к приграничным зонам. В процессе релаксаций сварочных напряжений происходит локальное накопление пластических деформаций на границах зерен, их перенапряжение и замедленное разрушение.

6.4.2. Способы и критерии оценки склонности к ХТ

Способы оценки склонности к трещинам можно классифицировать по следующим основным признакам:

- 1) характеру процедуры оценки — на косвенные и прямые;
- 2) характеру показателей склонности — на качественные, полуколичественные и количественные;
- 3) характеру использования показателей склонности — сравнительные и прикладные.

Косвенные способы позволяют получать оценку склонности к трещинам расчетным путем без непосредственного испытания материалов.

Прямые способы предусматривают сварку технологических проб, специализированные испытания сварных соединений или образующих его материалов в условиях, имитирующих сварочные.

Критерии оценки или показатели склонности к трещинам, как правило, выражаются через характеристики одного или совокупности изменяющихся факторов, обуславливающих образование трещин. Качественные критерии не имеют количественного выражения и по существу имеют смысл «материалы склонные» или «несклонные» к трещинам. Количественные критерии имеют численное выражение, связанное с изменением одного из факторов, контролирующих процесс образования трещин, и однозначно оценивают склонность (стойкость или сопротивляемость) к трещинам. Если при определении показателей склонности к трещинам одновременно изменяются несколько активных факторов, а критерий оценки является числовой характеристикой одного из них, то есть следует считать полуколичественным.

Способы оценки, критерии которых могут быть использованы только для сопоставления материалов или технологических вариантов сварки по их склонности к трещинам, относят к сравнительным. Количественные критерии, которые могут быть использованы для оценки стойкости сварных соединений конструкций против трещин, относят к прикладным.

6.4.2.1. *Расчетные методы.* При разработке расчетных методов применяют два основных методических подхода. Первый используют параметрические уравнения, полученные статистической обработкой экспериментальных данных. Они связывают выходные параметры (показатель склонности к трещинам, требуемую температуру подогрева и другие) с входными параметрами (химическим составом, режимом сварки и другие) без анализа физических процессов в металлах при сварке, обуславливающих образование трещин. Поэтому их применение ограничено областью, в пределах которой изменялись входные параметры при проведении экспериментов. При этом часто не учитывается все многообразие факторов, влияющих на образование трещин, в том числе и существенно значимых. Второй предусматривает анализ физических процессов в металлах при сварке, обуславливающих образование трещин. В этом случае используются концептуальные физические модели процесса разрушения при образовании трещин, аналитические зависимости законов металлофизики, регрессионные уравнения, описывающие характеристики и константы материалов на основе статистической обработки опытных данных. Такие расчетные методы имеют более универсальный характер, чем параметрические уравнения, и позволяют учитывать достаточно широкий ряд металлургических, технологических и геометрических факторов. Выполнение расчетов производится с помощью ЭВМ.

В настоящее время широко используются следующие параметрические уравнения:

1. Расчет значения эквивалента углерода $C_{\text{ЭКВ}}$

$$C_{\text{ЭКВ}} = C + \frac{\text{Mn}}{6} + \frac{\text{Si}}{24} + \frac{\text{Ni}}{10} + \frac{\text{Cr}}{5} + \frac{\text{Mo}}{4} + \frac{\text{V}}{14} + 5\text{B}, \quad (6.2)$$

где символы элементов и их содержание в %.

Стали, у которых $C_{\text{ЭКВ}} \geq 0,45\%$, считаются потенциально склонными к образованию трещин. $C_{\text{ЭКВ}}$ является обобщенным параметром состава стали, характеризующим ее прокаливаемость. При $C_{\text{ЭКВ}} \geq 0,45\%$ при сварке становится возможным образование закалочных структур в металле сварного соединения, что при условии насыщения металла водородом и высоких сварочных напряжений может привести к образованию холодных трещин. Значение $C_{\text{ЭКВ}}$ вне связи с этими условиями не может служить показателем действительной склонности сварного соединения к трещинам.

2. Расчет параметра трещинообразования P_w , % [5, 8]

$$P_w = P_{\text{см}} + \frac{H_{\text{гл}}}{60} + \frac{K}{40 \cdot 10^4}, \quad (6.3)$$

$$P_{\text{см}} = C + \frac{\text{Si}}{30} + \frac{\text{Mn}}{20} + \frac{\text{Cr}}{20} + \frac{\text{Cu}}{20} + \frac{\text{Ni}}{60} + \frac{\text{Mo}}{15} + \frac{\text{V}}{15} + 5\text{B}, \%$$

где $H_{\text{гл}}$ — количество диффузионного водорода в металле шва, установленное глицериновым методом, мл/100 г (соотношение с ртутным методом МИС $H_{\text{гл}}=0,64 H_{\text{мис}}-0,93$); K — коэффициент интенсивности жесткости, Н/(мм·мм) ($K=K_0\delta$; K_0 — постоянная, имеющая значения в пределах 200—1000 Н/(мм²×мм) в зависимости от жесткости конструкции, для пробы Тэккен 685; δ — толщина стали, мм.

При $P_w > 0,286$ возможно образование холодных трещин в зоне термического влияния в корне шва сварного соединения типа пробы «Тэккен». Уравнение (6.3) получено статистической обработкой результатов испытаний с помощью пробы «Тэккен» применительно к низколегированным сталям с содержанием углерода 0,07—0,22 % с пределом текучести 500—700 МПа при сварке с $q/v=17$ кДж/см. Использование (6.3) возможно для указанных составов стали и режима сварки.

Параметр P_w используют для расчета предварительной температуры подогрева, исключаяющей трещины: $T_{\text{п}}=1440 P_w-392$. Например, при $P_w=0,286$ $T_{\text{п}}=20$ °С; при $P_w=0,345$ (сталь 0,20 % С; 0,30 % Si; 0,80 % Mn; 0,2 % Cr; $H_{\text{гл}}=3$; $\delta=20$ мм) $T_{\text{п}}=105$ °С.

3. Расчет стойкости против холодных трещин стыковых сварных соединений жестко закрепленных элементов может быть выполнен с помощью компьютерных программ [11, 12]. Программный комплекс «Свариваемость легированных сталей» позволяет выполнить расчеты кинетики физических процессов и их выходных параметров, определяющих показатели свариваемости.

Путем сопоставления действительных и критических значений факторов трещинообразования (структуры, водорода и напряжений) оценивается стойкость сварных соединений против трещин (рис. 6.14).

Например: $\sigma_{\text{св}} < \sigma_{\text{кр}}$ — условие стойкости ЗТВ сварных соединений против образования холодных трещин; $\sigma_{\text{кр}} = \sigma_{0,2(\text{ЗТВ})} (2,753 - 0,51 H_{\text{д}} d_3 + 0,307 C \times H_{\text{д}} + 0,017 H_{\text{д}}^2 - 4,186 C - 0,005 S_{\text{д}} - 4,457 d_3 + 10,213 C \cdot d_3 - 0,54 H_{\text{д}} + 0,005 C \cdot S_{\text{д}} + 0,005 S_{\text{д}} \cdot d_3 + 1,021 C^2 + 0,058 d_3^2)$.

где $\sigma_{\text{кр}}$ — критическое разрушающее напряжение, регрессионное уравнение для которого получено статистической обработкой результатов испытаний сталей на замедленное разрушение в условиях термического цикла сварки; $\sigma_{0,2(\text{ЗТВ})}$ — предел текучести ЗТВ; % С — содержание углерода; $S_{\text{д}}$ — действительное содержание структурных составляющих («+» $S_{\text{д}}$ — мартенсит, остальное бейнит; «-» $S_{\text{д}}$ — ферритоперлит, остальное бейнит); d_3 — диаметр действительного аустенитного зерна, мм; $H_{\text{д}}$ — действительная концентрация хромографического диффузионного водорода в ЗТВ, см³/100 г. Действительные значения параметров рассчитаны на основе анализа физических процессов в металле при сварке.

Если условие стойкости против трещин не обеспечивается, то в автоматическом режиме счета определяются значения погонной энергии сварки, температуры подогрева, исходное содержание водорода в шве и жесткость закрепления свариваемых элементов.

мых элементов, которые обеспечивают отсутствие холодных трещин. Математические соотношения и модели, используемые в программе, рассмотрены в III томе справочника по сварке в разделе «Расчетные методы».

6.4.2.2. Сварочные технологические пробы. Технологические пробы по характеру использования получаемых результатов

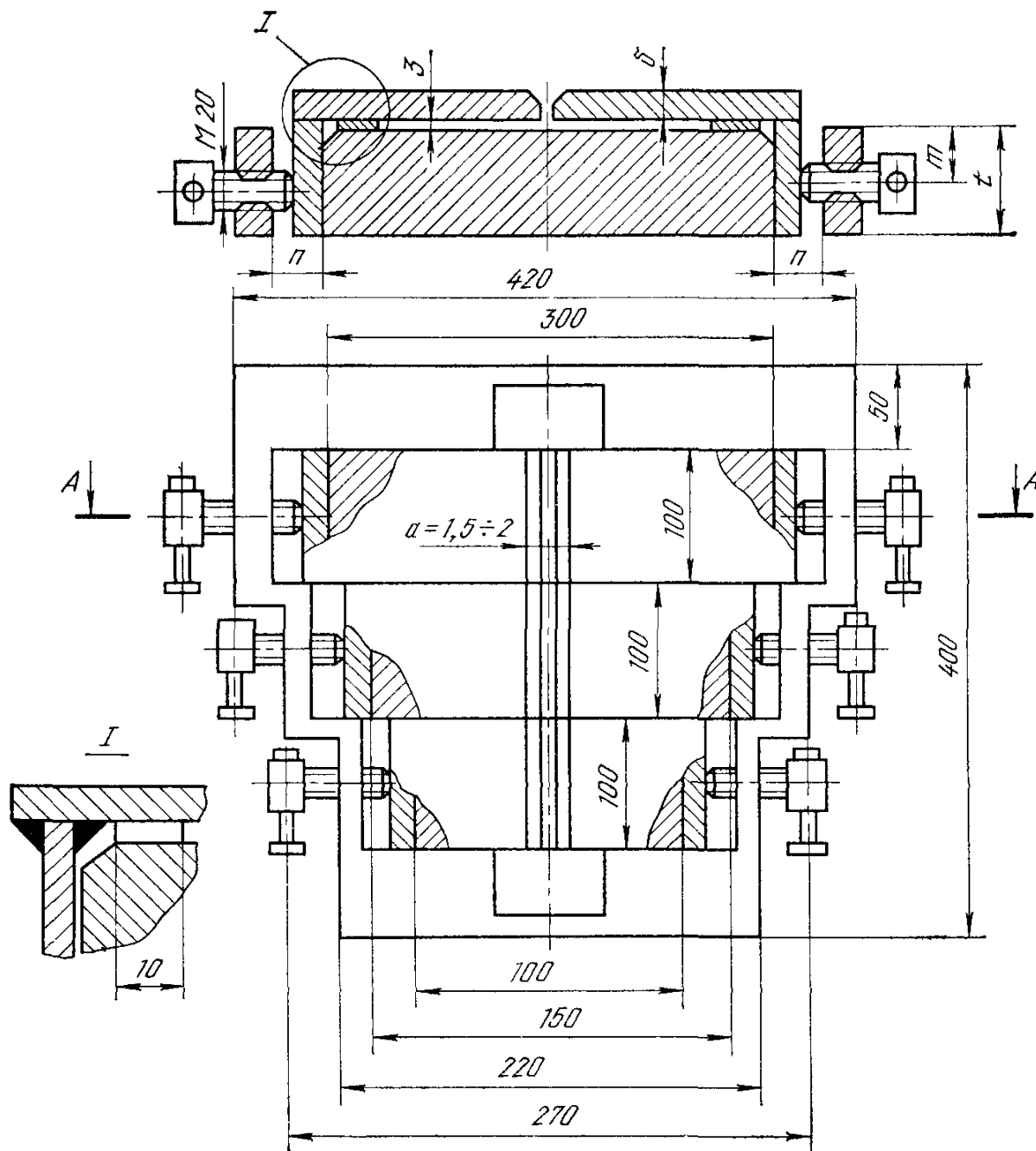


Рис. 6.15. Технологическая сварочная проба СЭВ-19ХТ для испытаний на образование холодных трещин

δ	m	t	n
12, 16, 20	30	60	35
30, 40	50	100	50

можно разделить на пробы лабораторного и отраслевого назначения. Первые дают сравнительную оценку материалам или технологическим вариантам безотносительно к определенному виду сварных конструкций. Они служат для рассортировки материалов и исследования влияния различных факторов на склонность к трещинам. Пробы отраслевого назначения позволяют получать прикладную оценку материалов в условиях максимально приближенных к конструктивным, технологическим и климатическим условиям изготовления сварных конструкций определенного вида. С их помощью выбирают материалы и технологию, обеспечивающие стойкость сварных соединений против трещин.

Проба СЭВ—19ХТ (ГОСТ 26388—84) — набор трех плоских прямоугольных составных образцов толщиной 12—40 мм с различной общей длиной свариваемых элементов 100, 150 и 300 мм, жестко закрепленных по концам (рис. 6.15). Для закрепления образцов к ним предварительно привариваются специальные концевики. Перед сваркой образцы закрепляются в зажимном приспособлении, представляющем массивную плиту с прорезями, в которые помещаются концевики и закрепляются прижимными болтами. Сварка пробы выполняется однопроводным швом одновременно всех трех образцов. После сварки проба выдерживается в закрепленном состоянии в течение 20 ч. После освобождения пробы из приспособления в ее образцах выявляются холодные трещины различными видами контроля, в том числе путем травления поверхности и корня шва и зоны термического влияния 5 %-ным водным раствором азотной кислоты. После просушки образцы разрушают. Протравленные части излома, выявленные визуальным осмотром с помощью лупы с увеличением $\times 3$, принимают за образовавшиеся при испытании трещины.

За количественный показатель склонности к холодным трещинам принимают максимальную длину свариваемых элементов, в которых образовались трещины. Показатель устанавливают по двум одинаковым результатам испытаний трех проб.

Проба «Тэккен» (ГОСТ 26388—84) — плоский прямоугольный образец толщиной 12—40 мм с продольной прорезью в центре, оформленной в виде У-образной разделки (рис. 6.16). Образец сваривается в свободном состоянии и выдерживается после сварки 20 ч. Применение пробы, как правило, ограничи-

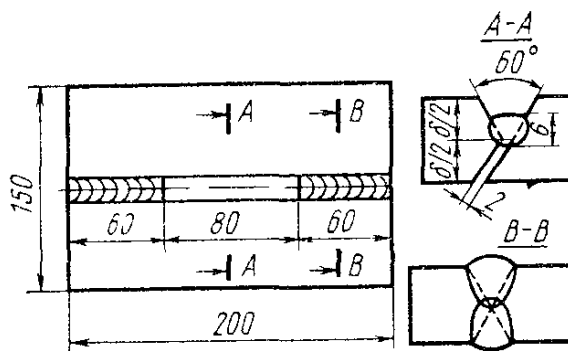


Рис. 6.16. Технологическая сварочная проба «Тэккен»

вается сваркой ручной покрытыми электродами и в защитных газах. Трещины образуются в корневой части сварного соединения в результате действия высоких усадочных напряжений. Обязательное условие работы пробы — наличие непровара в корне шва, который служит концентратором напряжений. Наличие трещин выявляется различными методами контроля, в том числе и протравливанием раствором кислоты с последующим изломом образца.

При образовании трещин в качестве дополнительного сравнительно-количественного показателя принимают процентное отношение суммарной длины трещины к длине шва или площадь трещины к площади сечения шва. За количественный по-

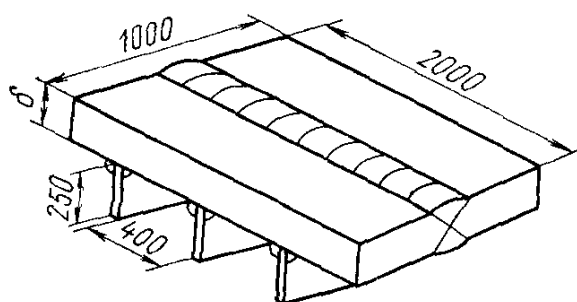


Рис. 6.17. Технологическая сварочная проба ЦНИИТС

казатель стойкости против трещин принимают температуру подогрева, при которой уже не образуется трещин.

Проба ЦНИИТС [5, 8] имеет отраслевое назначение применительно к судостроению. Представляет собой натурный образец, воспроизводящий многослойное стыковое соединение судовых корпусных конструкций (рис. 6.17).

Сварку пробы выполняют по технологии, принятой при производстве подобного рода конструкций. Через сутки после сварки проба с помощью анодно-механической резки разрезается на заготовки для изготовления из них продольных, послойных и поперечных шлифов. Шлифы после травления исследуют визуально с помощью лупы с увеличением $\times 3$ на наличие трещин.

Количественным показателем стойкости сварных соединений против трещин служит численное значение начальной температуры пробы перед сваркой, начиная с -25°C , при которой уже не образуются трещины.

6.4.2.3. Методы специализированных механических испытаний сварных образцов. Методы специализированных механических испытаний сварных образцов (или «машинные» методы) основаны на доведении зоны металла термического влияния или металла шва до образования холодных трещин под действием напряжений от внешней длительно действующей постоянной нагрузки [8]. При испытаниях серию образцов нагружают различными по величине нагрузками непосредственно после окончания сварки и выдерживают их под нагрузкой в течение 20 ч. За сравнительный количественный показатель сопротивления металла сварных соединений трещинам принимают минимальное растягивающее напряжение от внешней нагрузки $\sigma_{p. min}$, при которой начинают образовываться трещины.

Показатели сопротивляемости трещинам, получаемые с помощью машинных испытаний, оценивают только *технологическую прочность* металла сварных соединений. Они могут использоваться для сравнения материалов и технологических вариантов сварки, однако они не применимы непосредственно для оценки стойкости против трещин сварных соединений кон-

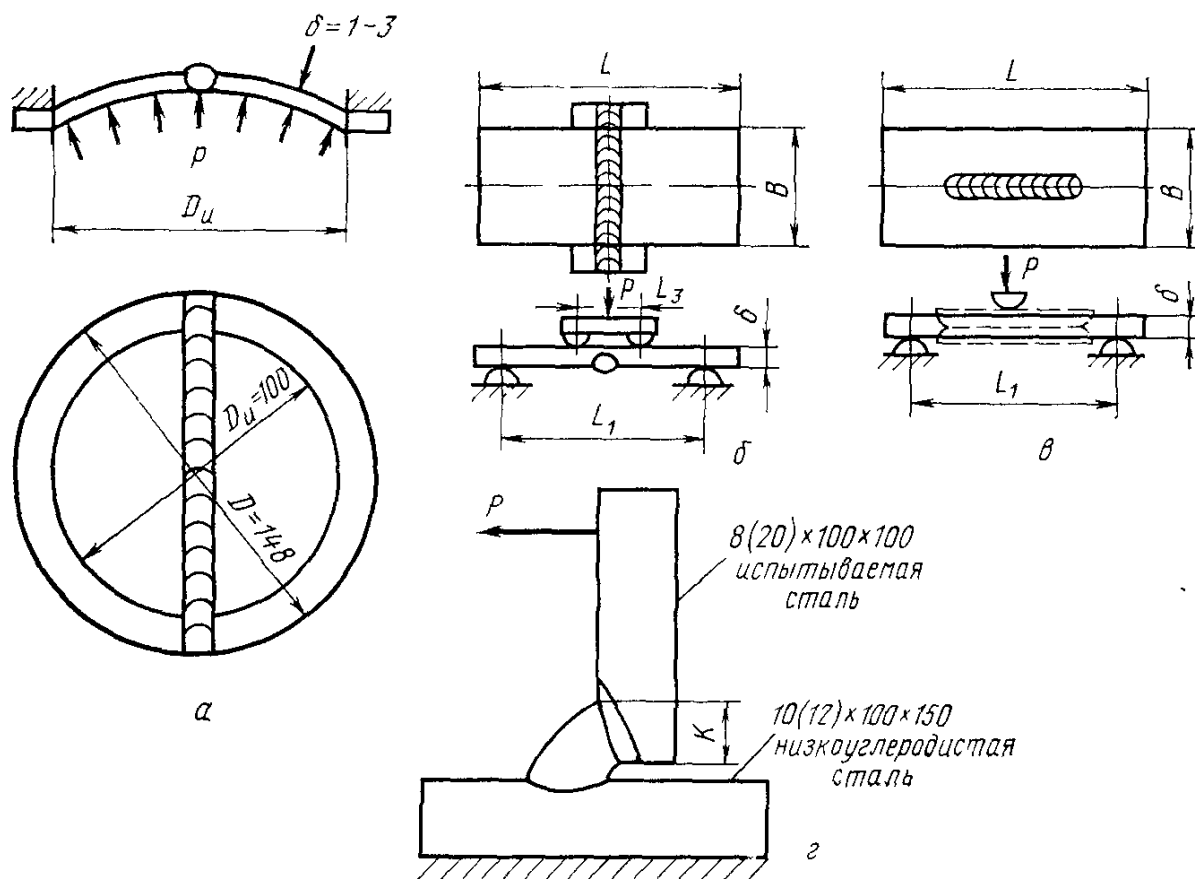


Рис. 6.18. Образцы и схема нагружения при испытании по методу ЛТП2-3: а — толщины 1—3 мм, изгиб распределенной нагрузкой; б, в — толщины 8—20 мм, четырехточечный изгиб вдоль шва и поперек шва соответственно; г — толщины 8—20 мм, консольный изгиб

струкций, так как для оценки стойкости необходим учет величины действующих сварочных напряжений.

Метод ЛТП2 (ГОСТ 26388—84) предусматривает испытание нескольких типов сварных образцов: плоских круглых толщиной 1—3 мм с диаметральным швом по схеме изгиба, жестко заделанной по контуру пластинки распределенной нагрузкой, плоских прямоугольных толщиной 8—20 мм с поперечным или продольным швом по схеме четырехточечного изгиба, тавровых толщиной 8—20 мм по схеме консольного изгиба (рис. 6.18). Разрушающие напряжения определяют приближенно по соотношениям теории упругости:

для плоских круглых образцов

$$\sigma_{x(y)} = 0,12 \left(\frac{D_{\text{н}}}{\delta} \right)^2 p = 0,0044 \frac{1}{E} \left(\frac{D_{\text{н}}}{\delta} \right)^6 p^2, \text{ МПа;}$$

для плоских прямоугольных образцов

$$\sigma = 0,65 \frac{12E\delta (f_m - f_0)}{2L_1^2 + 2L_1L_3 - L_3^2}, \text{ МПа};$$

где f_m — прогиб в центре образца на базе L_1 , м; f_0 — остаточный прогиб в центре образца на базе L_1 после снятия нагрузки, м; δ — толщина стали, м

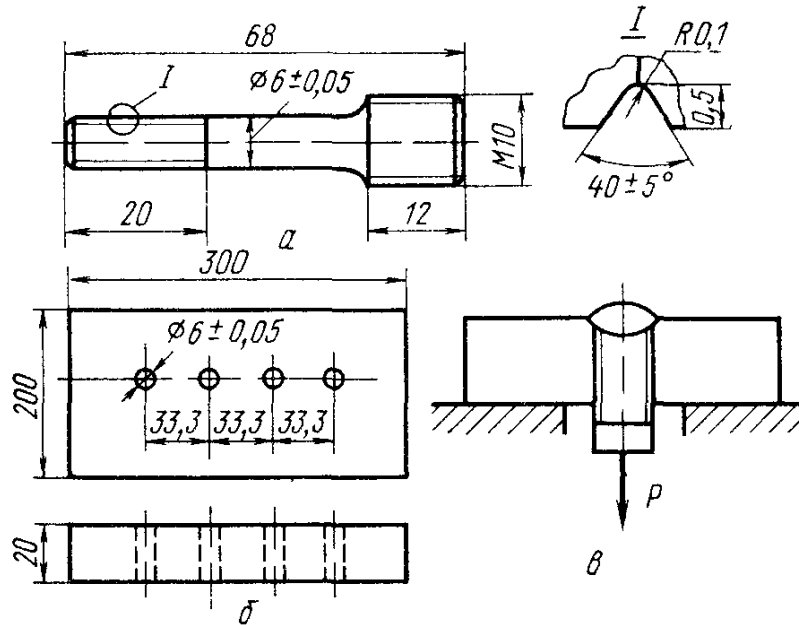


Рис 6.19 Образец вставка (а), пластина под сварку (б) и схема нагружения образца (в) по методу «Имплант»

для тавровых образцов

$$\sigma = \frac{6M_{\text{изг}}}{bk_{\text{ср}}^2}, \text{ МПа},$$

где $M_{\text{изг}}$ — изгибающий момент, МПа·м; b — ширина образца, м; $k_{\text{ср}}$ — средний катет углового шва на стенке таврового образца по пяти измерениям вдоль шва, м.

При напряжениях выше предела текучести основного металла точность расчета по приведенным соотношениям существенно снижается, так как они не учитывают пластического течения металла.

Метод «Имплант» [8,2] (ГОСТ 26388—84) предусматривает испытание цилиндрического образца — вставки (импланта) с винтовым надрезом, который монтируется в отверстие пластины и частично переплавляется наплавленным на пластину сварным валиком (рис. 6.19). Сварочный термический цикл регулируют, изменяя погонную энергию сварки. За стандартный принят цикл, характеризуемый временем охлаждения от 800 до 500 °С ($t_{8/5}$), равным 10 с. В процессе охлаж-

дения в диапазоне 150—100 °С образцы нагружают постоянным растягивающим усилием. Разрушающие напряжения рассчитывают приближенно относительно поперечного сечения образца в надрезе без учета концентрации напряжений.

Метод ЛТП-3 [8] предусматривает моделирование (имитацию) сварочных термических и термомодеформационных циклов в образцах основного металла, последующее их наводороживание и испытание на замедленное разрушение. Испытываются плоские образцы $1,5 \times 10 \times 100$ с боковым надрезом $0,2 \times 3$ путем четырехточечного изгиба постоянным длительно действующим моментом (рис. 6.20). Под нагрузкой образцы выдерживаются 20 ч. Имитация сварочных циклов производится проходящим

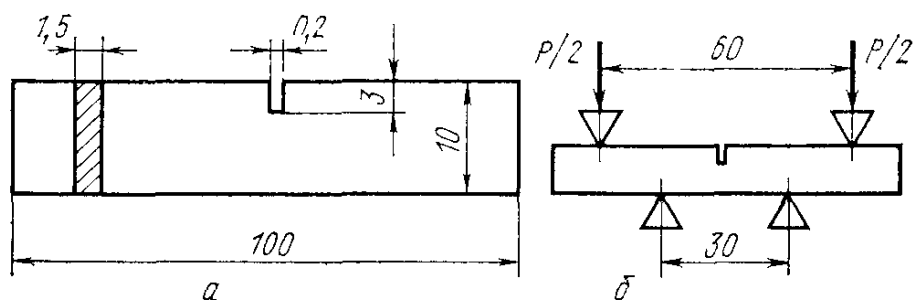


Рис 6.20 Образец (а) и схема нагружения (б) при испытании на замедленное разрушение по методу ЛТПЗ

электрическим током, наводороживание — электролитическим способом, надрез после наводороживания — тонким наждачным кругом. За количественный показатель сопротивляемости замедленному разрушению принимается минимальное среднее напряжение, приводящее к образованию трещины в сечении с надрезом ($\sigma_{р\ min}$). Расчет разрушающего напряжения выполняется приближенно по соотношению для упругого нагружения бруса по схеме чистого изгиба. Поэтому показатель используется для сравнения влияния исследуемых факторов (состава, структуры, концентрации водорода и др.).

За рубежом применяют аналогичные испытания на замедление разрушения по методам «Терморестор» [29] и «Smith-weld» [30].

6.5. Ламелярные трещины

6.5.1. Природа и причины образования трещин

Ламелярные трещины — трещины в ЗТВ, образующиеся параллельно поверхности свариваемых листов, имеющие ступенчатый (каскадный) характер. Визуально наблюдаются после окончания сварки и завершения охлаждения. Излом трещин хрупкий, без следов окисления, большую часть которого

составляют плоские древовидные участки (имеющие вид расщепленного дерева). Эти участки совпадают со слоистостью металла, образующейся в результате прокатки, и по этой причине трещины получили название ламелярных (слоистых трещин или слоистого растрескивания). Образуются, как правило, в угловых и тавровых соединениях низколегированных сталей мартеновской и конвертерной выплавки под действием сварочных напряжений, направленных по толщине свариваемых листов. По многим внешним признакам напоминают холодные трещины, поэтому часто рассматриваются как таковые. При этом по мере увеличения содержания углерода в стали становится возможным одновременное образование ламелярных и холодных трещин, а при содержании $C > 0,30\%$ преимущественно образуются холодные трещины. В последнем случае сопротивляемость холодным трещинам существенно ниже, чем ламелярным.

Исследованиями многих авторов установлено, что образование ламелярных трещин связано с наличием в металле вытянутых плоских неметаллических включений типа сульфидов и силикатов [2,8]. Существует ряд предположений о механизме разрушения при возникновении ламелярных трещин: механическое отделение неметаллических включений от металлической матрицы вследствие слабого их сцепления, отрыв неметаллических включений в результате различной величины термического расширения и сокращения металла и включений, охрупчивающего действия водорода, концентрирующегося на межфазной поверхности и др. При этом важную роль играют концентрация напряжений у заостренных концов включений, их длина в отношении к критической для дальнейшего распространения, подкалка и охрупчивание водородом металлической матрицы в ЗТВ.

Для предотвращения ламелярных трещин применяют конструктивные и технологические мероприятия: выбор конструкции сварного узла, при котором сварочные напряжения по направлению толщины листа минимальны, предварительный и последующий подогрев, наплавка на свариваемые кромки. Наиболее эффективный способ — повышение качества стали главным образом за счет снижения содержания серы.

6 5.2. Способы и критерии оценки

Поскольку отмечено сходство ламелярных и холодных трещин по ряду внешних признаков и зависимости от одних и тех же основных факторов (подкалка ЗТВ, водород, сварочные напряжения 1-го рода), то и многие способы оценки склонности к ламелярным трещинам подобны применяемым в отношении холодных трещин. При этом учитывается специфика их распо-

ложения параллельно поверхности свариваемых листов, а также то, что наибольшая плотность неметаллических включений имеет место в срединной части листов. Для оценки склонности к ламелярным трещинам применяют сварочные технологические пробы, машинные испытания сварных образцов или основного металла.

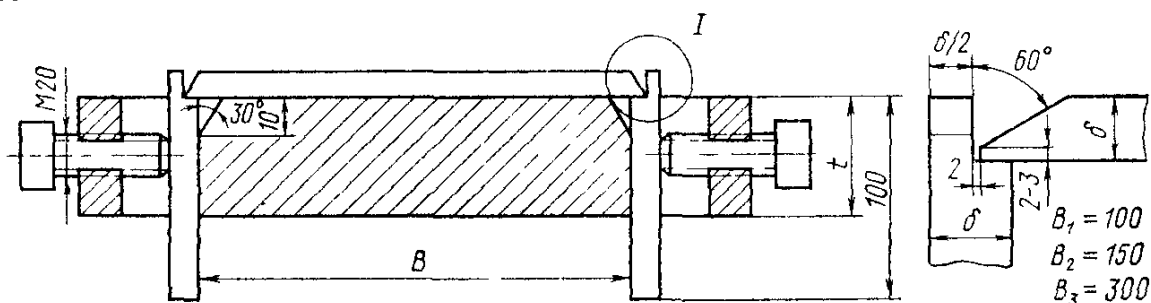


Рис. 6.21. Технологическая сварочная проба СЭВ—19ХТ для испытаний на образование ламелярных трещин

Проба СЭВ — 19ХТ, модифицированная с учетом особенностей ламелярных трещин, может быть использована для оценки склонности к их образованию (рис. 6.21) [13]. При испытаниях сваривается угловое соединение.

Метод ЛТП2-3 с использованием таврового сварного образца — один из эффективных методов определения сопротивляемости стали ламелярным трещинам (§ 6.2.3.2.3). Процедура испытаний и показатель сопротивляемости аналогичны испытаниям на холодные трещины.

Метод «Веритас» [2]. Основан на механическом испытании листового металла, при котором растягивающие усилия прикладываются вдоль

толщины листа. Образцы изготавливают из заготовок, получаемых путем приварки перпендикулярно поверхностям листа пластин-концевиков. При этом используют сварку трением, контактную, ручную дуговую. Заготовки разрезают на части, из которых механическим путем изготавливают образцы с круглым или квадратным сечением (диаметр или сторона квадрата около 0,6 толщины листа) (рис. 6.22). Испытывают шесть образцов, вырезанных из одного участка пластины.

В результате испытаний определяют среднее относительное поперечное сужение ψ_z , которое и принимается за показатель

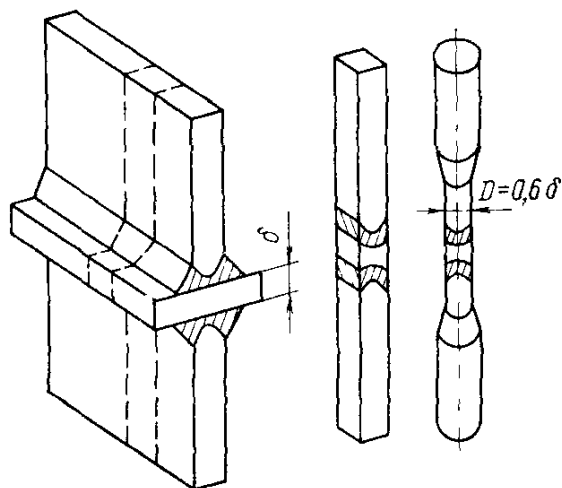


Рис. 6.22. Образцы для испытаний по методу «Веритас»

сопротивляемости ламелярным трещинам. Потенциальная склонность к трещинам при сварке проявляется при $\psi_z < 20\%$, особо высокая стойкость $\psi_z \geq 30\%$. Однако эти показатели не позволяют судить об образовании трещин в конкретных сварных соединениях.

6.6. Трещины повторного нагрева

6.6.1. Природа и причины образования трещин

Трещины повторного нагрева образуются в процессе высокого отпуска сварных соединений с целью снятия сварочных напряжений. Они характерны для низколегированных и легированных сталей, в особенности для перлитных жаропрочных Cr — Mo — V сталей. Трещины представляют межкристаллическое разрушение в крупнозернистой части ЗТВ. Критический интервал температур растрескивания 500—700 °С.

Образование трещин связывают с локальной пластической деформацией ползучести, обуславливающей релаксацию (снятие) сварочных напряжений. Нагрев и выдержка в критическом интервале температур приводят к выделению мелкодисперсных частиц карбидов в теле зерен. Упрочнение последних способствует развитию пластической деформации преимущественно в приграничных областях зерен. В результате относительного смещения зерен на их стыках появляются пики микронапряжений, которые являются причиной зарождения очагов микротрещин. Образование микротрещин облегчается сегрегацией примесей на границах зерен, снижающих их когезионную прочность (прочность сцепления).

Склонность к трещинам повторного нагрева зависит от состава стали, микроструктуры ЗТВ и величины остаточных сварочных напряжений. Наличие в составе Cr, Mo, V, а также Cu, Ti, Nb и примесей P, S, Sn, As, Sb и др. способствует появлению склонности к растрескиванию.

Меры предотвращения трещин повторного нагрева предусматривают выбор рационального легирования стали, особенно уменьшение до возможного минимума содержания Mo и V, снижение уровня остаточных напряжений в сварных узлах и повышение температуры отпуска свыше 700 °С.

6.6.2. Способы и критерии оценки

Расчетные методы. Потенциальную склонность сталей к трещинам повторного нагрева при высоком отпуске сварных конструкций ориентировочно оценивают с помощью параметрических уравнений.

Одно из них [2] имеет вид: $\Delta GL = Cr + 3,3Mo + 8,1V + 10C - 2$, где символы легирующих элементов означают их содержание в %.

Если параметр $\Delta GL > 2$, то при высоком отпуске возможно образование трещин повторного нагрева.

Технологические пробы. Качественную оценку склонности к трещинам повторного нагрева получают путем использования жестких технологических проб типа «Тэккен», которые после сварки подвергают высокому отпуску в течение 5—15 ч. Подобные испытания выполняют с использованием проб других конструкций, в которых сварные соединения жестко закрепленных элементов имеют высокие сварочные напряжения. В указанных пробах металл ЗТВ испытывается в режиме релаксации напряжений. По результатам испытаний исследуемые стали разделяют на склонные и не склонные к трещинам.

Машинные испытания. Метод Винкиера [2] (стандарт СЭВ 01.106.18—87) предусматривает испытание образцов основного металла диаметром 6 мм, которые после имитации сварочного термического цикла в процессе повторного нагрева и выдержки при температурах высокого отпуска (500—600 °С) деформируются со скоростью 0,5—0,05 мм/мин до разрушения.

За показатель сопротивляемости трещинам принимается относительное сужение ψ . На основании анализа полученных результатов установлено, что особо высокая потенциальная склонность к трещинам соответствует $\psi < 5\%$, а отсутствие склонности к трещинам при $\psi > 20\%$. Однако эти показатели не позволяют судить об образовании трещин в конкретных сварных соединениях при их отпуске.

6.7. Хрупкие разрушения

6.7.1. Природа и причины разрушений

Хрупкое разрушение характеризуется тем, что оно не сопровождается заметной пластической макродеформацией и происходит при действии средних напряжений, не превышающих предела текучести. Траектория разрушения близка к прямой, излом нормален к поверхности и имеет кристаллический характер. Хрупкое разрушение, как правило, является внутрикристаллическим. Разрушение в большинстве случаев происходит под действием нормальных напряжений и распространяется вдоль наименее упакованной кристаллографической плоскости, называемой плоскостью скола (отрыва). Однако при некоторых условиях эксплуатации (водородное насыщение, коррозия и др.) хрупкое разрушение может быть межкристаллит-

ным. Хрупкое разрушение часто происходит внезапно и распространяется с большой скоростью с малыми затратами энергии. В ряде случаев оно приводит к катастрофическим разрушениям сварных конструкций в процессе эксплуатации.

Металлы и сплавы с о. ц. к. решеткой разрушают пластично (вязко) или хрупко в зависимости от состава и условий эксплуатации. Примеси и легирующие элементы, блокирующие подвижность дислокаций, повышают склонность к хрупкому разрушению. Переход от пластичного к хрупкому разрушению может произойти при снижении температуры, увеличении скорости деформирования и остроты надреза до определенных пределов, характерных для данного сплава.

Процесс хрупкого разрушения может включать три этапа: возникновение трещин, медленное (стабильное) ее развитие и лавинообразное (нестабильное) распространение разрушения. Отдельные конструкции допускают к эксплуатации с трещиной или трещиноподобным дефектом при условии контроля за их медленным развитием и своевременного предупреждения лавинообразного разрушения.

В сварных соединениях низкоуглеродистых сталей наиболее склонны к хрупкому разрушению участки ЗТВ, нагреваемые до 200—500 °С. Их охрупчивание связано с деформационным старением.

В соединениях легированных сталей наибольшую степень охрупчивания получают участки ОШЗ на расстоянии $\sim 0,1$ мм от линии сплавления вследствие укрупнения зерна и образования твердых и малопластичных составляющих структуры в результате превращения аустенита (так называемое «трансформационное» охрупчивание). Одной из причин охрупчивания может быть сегрегация примесей на границах зерен, обуславливающая межкристаллитное (межзеренное) хрупкое разрушение. Эта причина является характерной для многослойных сварных соединений некоторых легированных сталей, подверженных отпускному охрупчиванию.

Снижение степени охрупчивания металла сварных соединений достигается технологическими и металлургическими способами. Для низкоуглеродистых сталей это ограничение q/v или высокий отпуск сварных соединений. Для легированных сталей технологические меры аналогичны применяемым для предотвращения холодных трещин. Весьма эффективными являются металлургические методы. Легирование сталей Mo, Ni, снижение содержания вредных примесей S, P, O₂, N₂ и H₂ уменьшает их склонность к хрупким разрушениям. Стали ЭШП и ВДП и металл их сварных соединений имеют достаточно высокое сопротивление хрупким разрушениям.

6.7.2. Способы и критерии оценки

Наиболее распространенным способом оценки склонности к хрупкому разрушению являются испытания серии образцов с V-образным надрезом на ударный изгиб при различных температурах (КСУТ). Критерий оценки — критическая температура перехода от вязкого к хрупкому разрушению $T_{кр}$ или порог хладноломкости. $T_{кр}$ соответствует температуре достижения определенной минимальной ударной вязкости, например равной 200 кДж/м². Чем выше $T_{кр}$, тем больше склонность металла к хрупкому разрушению. $T_{кр}$ служит для сравнительной оценки материалов, отличающихся составом и структурой. Применительно к испытанию сварных соединений V-образный надрез наносится в исследуемой зоне соединения: по оси сварного шва, зонам сплавления или термического влияния.

Сопротивление нестабильному распространению трещины или трещиностойкость металла при статическом нагружении по ГОСТ 25.506—85 оценивают по одному или нескольким критериям:

- а) силовому — критическому коэффициенту интенсивности напряжений K_{Ic} ;
- б) деформационному — критическому раскрытию в вершине трещины δ_c ;
- в) энергетическому — критическому значению J -интеграла J_{Ic} (работы пластической деформации и разрушения).

Для определения критериев трещиностойкости применяют несколько типов образцов (рис. 6.23).

Надрез h выполняют с помощью специальных фрез, шлифовального круга, пропиливанием от центрального отверстия или электроискровым способом. Усталостную трещину (l_0-h) наносят при переменном растяжении с коэффициентом асиммет-

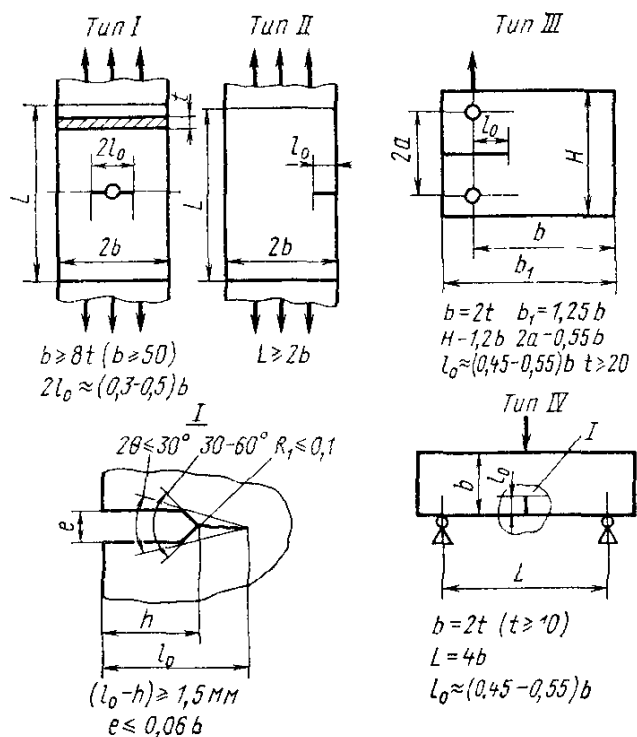


Рис. 6.23 Образцы для определения критериев трещиностойкости

тип I — с центральным надрезом для осевого растяжения, типа II — с боковым надрезом для осевого растяжения; тип III — с боковым надрезом для внецентренного растяжения, тип IV — с боковым надрезом для трехточечного изгиба

при $R=0,1 \div 0,2$ и номинальных напряжениях при максимальном усилии цикла не более $0,5\sigma_{0,2}$

Испытания выполняют статическим нагружением, при этом скорость роста коэффициента интенсивности напряжений (КИН) K должна оставаться в пределах $0,5-1,5$ МПа $M^{1/2}/c$. В процессе испытаний регистрируют диаграмму $P-v$ или $P-f$, где v — смещение берегов надреза, фиксируемая специальными датчиками, а f — прогиб в точке приложения P (рис. 6.24). По диаграмме определяют разрушающее усилие P_c и усилие P_Q . Последнее устанавливается построением прямой OB , наклоненной к оси v (или f) под углом α_5 , тангенс которого на 5% меньше тангенса угла α наклона касательной OA к начальному линейному участку диаграммы. По P_Q вычисляют K_Q по формулам для расчета КИН:

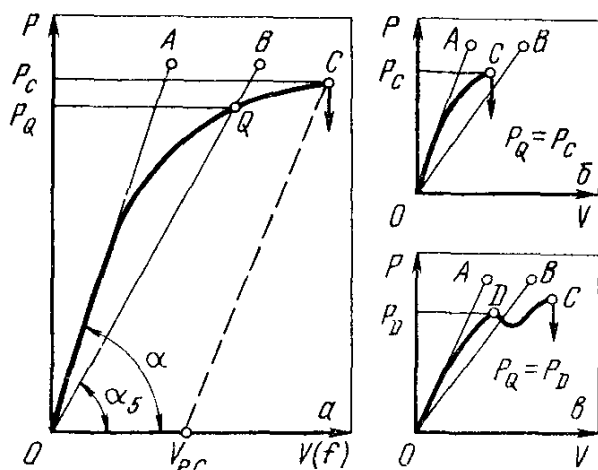


Рис 6.24 Диаграмма усилие (P) и смещение берегов надреза (v) или прогиб f

$$K_Q = \frac{P_Q}{t \sqrt{b}} \cdot Y_I.$$

Образец тип I $Y_I = 0,2369 [1 + 6,827 (2l/b)];$

II $Y_{II} = \{-0,518 [1 - 5,456 (l/b)];$

III $Y_{III} = \{-5,219 [1 - 5,739 (l/b)];$

IV $Y_{IV} = L/b \{-1,555 [1 - 5,456 (l/b)];$

где l — уточненная после разрушения образца длина исходной усталостной трещины l_0 .

По величинам K_Q и $\sigma_{0,2}$ вычисляют расчетные размеры сечения образцов:

$$t_{pk} = 2,5 (K_Q / \sigma_{0,2})^2.$$

Величину K_Q принимают равной K_{Ic} , если $P_c \leq 1,1 P_Q$ и $t_{pk} / t \leq 1$, что соответствует плоской деформации при развитии трещины. Если последнее неравенство не удовлетворяется, то для определения K_{Ic} следует испытать образцы большей толщины t .

Величину δ_c вычисляют для точек C диаграмм $P-v$ по формуле

$$\delta_c = \frac{K_c^* (1 - \mu^2)}{2\sigma_{0,2} E} + \frac{0,4 (b - l)}{0,4b + 0,6l} v_{pc}.$$

где K_c^* — критический условный КИН, полученный расчетом с заменой P_Q на P_c ; v_{pc} — смещение берегов надреза при разрушении образца, определяемое построением на диаграмме $P-v$ прямой CE параллельно касательной OA .

Величину J_{Ic} , пропорциональную площади $OACE$ на диаграмме $P - v$ (или $P - f$), вычисляют по формуле

$$J_{Ic} = \frac{(1 - \mu^2) K_{Ic}^2}{E}$$

Применительно к образцам со сварными соединениями приведенный выше метод испытаний используется для оценки трещиностойкости отдельных зон соединения, в которых наносится надрез и наводится усталостная трещина. Однако при испыта-

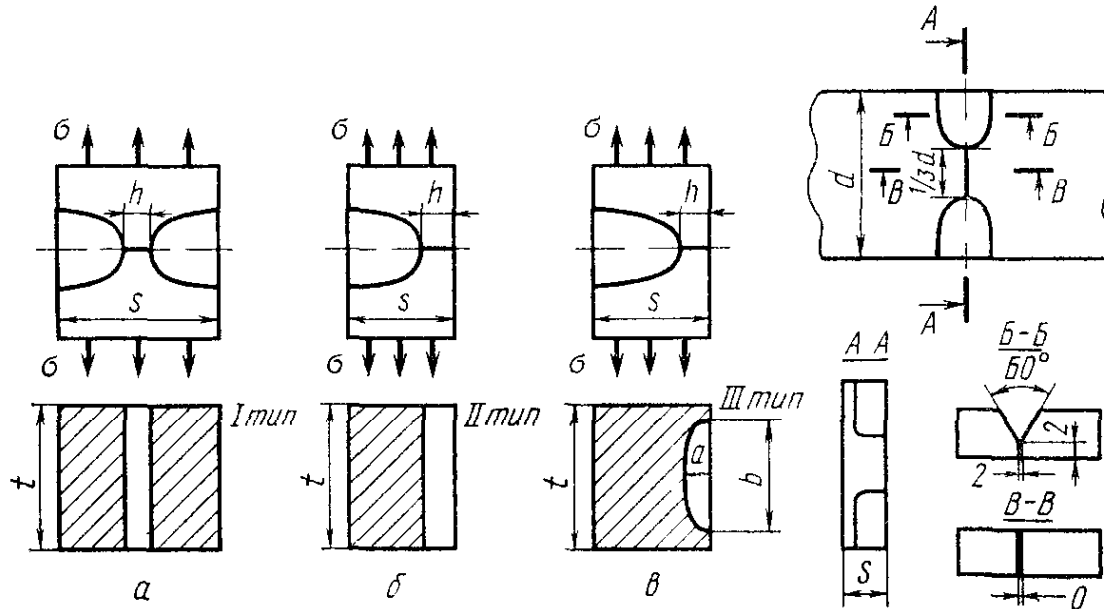


Рис. 6.25 Сварные образцы для испытаний на трещиностойкость

a и *б* — с протяженным внутренним и поверхностным непроваром [14], *в* — с поверхностным непроваром ограниченной длины [14], *г* — конструкция образца для получения при сварке непровара ограниченной длины [15]

ниях зоны сплавления и зоны термического влияния затруднительно точное изготовление надреза и возможен уход усталостной трещины из нужной зоны. Наиболее подходящими в этом случае являются образцы с К-образным сварным соединением, в которых надрез изготавливается со стороны вертикальной кромки.

В образцах со сварными соединениями для испытаний на трещиностойкость надрез и усталостная трещина могут быть заменены трещиноподобным дефектом, искусственно созданным в процессе сварки, например, непроваром с нулевым зазором (рис. 6.25) [14]. Одно из условий такой замены состоит в том, чтобы радиус закругления в вершине дефекта не превышал 1% от глубины дефекта. При условиях $\sigma \leq 0,86\sigma_{0,2}$ и $t \geq 2,5s$ в вершине трещины достигается состояние плоской деформации, необходимое для определения K_{Ic} . КИН для сварных образцов может быть рассчитан по формулам для образцов I и II типов: $K = Y_1 \sigma \sqrt{h}$

h/s	0	0,1	0,2	0,3	0,4	0,5	0,6
Y_1	1,255	1,255	1,288	1,328	1,392	1,490	1,635
Y_{11}	1,99	2,11	2,43	2,95	2,76	—	—

для образца III типа: $K=1,775\sigma\sqrt{a}\cdot\frac{A+C}{B}$; $a/b\geq 1/3 + a/6s$;
 $A=1,12-0,96a/b$; $B=1-a/s(1-1,5a/b)$; $C=0,26a/b\left(6\frac{a}{b}-2-\frac{a}{s}\right)$.

Применение сварных образцов с непроваром позволяет существенно упростить и ускорить их изготовление, испытывать металл сварного соединения в исходном состоянии после сварки или последующей термообработки (без его видоизменения при наведении усталостной трещины), выполнять испытания непосредственно после сварки, когда металл находится в неравновесном состоянии. Так, например, можно исследовать процесс развития холодных трещин в соединениях легированных сталей — их остановки или сквозного выхода на поверхность. При этом разрушение, как правило, происходит по зонам, обладающим минимальным сопротивлением развитию трещин [15].

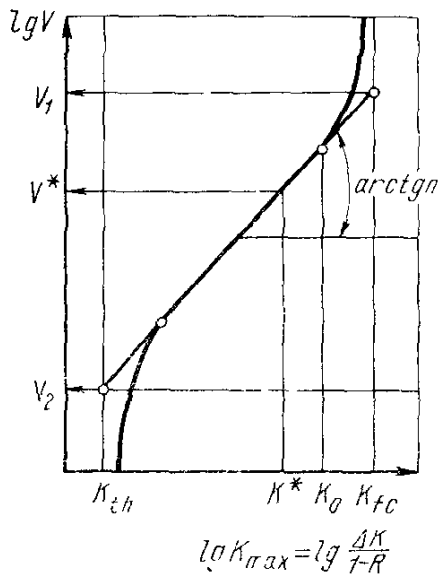


Рис. 6.26. Вид зависимости скорости роста трещин (V) при усталостном нагружении от величины КИН

Следует отметить, что если при испытании сварных образцов с непроваром затруднительно построение диаграммы $p-u$, то для сравнитель-

ной количественной оценки в качестве критерия трещиностойкости вместо K_{Ic} можно использовать значение K_{c*} , рассчитанное по максимальным разрушающим напряжениям σ_{max} .

При возможности фиксирования кинетики медленного роста трещины также могут быть получены пороговые значения КИН: K_{T_3} — соответствующее зарождению трещины глубиной $\sim 0,1$ мм; K_{T_p} — началу медленного роста трещины; K_{T_0} — остановки трещины (при исследовании роста холодной трещины).

Испытания на трещиностойкость при циклическом нагружении (основные) выполняются для следующих условий: нагружение по простому периодическому закону с синусоидальной формой цикла, коэффициент асимметрии $R=-0,1$; частота $f=10-20$ Гц, число циклов $N\geq 10^5$ [16]. При специальных испытаниях имитируются эксплуатационные условия работы конструкций, применительно к которым определяются характеристики трещиностойкости. В процессе испытаний устанавливают скорость роста трещины $V(\Delta l/\Delta N, dl/dN)$, где Δl — средний при-

рост длины трещины при заданных условиях испытаний и зависимость V от K (рис. 6.26):

$$dl/dN = V^* (K_{\max}/K^*)^n,$$

где K^* и n — параметры зависимости.

Измерение Δl производят различными способами: замером меток на изломе образцов, образующихся в результате действия максимальных и минимальных нагрузок цикла; по разности электрических потенциалов в определенных точках образца при росте трещины и др.

K^* соответствует V^* , равной 10^{-7} м/цикл. Величину n определяют по углу наклона средней части зависимости аппроксимированной прямой в двойных логарифмических координатах.

В результате испытаний определяют следующие характеристики трещиностойкости при циклическом нагружении: K_{th} — пороговый КИН, при котором начинается страгивание трещины; K_{Ifc} — критический КИН, при котором происходит лавинообразное развитие трещины. Величину K_{Ifc} принимают равной K_{Ifc} при удовлетворении следующих условий:

1) наибольший размер пластической зоны у вершины трещины не должен превышать 10 % ее длины и расстояние от ее вершины до края образца;

2) $K_{\max} \leq 0,8\sigma_{0,2} \sqrt{l}$ и $\sigma_{\max} \leq 0,8\sigma_{0,2}$.

Размер зоны пластической деформации определяют визуально на полированной поверхности образца.

Максимальная допустимая нагрузка, при нагружении до которой возможна работа конструкции с медленно растущей трещиной, может быть определена K_0 . При КИН выше K_0 начинается ускоренный рост трещины, неминуемо приводящий к разрушению конструкции. По аналогии со статическим нагружением K_0 подобен K_Q или K_{Ic} .

Раздел 2 УГЛЕРОДИСТЫЕ И НИЗКОЛЕГИРОВАННЫЕ СТАЛИ

Глава 7. Углеродистые стали (Хакимов А. Н.)

7.1. Назначение сталей

Углеродистые стали широко применяются при изготовлении конструкций мостов, строительных сооружений, подъемно-транспортных и дорожных машин, оборудования для нефтяной и газовой промышленности. Температурная область их применения может охватывать диапазон от -40 до $+425$ °С

в зависимости от состава, степени раскисления и структурного состояния, обеспеченного термообработкой.

Раскисление сталей. Механические и технологические свойства сталей в значительной степени предопределяются их раскисленностью. По степени раскисленности различают три группы сталей — кипящие (кп), полуспокойные (пс) и спокойные (сп).

Кипящие стали — это стали, раскисленные только Mn. В составе кипящих сталей практически отсутствует Si. Его содержание не превышает 0,05 %. Для этих сталей характерна повышенная неоднородность распределения S и P по толщине проката и пониженная стойкость против хрупкого разрушения. Они склонны к старению. Кипящие стали имеют самый низкий уровень качества среди рассматриваемых трех групп сталей. Но вместе с тем они имеют наиболее низкую стоимость, что предопределяет их распространенность в промышленности.

Полуспокойные стали — это стали, раскисленные Mn и Al. Содержание кремния в них составляет 0,05—0,10 %. Эти стали в меньшей степени насыщены газами и более однородны по распределению примесных элементов по толщине проката по сравнению с кипящими. По уровню механических свойств и стоимости полуспокойные стали занимают промежуточное положение между кипящими и спокойными.

Спокойные стали получают посредством их полного раскисления кремнием, марганцем и алюминием. При этом N и O₂ в их составе связаны Al. Для спокойных сталей характерна повышенная дисперсность феррито-перлитной структуры. При переходе от полуспокойных к спокойным сталям отмечается увеличение ударной вязкости и снижение склонности металла к старению. При этом возрастает и стоимость стали. Содержание Si в составе спокойных сталей обычно составляет 0,14—0,30 %.

7.2. Состав сталей

По соображениям обеспечения благоприятной свариваемости содержание углерода в сталях ограничивают верхним уровнем, соответствующим 0,22—0,25 %. Реже применяются углеродистые стали с содержанием углерода до 0,30—0,40 %.

В составе углеродистых сталей, кроме основы — Fe и C, содержится Mn (до 0,80 %), Si (до 0,35 %), а также примесные элементы — S (до 0,05 %), P (до 0,04 %) O₂ (до 0,05 %), N, H₂ и др.

По качественному признаку низкоуглеродистые стали делятся на две группы: обыкновенного качества и качественные. Стали обыкновенного качества поставляют без термообработки в горячекатаном состоянии. В зависимости от назначения углеродистые стали поставляют в соответствии с ГОСТ 380—88 по трем группам; А — по механическим свойствам; Б — по химическому составу; В — по механическим свойствам и химическому составу. Стали, предназначенные для котлостроения, поставляются по ГОСТ 5520—79, а для судостроения — по ГОСТ 5521—86.

Химический состав некоторых марок низкоуглеродистых сталей приведен в табл. 7.1.

7.3. Механические свойства сталей

Механические свойства предопределяются содержанием углерода в составе стали, степенью ее раскисленности, видом и режимами термообработки, влияющей на структурное состояние. Показатели механических свойств ряда марок углеродистых сталей представлены в табл. 7.1.

Прочность сталей. Прочность углеродистой стали закономерно возрастает с увеличением содержания углерода в ее составе и уменьшается с увеличением толщины проката. У стали ВСтЗГ с увеличенным до 0,8—1,1 %

ТАБЛИЦА 7.1

ХИМИЧЕСКИЙ СОСТАВ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МАЛОУГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЕЙ

Марка стали	Пределы содержания химических элементов, %			$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	КСУ, МДж/м ² при		
	C	Mn	Si			+20 °C	-20 °C	-40 °C
ВСт3кп	0,14—0,22	0,30—0,60	≤0,07	200—240	340—470	—	—	—
ВСт3пс	0,14—0,22	0,40—0,65	0,05—0,17	210—250	380—490	0,3	0,3	0,3
ВСт3сп	0,14—0,22	0,40—0,65	0,12—0,30	210—250	380—490	0,5	0,5	—
ВСт3Гпс	0,14—0,22	0,80—1,10	0,15	210—250	380—500	0,3	0,3	0,3
ВСт4пс	0,18—0,22	0,40—0,70	0,12—0,30	240—270	420—540	0,4	0,4	0,4
ВСт5пс	0,28—0,37	0,50—0,80	0,05—0,17	—	—	—	—	—
ВСт5пс	0,28—0,37	0,50—0,80	0,15—0,35	—	—	—	—	—
08кп	≤0,01	0,25—0,45	≤0,03	—	260—370	—	—	—
10	0,07—0,14	0,35—0,65	0,17—0,37	≤220	≤380	—	—	—
20	0,17—0,24	0,35—0,65	0,17—0,37	≤240	—	—	—	—
15K	0,12—0,20	0,35—0,65	0,15—0,30	210—230	380—490	—	0,3	—
16K	0,12—0,20	0,45—0,75	0,17—0,37	240—260	410—500	0,7	0,3	—
18K	0,14—0,22	0,55—0,85	0,17—0,37	280—470	440—580	0,6	0,3	—
20K	0,16—0,24	0,35—0,65	0,15—0,30	230—250	410—520	0,6	0,3	—

содержанием марганца прочность на 10—15 % выше, чем у стали ВСтЗ. Кроме того, сталь марки ВСтЗГ обладает повышенным сопротивлением зарождению и распространению трещин.

Приведенные в табл. 7.1 показатели отражают уровень механических свойств сталей в горячекатаном состоянии. Термическое упрочнение — закалка с отпуском — позволяет повысить на 35—40 % предел текучести, а временное сопротивление разрыву — на 10—15 %.

Ударная вязкость. Важным показателем сталей, особенно применяемых для конструкций, эксплуатируемых при пониженных температурах, является ударная вязкость. Регламентируемые требования по ударной вязкости приведены в табл. 7.1.

Применение таких видов термообработки, как нормализация и в особенности термическое упрочнение, позволяет повысить в 1,5—2,5 раза уровень ударной вязкости углеродистых сталей.

7.4. Свариваемость сталей

7.4.1. Требования к свойствам сварных соединений

Основными требованиями, которые предъявляются к свойствам сварных соединений, являются обеспечение их равнопрочности с основным металлом и отсутствие дефектов в металле шва и в зоне термического влияния. К сварным соединениям ответственных конструкций предъявляются дополнительные требования по ударной вязкости. Например, в соответствии с ОСТ 291—81, значения KCU сварных соединений при температуре 20 °С должны составлять не менее 0,5 МДж/м², а при температуре ниже —20 °С — не менее 0,3 МДж/м². Другим дополни-

тельным показателем является угол загиба, значение которого должно быть не менее 100°.

7.4.2. Фазовые превращения при сварке

Свойства сварных соединений в значительной степени пред-

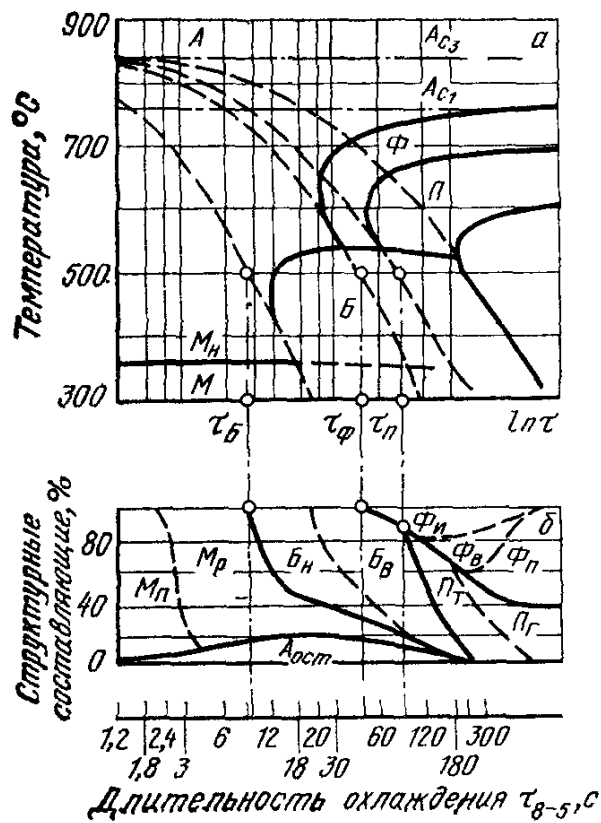


Рис. 7.1. Диаграмма изотермического превращения аустенита (а) и структурная диаграмма (б) низкоуглеродистой стали: А — аустенит; $A_{ост}$ — остаточный аустенит; Φ_B — феррит видманштеттовый; Φ_n — феррит игольчатый, Φ_p — феррит полиэдрический; B_B — бейнит верхний; B_n — бейнит нижний, P_g — перлит грубопластиночный; P_t — перлит тонкопластиночный, M_n — мартенсит пластинчатый, M_p — мартенсит реечный.

$\tau_B, \tau_\Phi, \tau_P$ — характеристические длительности охлаждения до появления в структуре соответственно бейнита, феррита, перлита

определяются параметрами термического цикла сварки — скоростью нагрева (ω_n), длительностью пребывания выше температуры интенсивного роста зерна аустенита при нагреве τ' и охлаждении τ'' , скоростью ω_{8-5} и длительностью τ_{8-5} охлаждения в интервале температур распада аустенита, соответствующего 800—500 °С.

Для анализа кинетики фазовых превращений в сталях при сварке используют анизотропические диаграммы превращения аустенита. Одна из таких диаграмм представлена на рис. 7.1, а. На рис. 7.1, б показана структурная диаграмма той же стали.

С помощью этих диаграмм определяют характеристические длительности охлаждения до появления в структуре отдельных структурных составляющих. Сопоставляя их значения со значениями длительности τ_{8-5} для заданного вида сварки, определяют ожидаемый структурный состав металла в зоне термического влияния сварных соединений.

7.4.3. Типы структур в шве и зоне термического влияния

Металл шва и зоны термического влияния (ЗТВ) сварных соединений имеют, как правило, феррито-перлитную структуру, так как реализуемые при получивших распространение видах сварки значения τ_{8-5} оказываются большими, чем величина τ_{ϕ} .

В отдельных участках сварного соединения структура отличается по соотношению структурных составляющих, по характеру строения и дисперсности.

Феррит представляет собой твердый раствор углерода в α -железе. В зависимости от температуры аустенитизации, а следовательно, от размера исходного зерна аустенита и условий его охлаждения возможно образование следующих разновидностей феррита. При медленном охлаждении из аустенита образуется полиэдрический феррит, а при быстром — игольчатый феррит. Крупнозернистый аустенит сталей, содержащих 0,08—0,04 % углерода, при относительно быстром охлаждении распадается с образованием видманштеттового феррита. Появление в структуре металла шва и ЗТВ видманштеттового феррита определяется относительно небольшой удельной поверхностью границ и повышенной химической однородностью крупнозернистого аустенита, что наиболее характерно для термических циклов электрошлакового процесса сварки с низким уровнем интенсивности нагрева и охлаждения и длительным пребыванием металла в интервале температур интенсивного роста зерна аустенита.

Перлит — смесь феррита с цементитом — характеризуется такими параметрами, зависящими от интенсивности охлаждения в процессе $\gamma \rightarrow \alpha$ -перехода, как межпластиночное расстояние и размер колоний. Зародыши цементита появляются в обогащенных углеродом участках γ -фазы, на границах бывшего зерна

аустенита, на нерастворившихся карбидных частицах. Снижение температуры образования перлита, вызванное увеличением интенсивности охлаждения, приводит к образованию собственно перлита (межпластиночное расстояние 0,5—0,7 мкм), сорбита (межпластиночное расстояние 0,3—0,4 мкм) и троостита (межпластиночное расстояние 0,1—0,2 мкм).

7.5. Технология сварки и свойства сварных соединений

Низкоуглеродистые стали имеют благоприятные показатели свариваемости и при соблюдении определенных условий могут быть сварены всеми видами сварки, имеющими промышленное значение [1]. При этом сварные швы обладают необходимой стойкостью против образования кристаллизационных трещин вследствие пониженного содержания углерода. Образование кристаллизационных трещин возможно лишь в случае неблагоприятной формы провара, например в угловых швах, первом слое многослойного стыкового шва, односторонних швах с полным проваром кромок, когда содержание углерода приближается к верхнему пределу (0,22—0,25 %).

Сосуды и аппараты и их элементы из углеродистых и низколегированных сталей, изготовленные с применением сварки, штамповки, вальцовки в соответствии с ОСТ 291—81, подлежат обязательной термообработке — высокому отпуску, если: а) толщина стенки цилиндрической или конической части днища, фланца или патрубка сосуда в месте их сварного соединения более 36 мм для углеродистых сталей и более 30 мм для низколегированных марганцовистых сталей; б) они предназначены для эксплуатации в средах, вызывающих коррозионное растрескивание.

7.5.1. Ручная сварка

Требования к конструктивным элементам и геометрическим размерам сварных швов регламентируются ГОСТ 5264—80.

Для сварки углеродистых сталей применяют электроды типов Э42 и Э46. Наиболее широко используют электроды типа Э46Т с рутиловым покрытием из-за высокой технологичности и хороших гигиенических показателей. При сварке низкоуглеродистых сталей электродами АНО-3, АНО-4, МР-1, МР-3 этого типа обеспечивается следующий уровень механических свойств металла шва: $\sigma_T \geq 380$ МПа; $\sigma_B \geq 480$ МПа; $\delta \geq 25$ %; $\psi \geq 65$ %; $KCU \geq 1,5$ МДж/м².

При необходимости обеспечить наряду с другими показателями достаточную сопротивляемость металла шва образованию горячих трещин рекомендуется использовать электроды с фтористокальциевым покрытием типа Э42А марки УОНИ 13/45, предназначенные для сварки на постоянном токе обратной полярности.

7.5.2. Сварка под флюсом

Конструктивные элементы подготовки кромок и размеры сварных швов регламентируются ГОСТ 8713—79.

Необходимый уровень механических и технологических свойств сварных соединений достигается при использовании в качестве сварочных проволок Св-08, Св-08А, Св-08ГА и Св-10ГА в сочетании с высококремнистыми флюсами АН-348-А, ОСЦ-45. При этом удается реализовать такое преимущество данного вида сварки, как возможность обеспечить получение швов с глубоким проплавлением за один проход без разделки кромок. Увеличение при этом доли участия основного металла в металле шва не снижает технологической прочности швов вследствие пониженного содержания в них углерода. Возможно применение сварки с полным проплавлением металла с формированием обратной стороны шва на флюсовой подушке или флюсомедной подкладке.

При сварке проката толщиной до 3 мм применяют сварочную проволоку диаметром 3 мм. При этом сила сварочного тока $I=80\div 150$ А. Двустороннюю сварку проката толщиной от 10 до 40 мм осуществляют сварочной проволокой диаметром 5 мм. С увеличением толщины свариваемого проката силу сварочного тока увеличивают от 650 до 1200 А, напряжение — от 34—38 до 40—40 В для переменного тока и от 30—32 до 32—36 В для постоянного тока (обратная полярность). Скорость сварки при этом снижают с 32—34 до 12—14 м/ч. Указанные режимы относятся к условиям сварки под флюсом на флюсовой подушке. Для увеличения производительности процесса сварки может быть использована технология сварки с дополнительным гранулированным присадочным материалом (ДГПМ).

7.5.3. Электрошлаковая сварка

Конструктивные элементы подготовки кромок и размеры швов регламентируются ГОСТ 1564—79.

Преимущества электрошлакового процесса по производительности и качеству сварных соединений особенно ощутимы при сварке проката большой толщины, как правило, более 30—40 мм. Равнопрочность сварных соединений обеспечивается при использовании сварочных проволок Св-10Г2 или Св-08ГС в сочетании с флюсами АН-8 или ФЦ-7.

При электрошлаковой сварке из-за длительного пребывания при температуре в околошовном участке ЗТВ более 1000—1100 °С образуются крупные зерна аустенита, распад которых в условиях замедленного охлаждения сопровождается возникновением видманштеттовой структуры с пониженной ударной вязкостью по сравнению с основным металлом.

Электрошлаковые сварные соединения стали 20К толщиной 110 мм (флюс АН-22, сварочная проволока ЗСв-10Г2) в состоянии после отпуска при 600—650 °С в течение 4 часов имеют $\sigma_{\text{в}} = 480\text{—}490$ МПа. Минимальный уровень ударной вязкости KCU металла шва при температурах +20 и -20 °С равен соответственно 0,42 и 0,24 МДж/м², а процент волокнистой составляющей в изломе $B = 30$ и 5 %. В околошовном участке $KCU = 0,7KCU^{-20} = 0,27$ МДж/м²; $B = 30$ и 5 %.

Для повышения показателей ударной вязкости электрошлаковые сварные соединения подвергаются последующей или сопутствующей высокотемпературной обработке — нормализации, после которой осуществляют высокий отпуск для снятия сварочных напряжений, если толщина проката превышает 36 мм.

При выполнении нормализации температура печи при посадке сварных изделий, аппаратов или их узлов должна быть не более 250—300 °С, скорость нагрева не должна превышать 100—150 °С/ч. Охлаждение — на спокойном воздухе.

При проведении последующего отпуска температура печи при посадке и скорость нагрева изделий такие же, как и при нормализации. Температура при выгрузке — не более 300 °С.

Температура нагрева при нормализации сварных изделий из углеродистых сталей типа Ст3, 10К, 20К составляет 910—920 °С, а при высоком отпуске 650 ± 10 °С.

Время выдержки при нормализации 1—1,5 мин на 1 мм толщины проката. При высоком отпуске время выдержки выбирается из расчета 2—3 мин на 1 мм толщины проката. После охлаждения на спокойном воздухе структура металла шва и ЗТВ — феррито-перлитная. Структура сварных соединений характеризуется высокой степенью дисперсности.

7.5.4. Сварка с регулируемым термическим циклом

С целью повышения эффективности применения электрошлаковой технологии за счет исключения необходимости применения последующей высокотемпературной обработки электрошлаковых сварных соединений предложены такие технологические способы регулирования структуры и свойств, как использование дополнительного гранулированного присадочного металла (ДГПМ), электромагнитное перемешивание (ЭМП) металла в сварочной ванне, ввод дополнительных электродов без тока в сварочную ванну, дозирование мощности, сужение сварочного зазора (УЗ), модулирование сварочного тока (МТ), принудительное сопутствующее охлаждение (ПСО) в процессе сварки [2]. Как показано в работе [3], среди этих методов только сопутствующее охлаждение или сочетание с ним других методов позволяют обеспечить высокую дисперсность и однородность структуры и повысить ударную вязкость при низких темпера-

СВОЙСТВА МЕТАЛЛА ШВА ЭЛЕКТРОШЛАКОВЫХ СВАРНЫХ
СОЕДИНЕНИЙ МАЛОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ

Вид термообработки	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ_5 , %	KCU , МДж/м ²	n	C	$\frac{dl/dN}{\Delta K_{Ic}} = \frac{K_{Ic}}{1,5}$ мм/цикл при
После сварки (без термообработки)	325	467	23	0,82	2,90	$3,67 \cdot 10^{-13}$	$9,43 \cdot 10^{-6}$
Отпуск	318	463	24	0,79	3,37	$1,44 \cdot 10^{-14}$	$5,19 \cdot 10^{-6}$
Нормализация	307	464	35	1,79	3,60	$2,96 \cdot 10^{-15}$	$3,13 \cdot 10^{-6}$

Примечания: 1. Состав металла шва, %: 0,14 С; 0,8 Мп; 0,07 Si.

2. n и C — значения показателя степени и коэффициента в уравнении Периса:

$$dl/dN = C (\Delta K_{Ic})^n$$

турах до уровня, при котором отпадает необходимость в выполнении последующей нормализации.

Например, в состоянии после ЭШС с сопутствующим охлаждением и последующим отпуском при 620 °С значения $KCU-20$ металла шва и околошовного участка ЗТВ сварных соединений стали 20К толщиной 100 мм превышают 0,4 МДж/м². Отмеченное достигается как за счет ограничения роста зерна аустенита в 1,5—2 раза по сравнению с ЭШС по общепринятой технологии, так и повышения дисперсности действительного зерна феррита при одновременном сокращении в составе структуры ферритной составляющей.

Длительность охлаждения τ_{8-5} при ЭШС с регулированием термических циклов (РТЦ) зависит при прочих равных условиях от схемы, интенсивности, площади и места отвода тепла относительно шлаковой и металлической ванн. Для определения реализуемых значений τ_{8-5} с целью сопоставления их с допустимыми можно воспользоваться номограммой, представленной в работе [3].

Данные, представленные в табл. 7.2, иллюстрируют влияние различных видов последующей термообработки на изменение стандартных показателей механических свойств и трещиностойкость металла шва электрошлаковых сварных соединений низкоуглеродистой стали.

Параметры трещиностойкости (K_{Ic} , dl/dN) определены расчетным путем с использованием данных по стандартным показателям механических свойств ($\sigma_{0,2}$, σ_B , ψ) с применением специальной программы и персональной ЭВМ типа ЕС-1840.

Как видно из табл. 7.2, применение нормализации способствует существенному повышению показателей ударной вязкости и циклической трещиностойкости металла шва электрошлаковых сварных соединений.

Если при сварке обеспечить интенсивность охлаждения, предотвращающую или ограничивающую появление перлитной составляющей в структуре металла шва и ЗТВ, то сварку можно осуществлять без применения последующей высокотемпературной термообработки, ограничиваясь последующим отпуском с целью снятия сварочных напряжений.

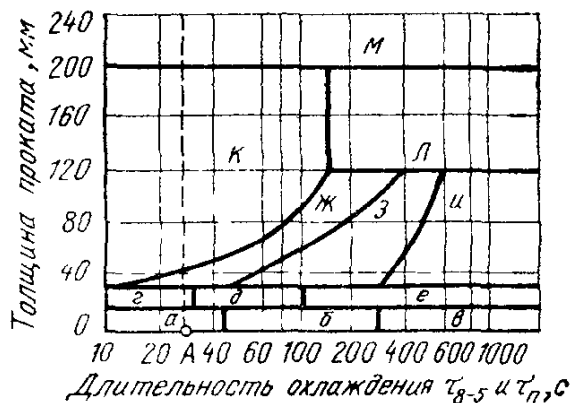


Рис. 7.2. Номограмма для выбора рациональной технологии сварки без последующей высокотемпературной обработки сварных соединений

Для выбора рационального вида и технологии сварки без последующей высокотемпературной термической обработки с учетом свариваемости сталей и толщины проката можно воспользоваться номограммой, представленной на рис. 7.2. Она построена на основе учета соотношения длительностей охлаждения τ_n для заданного химического состава стали и τ_{8-5} — реализуемой и в условиях принятой технологии сварки [3].

На рис. 7.2 выделены следующие области, соответствующие предпочтительным видам сварки: *а-е* — АДС, причем *а, г* — с ПСО; *б, д* — по общепринятой технологии; *в, е* — с подогревом; *ж, и* — однопроходная технология ЭШС, причем *ж* — с ПСО; *з* — с ДГПМ, МТ, УЗ либо в сочетании этих методов с ПСО; *и* — по общепринятой технологии; *к, л* — двухпроходная ЭШС, причем *к* — с ПСО, *м* — трехпроходная ЭШС.

Переход от однопроходной к двух- или трехпроходной ЭШС позволяет обеспечить эффект термического воздействия и нормализацию металла шва и зоны термического влияния, образованных при предыдущем проходе, и за счет этого существенно повысить ударную вязкость электрошлаковых сварных соединений.

На рис. 7.2 проведена пунктирная линия, соответствующая стали А(20К), у которой значение $\tau_n = 27$ с. Как видно из рис. 7.2, при толщине проката этой стали до 36 мм рекомендуется применять АДС с ПСО, при толщине 36—45 мм — ЭШС с ПСО, при толщине от 45 до 200 мм — двухпроходную ЭШС с ПСО, а при толщине более 200 мм — трехпроходную ЭШС.

Разработанный пакет программ позволяет решать задачу выбора рациональной технологии сварки в диалоговом режиме с помощью ЭВМ.

Глава 8. НИЗКОЛЕГИРОВАННЫЕ ПЕРЛИТНЫЕ СТАЛИ (Хакимов А. Н.)

8.1. Назначение сталей

Низкоуглеродистые низколегированные стали перлитного класса применяются в различных конструкциях взамен углеродистых, обеспечивая снижение металлоемкости на 20—50 %. Они широко используются в строительстве трубопроводов, конструкций газонефтехимических производств, судов, мостов и других сооружений, эксплуатируемых в температурном интервале от -70 до $+475$ °С в зависимости от химического состава и структурного состояния, обеспеченного термообработкой.

8.2. Состав сталей

Одним из наиболее эффективных средств повышения качества низкоуглеродистых сталей является их упрочнение за счет легирования такими элементами, как Si, Mn, и повышения дисперсности структуры посредством термической или термомеханической обработки.

Содержание С в низколегированных сталях не превышает 0,23 %. В зависимости от легирующих элементов, суммарное содержание которых в составе стали не превышает 5 %, различают марганцовистые, кремнемарганцовистые, хромокремнемарганцовистые и другие стали, представленные в табл. 8.1. По содержанию S и P эти стали можно отнести к качественным

ТАБЛИЦА 8.1

ХИМИЧЕСКИЙ СОСТАВ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА НИЗКОЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ

Марка стали	Содержание химических элементов, % (по массе)				Механические свойства		
	С	Si	Mn	другие	σ_T , МПа, не менее	σ_B , МПа, не менее	KCU^{-40} , МДж/м ²
14Г	0,12—0,18	0,17—0,37	0,7—1,0		290	460	0,35
19Г	0,16—0,22	0,17—0,37	0,8—1,15	—	320	480	0,35
09Г2	$\leq 0,12$	0,17—0,37	1,4—1,8	—	310	450	0,30
14Г2	0,12—0,18	0,17—0,37	1,2—1,6	$\leq 0,3$	340	470	0,35
18Г2	0,14—0,20	0,25—0,55	1,2—1,6	$\leq 0,3$	360	520	0,40
12ГС	0,09—0,15	0,5—0,8	0,8—1,2	—	320	470	—
16ГС	0,12—0,18	0,4—0,7	0,9—1,2	—	330	500	0,4
17ГС	0,14—0,20	0,4—0,6	1,0—1,4	—	350	500	0,4
09Г2С	$\leq 0,12$	0,5—0,8	1,3—1,7	—	350	500	0,4
10Г2С1	$\leq 0,12$	0,9—1,2	1,3—1,65	(0,15—0,3) Cu $\leq 0,3$ Ni	380	520	—
10ХСНД	$\leq 0,12$	0,8—1,1	0,5—0,8	(0,6—0,9) Ce, (0,5—0,8) Ni (0,4—0,65)Cu	400	540	0,5
15ХСНД	0,12—0,18	0,4—0,7	0,4—0,7	(0,6—0,9)Cr, (0,3—0,6) Ni, (0,2—0,4) Cu	350	500	0,3

сталлям В последние годы расширяется производство и применение рафинированных посредством электрошлакового, вакуумного переплава сталей, обработанных в ковше синтетическими шлаками с целью снижения содержания серы в их составе для повышения сопротивляемости образованию слоистых (ламинарных) трещин.

8.3. Механические свойства сталей

Введение в состав низкоуглеродистых сталей легирующих элементов (до 2 % каждого и до 5 % суммарно) способствует повышению прочности и сопротивления хрупкому разрушению, не ухудшая их свариваемости

Прочность сталей Показатели механических свойств сталей представлены в табл 8 1

Они характерны для проката в горячекатаном либо в нормализованном состояниях Термическое упрочнение позволяет дополнительно на 20—50 % увеличить уровень показателей прочности

Ударная вязкость. По ударной вязкости, в особенности при отрицательных температурах, низколегированные стали превосходят низкоуглеродистые стали Термическое упрочнение позволяет повысить уровень ударной вязкости в 1,5—2 раза и обеспечить высокую сопротивляемость хрупкому разрушению низколегированных сталей

8.4. Свариваемость сталей

Легирующие элементы оказывают существенное влияние на показатели свариваемости сталей. Увеличение содержания элементов, повышающих закаливаемость, сопровождается снижением сопротивления сварных соединений образованию холодных трещин [1]. Элементы, упрочняющие твердый раствор, способствуют, как правило, снижению ударной вязкости металла в околошовном участке ЗТВ сварных соединений.

8.4.1. Типы структур в зоне термического влияния

Наиболее распространенные в металлургической практике легирующие элементы Mn, Cr, Mo снижают диффузионную подвижность C и, как следствие, увеличивают уровень значений характеристических длительностей τ_f , τ_p , τ_b , понижают температурный интервал $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения. Поэтому при общепринятых режимах сварки в околошовном участке возрастает вероятность образования мартенсита и понижается сопротивляемость сварных соединений образованию холодных трещин.

8.4.2. Влияние легирующих элементов

Mn упрочняет феррит, снижает температуру начала $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения, способствует процессу карбидообразования. Cr и Mo существенно снижают критическую скорость охлаждения, подавляют перлитное превращение, расширяют область промежуточных превращений на диаграмме.

Такие элементы, как Al, Ti, Nb, интенсифицируют процесс $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения при высоких температурах, способствуя увеличению числа центров кристаллизации и получению мелкозернистой структуры.

8.4.3. Выбор тепловых режимов сварки

Одним из технологических средств, снижающих вероятность появления холодных трещин, является предварительный и сопутствующий подогрев [1].

Для определения температуры подогрева стали с целью предотвращения образования холодных трещин в зависимости от содержания в ней химических элементов и толщины проката можно воспользоваться графиками, приведенными на рис. 8.1 [3]. Значения $C_{\text{экв}}$, отложенные по оси абсцисс, определяют как:

$$C_{\text{экв}} = C + \text{Mn}/6 + \text{Si}/5 + \text{Cr}/6 + \\ + \text{Ni}/12 + \text{Mo}/4 + \text{V}/5 + \text{Cu}/7 + \text{P}/2.$$

Здесь символы обозначают содержание соответствующих химических элементов в процентах. Предельное их содержание не должно превышать 0,5 % C; 1,6 % Mn; 1 % Cr; 3,5 % Ni; 0,6 % Mo; 1 % Cu. Как видно, необходимая температура подогрева возрастает с увеличением степени легированности стали и толщины свариваемого проката.

Другая методическая последовательность, рассмотренная в работе [3], позволяет дифференцированно определять условия подогрева для корневых и заполняющих швов в соответствии с номограммой, представленной на рис. 8.2.

Методика пользования номограммой на примере сварки корневого шва стали толщиной 30 мм при значении тока 250 А, напряжении дуги 25 В, скорости сварки 25 см/мин представлена ниже:

Восстанавливаем перпендикуляр из точки *a*, соответствующей $I=250$ А, до пересечения с прямой, соответствующей напряжению 25 В, и получаем точку *b* в квадранте I. Затем проводим горизонталь *b—в* до пересечения с прямой, соответствующей скорости сварки 25 см/мин, в квадранте II. После этого опускаем перпендикуляр из точки *в* до пересечения с кривой, соответствующей толщине проката 30 мм, и получаем точку *г*; затем проводим горизонталь *г—д* до пересечения с прямой I, соответствующей условиям сварки корневого шва в квадранте IV, восстанавливаем перпендикуляр из точки *д* и в точке *e* определяем температуру подогрева, соответствующую 150 °С

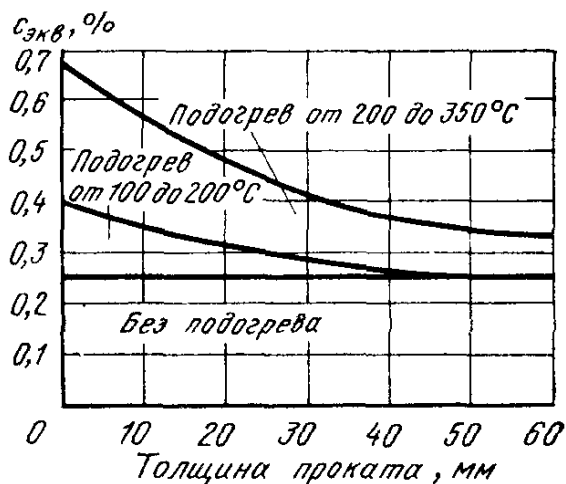


Рис 8.1 Определение температуры подогрева в зависимости от $C_{\text{экв}}$ и толщины свариваемого проката [3]

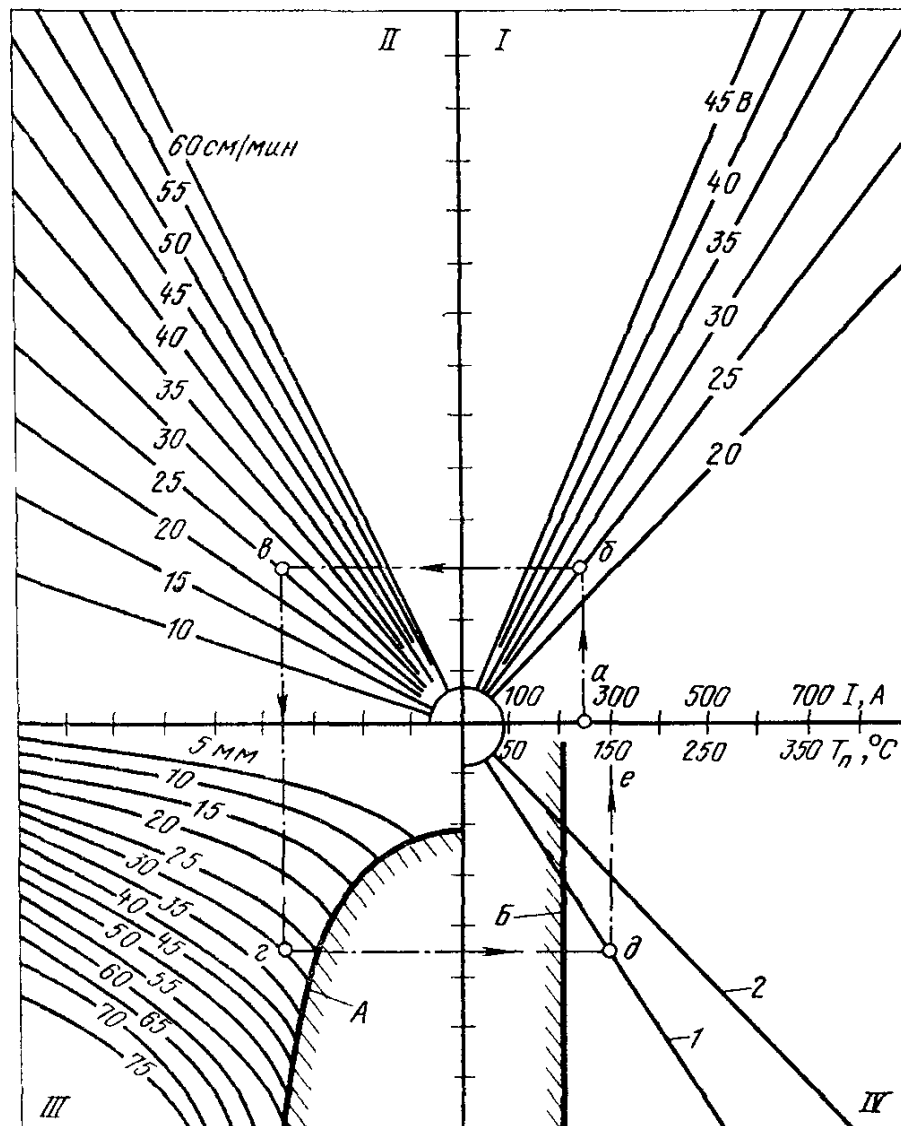


Рис. 8.2. Номограмма для определения режимов сварки и предварительного подогрева сталей с содержанием $C_{\text{экв}} \leq 0,6\%$, где $C_{\text{экв}} = C + Ni/15 + Mo/4 + (Cr+V)/5 + Cu/13 + P/2 + 0,0024s$ (s — толщина проката, мм) [3]

1 — при сварке корня шва; 2 — при сварке заполняющих швов; кривая А отражает условие необходимости применения подогрева, а прямая Б — температуру нижней границы интервала подогрева

8.5. Технология сварки и свойства сварных соединений

Технология сварки низколегированных сталей должна проектироваться с учетом того обстоятельства, что при уменьшении погонной энергии и увеличении интенсивности охлаждения в металле шва и зоны термического влияния возрастает вероятность распада аустенита с образованием закалочных структур. При этом будет отмечаться снижение сопротивляемости сварных соединений образованию холодных трещин и хрупкому разрушению. При повышенных погонных энергиях наблюдается рост зерна аустенита и образуется грубозернистая феррито-перлитная структура видманштеттового типа с пониженной ударной вязкостью.

8.5.1. Ручная сварка

Технология ручной дуговой сварки низколегированных сталей практически не отличается от соответствующей технологии сварки низкоуглеродистых сталей.

Сварку низколегированных сталей осуществляют электродами типа Э46А и Э50А с фтористо-кальциевым покрытием, которые позволяют достигать более высокую стойкость против образования кристаллизационных трещин и повышенную пластичность по сравнению с электродами других типов. Для сталей марок 09Г2, 09Г2С, 16ГС, 17ГС, 10Г2, 10Г2С1 рекомендуют применять электроды УОНИ 13/55, К-5А, АНО-11 (тип Э50А).

Для сварки кольцевых швов трубопроводов, работающих при температурах до -70°C , например из стали 09Г2С, применяют электроды ВСН-3 (тип Э50АФ) с фтористо-кальциевым покрытием.

8.5.2. Сварка под флюсом

Технология сварки под флюсом низколегированных сталей практически такая же, как и для низкоуглеродистых сталей. В качестве флюсов при одnodуговой сварке применяют флюсы марок АН-348А и ОСЦ-45, а при многодуговой на повышенной скорости — АН-60.

Для сталей марок 16ГС, 09Г2С, 10Г2С1 при эксплуатации не ниже -40°C рекомендуется использовать сварочные проволоки Св-08ГА, Св-10ГА, а при температурах эксплуатации до -70°C (сталь 09Г2С в нормализованном состоянии) — сварочные проволоки Св-10НМА, Св-10НЮ, Св-08МХ с целью обеспечения достаточного уровня ударной вязкости.

8.5.3. Электрошлаковая сварка

Электрошлаковая сварка по общепринятой технологии сталей толщиной свыше 30 мм осуществляется, как правило, с последующей или сопутствующей нормализацией с целью повышения ударной вязкости металла шва и ЗТВ до регламентируемого уровня. Сварку сталей 16ГС, 09Г2С, 14Г2 осуществляют с применением флюса АН-8 и сварочных проволок Св-08ГС, Св-10Г2. Режимы термообработки аналогичны указанным в гл. 7 для низкоуглеродистых сталей.

Сварка с регулированием термических циклов. Для кольцевых швов аппаратов газонефтехимических производств с толщиной стенки до 100 мм при температуре эксплуатации не ниже -40°C (сталь 16ГС) и не ниже -55°C (сталь 09Г2С) в соответствии с ОСТ 291—81 допускается применять электрошлаковую сварку с регулированием термических циклов в

сочетании с последующим отпуском [4]. При этом удается не только обеспечить равнопрочность, но и достаточно высокий уровень сопротивления сварных соединений хрупкому разрушению без применения последующей высокотемпературной термообработки.

Например, значения KCU^{-40} металла шва и околошовного участка составляют от 0,6 до 0,7 МДж/м², а основного металла — стали 16ГС толщиной 60 мм — 0,8 МДж/м².

Соответствующие данные для сварных соединений стали 09Г2С толщиной 60 мм при температуре испытаний —60 °С равны 0,66 и 0,75 МДж/м², а для основного металла 0,58 МДж/м².

По уровню параметров трещиностойкости металл шва и зоны термического влияния не уступают основному металлу — нормализованной стали 09Г2С, имеющей следующие показатели: $\sigma_b = 550$ МПа; $\sigma_T = 370$ МПа; $K_{Ic} = 67,5$ МПа·м^{1/2}; $C = 6,32 \times 10^{-14}$; $n = 3,82$; dl/dN при $\Delta K_{Ic} = K_{Ic}/1,5$ составляет $0,68 \cdot 10^{-3}$ мм/цикл.

Увеличение интенсивности охлаждения при электрошлаковой сварке с регулированием термических циклов предотвращает образование структурно-свободного феррита при $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращении. Отмеченное препятствует протеканию коррозионных процессов, а уменьшение размеров карбидных частиц, играющих роль коллекторов водорода, тормозит катодную реакцию при эксплуатации сварных соединений в коррозионно-активных средах.

Особенностью термоупрочненных сталей является их склонность к разупрочнению при сварке.

Применение сопутствующего охлаждения позволяет обеспечить равнопрочность сварных соединений с основным термоупрочненным металлом и повысить их сопротивление хрупкому разрушению. Например, при механизированной дуговой сварке под флюсом по общепринятой технологии коэффициент прочности сварных соединений сталей 14ГН, 16ГС, 09Г2С толщиной 12 мм составил 0,75—0,77, а при сварке с сопутствующим охлаждением — не менее 0,98. Значения критических температур перехода в хрупкое состояние металла околошовного участка сварных соединений при переходе от общепринятой технологии к технологии сварки с сопутствующим охлаждением снизились на 40—50 °С и достигли уровня $T_{кр}$ основного термоупрочненного металла.

При переходе от общепринятой технологии электрошлаковой сварки к технологии электрошлаковой сварки с регулированием термических циклов термоупрочненной стали 09Г2С (сварочная проволока Св-10НМ, флюс АН-8, последующий отпуск при 640 °С) коэффициент прочности сварных соединений повышается с 0,89 до 0,99, значения KCU^{-40} металла шва — с 0,12 до 0,72, а металла околошовного участка — с 0,08 до 0,42 МДж/м².

Глава 9. МИКРОЛЕГИРОВАННЫЕ СТАЛИ (Хакимов А. Н.)

9.1. Назначение сталей

Широкое применение при изготовлении конструкций ответственного назначения — таких, как сосуды высокого давления, танкеры, суда, ледоколы, береговые и морские нефтегазовые сооружения, находят микролегированные стали. Наряду с экономией легирующих элементов при их использовании особенно в термо- и термомеханически обработанном состоянии обеспечиваются высокая прочность и сопротивляемость хрупкому разрушению металла.

9.2. Состав сталей

В микролегированных сталях содержание углерода, как правило, не превышает 0,20 %. Микролегирующие элементы, входящие в состав сталей, находятся в следующих пределах, %: Al ≤ 0,06; Cr ≤ 0,25; Zr ≤ 0,15; V ≤ 0,15; Ti 0,1—0,2; Nb ≤ 0,06; Mo ≤ 0,20; B ≤ 0,05.

ТАБЛИЦА 9.1

ХИМИЧЕСКИЙ СОСТАВ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА
МИКРОЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ

Сталь	Содержание химических элементов, %				
	C	Si	Mn	V	N
14Г2АФ	0,12—0,18	0,3—0,6	1,2—1,6	0,06—0,15	0,010—0,025
16Г2АФ	0,14—0,20	0,4—0,7	1,3—1,7	0,08—0,18	0,015—0,030
18Г2АФ	0,16—0,23	0,4—0,7	1,4—1,8	0,15—0,20	0,020—0,040
09Г2ФБ	≤ 0,10	≤ 0,7	≤ 1,7	0,04—0,08	0,015
10Г2ФР	≤ 0,12	0,4—0,7	1,3—1,7	0,07—0,12	—
12Г2СМФ	0,09—0,15	0,4—0,7	1,3—1,7	0,07—0,15	—
12ГН2МФАЮ	0,09—0,16	0,4—0,7	1,3—1,7	0,05—0,10	—

Продолжение табл. 9.1

Сталь	Содержание химических элементов, %	Механические свойства (не менее)		
	другие	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	KCU ⁻⁴⁰ , МДж/м ²
14Г2АФ	—	400	550	0,4
16Г2АФ	—	450	600	0,4
18Г2АФ	—	500	650	0,3
09Г2ФБ	0,05	460	560	0,6
10Г2ФР	0,004В	420	600	0,4
12Г2СМФ	0,25Мо	600	700	0,3
12ГН2МФА	0,1А	600	700	0,3

Суммарное содержание Zr и Ti не превышает 0,2 %, а Nb, Ti и W — 0,16 %. В качестве микролегирующих элементов используют редкоземельные (Ce, La, Y), а также N

Микролегирующие элементы вводят в состав стали как в процессе ее выплавки, так и в ходе виепечной обработки. Они могут присутствовать в металле в составе включений вторых фаз или непосредственно в матрице. Например, в сталях, микролегированных V и Nb (иногда дополнительно Al и Ti) в сочетании с повышенным до 0,03 % содержанием N, образуются дисперсные карбонитридные фазы, существенно повышающие их прочность.

Для повышения ударной вязкости и снижения анизотропии свойств ограничивают содержание S в составе стали до 0,005—0,012 %.

Химический состав ряда марок микролегированных сталей приведен в табл. 9.1. Аналогами этих марок сталей в зарубежной практике являются стали типов X55—X80.

Известно, что C относительно слабо влияет на предел текучести сталей с феррито-перлитной структурой. Однако с увеличением содержания C в составе стали существенно снижаются вязкопластические свойства и ухудшается свариваемость. Поэтому в последние годы получают распространение малоперлитные стали с ограниченным содержанием C (до 0,12 %). Для компенсации понижения прочности их легируют марганцем до 1,7 % микролегируют V, Cr, Mo. К отечественным малоперлитным сталям относятся стали марок 07Г2ФБ, 08Г2СФБ, 09Г2ФБ.

Из микролегированных сталей с бейнитной структурой нашли применение марки 12Г2СМФ и 12ГН2МФАЮ.

9.3. Термообработка и свойства сталей

9.3.1. Термомеханическая обработка

Различают два вида термомеханической обработки — низкотемпературную (НТМО) и высокотемпературную (ВТМО) [1].

НТМО включает пластическое деформирование аустенита в области его повышенной устойчивости, но ниже температуры рекристаллизации, и последующую закалку. Этот процесс называется аусформингом. Существенное повышение прочности стали после такой обработки связано с эффектом наследования мартенситом дислокационной структуры аустенита, закрепляемой атомами углерода и карбидными выделениями.

ВТМО имеет преимущество перед НТМО, заключающееся в возможности обеспечения как высокой прочности, так и повышенного сопротивления стали хрупкому разрушению. Причем по уровню пластичности при одинаковой прочности низколегированная сталь после ВТМО превосходит обычную термоупрочненную сталь. При ВТМО сталь подвергают пластическому деформированию до начала процесса $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения для обеспечения развитой полигональной структуры и осуществляют закалку для получения мелкозернистого пакетного мартенсита.

В зависимости от степени легирования стали и толщины проката ВТМО можно осуществить также с интенсивностью охлаждения, обеспечивающей получение в прокате мелкозернистой бейнитной структуры.

Отличительной особенностью другой разновидности ТМО — изоформинга является аустенитизация стали, охлаждение ее до интервала температур перлитного превращения и пластическое деформирование в этом интервале температур со степенью обжатия до 70 %. В результате обеспечивается получение в стали мелкодисперсной феррито-перлитной структуры. При этом наряду с высокой прочностью достигается увеличение (иногда на порядок) характеристик сопротивления хрупкому разрушению стали.

Контролируемая прокатка (КП) низколегированной стали — это ее высокотемпературная обработка, отличающаяся тем, что режимы нагрева под

обработку давлением и пластического деформирования заготовки выбирают такими, чтобы получить в ней высокодисперсные рекристаллизованные зерна аустенита. При дальнейшем охлаждении металла из аустенитного состояния образуются многочисленные зародыши α -фазы, а дисперсные карбиды препятствуют росту ферритных кристаллов. Ферритные зерна полигонизируются и упрочняются в результате выделения сверхмелких карбонитридов.

Таким образом, в сталях, применяемых в ТМО состоянии, карбо- и нитридообразующие элементы играют существенную роль в их упрочнении.

9.3.2. Термообработка из межкритического интервала температур

Одним из методов термообработки микролегированных сталей, обеспечивающих повышение их прочности и пластичности, является термообработка из межкритического интервала температур. В результате проведения такой термообработки получают так называемые двухфазные феррито-мартенситные стали. В действительности структура таких сталей более разнообразна и включает в себя также бейнит, остаточный аустенит и феррит двух типов: исходный (старый), существовавший ранее, и эпитаксиальный (новый), образующийся при охлаждении из межкритического интервала (МКИ) температур. Причем мартенсит может быть двух морфологических разновидностей — высокоуглеродистый игольчатый и низкоуглеродистый пакетный. Фазовый состав стали, как и уровень механических свойств, зависит как от температуры нагрева в интервале температур критических точек A_{c1} — A_{c3} , так и от интенсивности охлаждения.

Оптимальным является такой режим термообработки, при котором в результате охлаждения из межкритической области температур в структуре стали образуется 10—20 % мартенсита и бейнита. Наиболее эффективно применение такой термообработки для низколегированных сталей с содержанием С от 0,06 до 0,13 %, около 1,3 % Мп и 0,25—1,55 % Si. Для подавления процесса образования перлита при $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращении осуществляют легирование сталей Mo, Cr, V.

При закалке в воде из межкритического интервала температур прочностные показатели сталей возрастают с увеличением максимальной температуры нагрева в диапазоне A_{c1} — A_{c3} , а пластичность снижается, так как при этом весь образовавшийся аустенит превращается в мартенсит. При охлаждении из МКИ со скоростями ω меньше критических (при $\omega = 8$ — 20 °C/с) фазовый состав структуры феррито-перлитный или феррито-бейнитный. При этом часть аустенитной фазы при охлаждении превращается в феррит, а остаточный аустенит распадается при более низких температурах с образованием бейнита или перлита (троостита). Кроме того, при пониженных скоростях охлаждения, когда аустенит распадается по диффузионному механизму, механические свойства практически не зависят от температуры нагрева в диапазоне A_{c1} — A_{c3} .

Как правило, для получения феррито-мартенситной структуры и реализации повышенных механических свойств необходимо после нагрева стали в МКИ температур обеспечить интенсивное охлаждение — закалку. Между тем в работе [2] показано, что в низколегированных кремнемарганцовистых сталях с 1,8—2,3 % Мп эффект упрочнения достигается при пониженных скоростях охлаждения, не превышающих 0,04 °C/с. На этой основе разработан ряд марок сталей (09Г2СЮЧ, 09ХГ2СЮЧ, 10ХГ2МЧ) для производства сварных сосудов, работающих под давлением, которые после охлаждения из МКИ температур на воздухе имеют $\sigma_T = 540$ — 900 МПа и $\sigma_B = 720$ — 1120 МПа.

9.4. Свариваемость сталей

Микролегированные стали с содержанием углерода $\leq 0,1\%$ обладают благоприятной свариваемостью. Свойства сварных соединений при сварке на погонной энергии до 50 кДж/см, как правило, удовлетворяют предъявляемым требованиям. Однако в последние годы возрастает потребность в сталях, допускающих возможность их сварки на повышенных погонных энергиях, достигающих 50—100 кДж/см. С увеличением погонной энергии сварки более 100 кДж/см ударная вязкость металла в зоне термического влияния снижается из-за роста зерна аустенита, образования смеси структур верхнего бейнита, игольчатого феррита и высокоуглеродистого мартенсита.

9.4.1. Влияние легирующих элементов

Благоприятное влияние на ударную вязкость металла шва и зоны термического влияния оказывают следующие факторы: снижение содержания С и N для повышения вязкости матрицы; легирование Ti, образующим труднорастворимые при нагреве нитриды TiN и препятствующие росту зерна аустенита; микролегирование В с целью повышения дисперсности ферритной составляющей структуры.

Свариваемость микролегированных сталей в значительной степени зависит не только от легирующих и микролегирующих элементов, но и от содержания примесных элементов. В особенности это относится к S, которая повышает склонность соединений к образованию горячих и слоистых трещин [3]. Отмеченное является следствием не только «раскатывания» сульфидных включений при прокатке, но и изменения их состава и физических свойств.

В сталях, содержащих Mn, Ti, Zr, активность элементов по отношению к S последовательно уменьшается при переходе от Zr к Ti, а затем к Mn. В сталях, микролегированных V и Nb и содержащих Mn и Cr, активность элементов по отношению к S убывает в следующей последовательности: Mn, Nb, V, Cr.

9.4.2. Выбор тепловых режимов сварки

Увеличение погонной энергии сварки сопровождается увеличением количества доэвтектоидного феррита и интенсивным снижением ударной вязкости металла околошовного участка зоны термического влияния сварных соединений. Например, в сварных соединениях стали 09Г2ФБ, выполненных дуговой сваркой под флюсом, значение KCU^{-60} составляет при $q/v=30$ кДж/см не менее 0,8 МДж/м², а при $q/v=45$ кДж/см — не менее 0,45 МДж/м². По соображениям обеспечения требуемого уровня

ударной вязкости $KCU^{-70} \geq 0,3$ МДж/м², минимально допустимая скорость охлаждения ω_d ограничивается для стали 16Г2АФ уровнем 4,6 °С/с, а для стали 12ГН2МФАЮ — уровнем 6 °С/с [4].

Применительно к условиям электрошлаковой сварки термоупрочненной стали 10Г2ФР без последующего отпуска значения $KCU^{-40} \geq 0,3$ МДж/м² металла околошовного участка ЗТВ достигаются при $\omega = 10—30$ °С/с, а в условиях ЭШС с последующим отпуском при 670 °С — когда $\omega \geq 3$ °С/с.

9.5. Особенности технологии сварки

При ручной дуговой сварке корневого слоя шва неповоротных стыков термоупрочненных труб из микролегированных сталей с уровнем прочности 600 МПа применяют электроды типа Э-50 с целлюлозным покрытием марок ВСЦ-4 или ВСЦ-4А. Для сварки заполняющих слоев шва неповоротных стыков используют электроды типа Э-60 и Э-70 с покрытием основного типа марок ВСФ-65 и ВСФ-75.

Микролегированные стали с пониженным содержанием С и углеродного эквивалента допускают возможность сварки без подогрева до больших толщин проката, чем обычные низколегированные стали соответствующей категории прочности. Однако при сварке корневых швов в ряде случаев подогрев обязателен с целью предотвращения возможности образования холодных трещин. Температуру подогрева выбирают с учетом степени легированности стали, оцениваемой по величине $C_{экр}$, толщины стенки свариваемой конструкции, температуры окружающего воздуха и типа покрытия электрода, где

$$C_{экр} = C + Mn/6 + (Cr + Mo + V + Ti)/5 + (Ni + Cu)/15.$$

Для электродов с основным покрытием при сварке труб из стали с $\sigma_B = 550—600$ МПа приняты следующие условия выполнения подогрева.

Если $C_{экр} = 0,37—0,41$ %, то подогрев до 100 °С назначают при толщине стенки от 15 до 20 мм и температуре окружающего воздуха от 0 до —35 °С. При большей толщине стенки подогрев до данной температуры выполняют независимо от температуры окружающего воздуха.

Если $C_{экр} = 0,42—0,46$ %, то подогрев до 100 °С назначают при толщине стенки от 12 до 16 мм и температуре окружающего воздуха от +10 до —35 °С. При большей толщине стенки подогрев до данной температуры выполняют независимо от температуры окружающего воздуха.

Если $C_{экр} = 0,47—0,51$ %, то подогрев до 100 °С назначают при толщине стенки от 10 до 12 мм и температуре окружающего воздуха от 0 до —20 °С. При толщине стенки от 12 до 18

и от 18 до 26 мм подогрев до температур соответственно 100 и 150 °С назначают независимо от температуры окружающего воздуха.

Дуговую сварку под флюсом поворотных стыков труб из микролегированных сталей с $\sigma_b = 550 \div 600$ МПа осуществляют с применением сварочных проволок Св-08ХМ, Св-08МХ в сочетании с флюсами АН-348А, АН-348АМ, АН-47.

Необходимый уровень свойств сварных соединений сталей 16Г2Ф и 12ГН2МФАЮ при соблюдении требований по ограничению погонной энергии достигается при дуговой сварке под флюсом с применением проволоки Св-10НМА и флюса АН-17М.

При дуговой сварке под флюсом стали 09Г2ФБ применяют проволоку Св-08ГНМ и флюс АН-60.

Исходя из условия обеспечения необходимых вязкопластических свойств и равнопрочности сварных соединений термоупрочненных сталей, сварку эффективно осуществлять с регулированием термических циклов.

Для электрошлаковой сварки с РТЦ термоупрочненной стали 12ГН2МФАЮ толщиной 40 мм при этом используют сварочную проволоку 2Св-10Г2СМА и флюс АН-8. Режимы сварки: $I_{св} = 800 \div 850$ А, $U = 50 \div 51$ В; $v_a = 340 \div 360$ м/ч; $v = 3,0$ м/ч [5]

При РТЦ (регулируемый термический цикл) посредством принудительного сопутствующего охлаждения достигается интенсивность охлаждения металла шва и ЗТВ $\omega = 3,5 \div 4,0$ °С/с и после отпуска при 620—650 °С обеспечивается следующий уровень свойств: шов — $\sigma_b \geq 929$ МПа; $KCU^{-40} \geq 0,55$ МДж/м²; околошовный участок — $KCU^{-40} \geq 0,65$ МДж/м²; основной металл — $\sigma_b \geq 806$ МПа, $KCU^{-40} \geq 1,00$ МДж/м².

Электрошлаковая сварка с регулированием термических циклов термоупрочненной стали 10Г2ФР толщиной 40 мм осуществляется с применением проволоки 4Св-10НМ и флюса АН-8. Термообработка — последующий отпуск при 700 °С. Показатели механических свойств соответствуют следующим значениям: шов — $\sigma_b \geq 770$ МПа; $KCU^{-40} \geq 1,15$ МДж/м²; околошовный участок — $KCU^{-40} \geq 0,69$ МДж/м²; основной металл — $\sigma_b \geq 600$ МПа; $KCU^{-40} \geq 0,78$ МДж/м².

Значения параметров трещиностойкости металла шва и околошовного участка зоны термического влияния сварных соединений стали 10Г2ФР находятся при этом выше соответствующих показателей основного металла: $K_{Ic} = 83,5$ МПа·м^{1/2}; $n = 3,59$; $C = 0,3 \cdot 10^{-14}$; dl/dN при $\Delta K_{Ic} = K_{Ic}/1,5$ составляет $0,139 \times 10^{-2}$ мм/цикл.

**Глава 10. НИЗКОЛЕГИРОВАННЫЕ
БЕЙНИТНО-МАРТЕНСИТНЫЕ СТАЛИ**

(Мусяиченко В. Ф., Миходуй Л. И.)

10.1. Состав и свойства сталей*10.1.1 Назначение, производство и основные марки*

Высокопрочные стали, предназначенные для сварных конструкций широкого назначения, должны обладать хорошей пластичностью, высокой сопротивляемостью хрупкому разрушению и удовлетворительной свариваемостью. Необходимый комплекс служебных и технологических свойств сталей с $\sigma_{0.2} = 580 \div 780$ МПа обеспечивается структурой, которая формируется в процессе мартенситного или бейнитного превращений и определяется легированием и термообработкой [1]. Стали выплавляют мартеновским, кислородно-конверторным или индукционным способами. В ряде случаев осуществляется дополнительная обработка жидкого металла синтетическими шлаками, обдувкой аргоном или его электрошлаковый переплав, что позволяет ограничить содержание в стали вредных примесей [2].

Основные марки низкоуглеродистых мартенситно-бейнитных сталей указаны в табл. 10.1: 13ХГМРБ и 14Х2ГМРБ (ТУ-14-1-1156—74), 14Х2ГМ и 14ХГН2МДАФБ (ТУ-14-1-2659—79), 14Х2ГМРЛ (ТУ ПО «Уралмаш»), 12Г2СМФАЮ (ТУ-14-1-1308—75), 12ГН2МФАЮ (ТУ-14-1-1772—76), 12ХГН2МФБАЮ (ТУ-14-104-13—75), 12ХГН2МФБДАЮ (ТУ-14-104-32—81), 12ХГН2МФДРА (ТУ-14-1-3076—80), 14ХГ2САФД (ТУ-1-3323—82), 12ГН3МФАЮДР-СШ (ТУ-14-1-4145—86), 12ХГН3МАФД-СШ (ТУ-14-1-4254—87) и 14ХГНМДАФБРТ (ТУ-14-1-1478—75).

10.1.2. Механические свойства и структура

Оптимальные механические свойства и высокую сопротивляемость хрупкому разрушению при отрицательной температуре они приобретают после закалки или нормализации и последующего высокого отпуска. Механические свойства сталей приведены в табл. 10.2.

С точки зрения прокаливаемости стали при сравнительно низком содержании С и легирующих элементов эффективны микродобавки В в количестве 0,001—0,006 %. Это открывает возможности уменьшения содержания легирующих элементов в стали В сочетании с 0,15—0,5 % Мо — В обеспечивает получение устойчивой против разупрочнения бейнитно-мартенситной структуры металла зоны термического влияния (ЗТВ) в широком диапазоне режимов сварки.

Хорошее сочетание свойств имеют стали, содержащие 0,4—0,6 % Мо и 0,002—0,006 % В с добавкой других легирующих элементов. При наличии в стали указанных количеств молибдена и бора и при соответствующей обработке обеспечивается получение стабильной бейнитной или мартенситной структуры в листовом прокате до 100 мм. К указанным сталям относятся стали марок 13ХГМРБ, 14Х2ГМРБ, 14ХМНДФР и др.

Для сварных конструкций применяются безникелевые стали, содержащие 0,15—0,3 % Мо и 0,002—0,006 % В (12Г2СМФАЮ). Толщина листового проката не превышает 30 мм. Обладая высокими прочностными свойствами и достаточной пластичностью, такие стали уступают сталям типа 14Х2ГМРБ по хладостойкости.

ХИМИЧЕСКИЙ СОСТАВ СТАЛЕЙ, %

Сталь	C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	Cu
13ХГМРБ	0,10—0,16	0,9—1,2	0,17—0,37	0,9—1,3	До 0,3	0,3—0,4	<0,3
14Х2ГМРБ	0,10—0,16	0,9—1,2	0,17—0,37	1,1—1,5	До 0,3	0,4—0,5	<0,3
14Х2ГМРЛ	0,10—0,17	0,9—1,2	0,20—0,40	1,4—1,7	До 0,3	0,45—0,55	<0,3
14Х2ГМ	0,10—0,16	0,9—1,2	0,17—0,37	1,3—1,7	До 0,3	0,4—0,5	<0,3
12Г2СМФАЮ	0,09—0,15	1,3—1,7	0,4—0,7	—	До 0,3	0,15—0,25	<0,3
12ГН2МФАЮ	0,09—0,16	0,9—1,2	0,3—0,5	0,2—0,5	1,4—1,75	0,15—0,25	<0,3
12ХГН2МФБАЮ	0,09—0,16	0,9—1,3	0,3—0,5	0,5—0,9	1,4—1,70	0,3—0,4	<0,3
12ХГН2МФБДАЮ	0,09—0,16	0,6—1,1	0,2—0,5	0,6—0,9	1,4—1,75	0,4—0,6	0,5—1,0
12ХГН2МФДРА	0,10—0,14	0,95—1,20	0,15—0,35	0,8—1,2	1,7—2,1	0,5—0,7	0,7—1,0
14ХГН2МДАФБ	0,12—0,17	1,1—1,4	0,17—0,35	0,9—1,3	1,7—2,2	0,2—0,3	0,3—0,6
14ХГ2САФД*	0,12—0,18	1,4—1,9	0,4—0,7	0,5—0,8	До 0,3	—	0,3—0,6
12ГН3МФАЮДР-СШ	0,10—0,15	1,2—1,5	0,17—0,37	—	2,8—3,2	0,3—0,4	0,3—0,5
12ХГН3МАФД-СШ	0,10—0,15	1,0—1,3	0,2—0,5	0,6—1,0	2,5—3,0	0,4—0,55	0,5—1,0
14ХГНМДАФБРТ*	0,12—0,17	1,1—1,4	0,17—0,37	0,9—1,3	0,9—1,3	0,2—0,3	0,6—0,9

* 0,01—0,05Ti; ** 0,03—0,08Ti

Продолжение табл 10 1

Сталь	V	Nb	Al	N _o	B	S		P
						не более		
13ХГМРБ	—	0,01—0,03	0,02—0,08		0,001—0,004	0,035	0,035	0,035
14Х2ГМРБ	—	0,01—0,04	0,02—0,08		0,001—0,004	0,035	0,035	0,035
14Х2ГМРЛ	—	—	—	—	0,001—0,004	0,035	0,035	0,035
14Х2ГМ	—	—	—	—	—	0,015	0,015	0,030
12Г2СМФАЮ	0,07—0,15	—	0,05—0,10	0,015—0,03	—	0,035	0,035	0,035
12ГН2МФАЮ	0,05—0,10	—	0,05—0,10	0,02—0,03	—	0,035	0,035	0,035
12ХГН2МФБАЮ	0,05—0,10	0,02—0,06	0,05—0,10	0,02—0,03	—	0,035	0,035	0,035
12ХГН2МФБАЮ	0,05—0,10	0,02—0,06	0,03—0,08	0,015—0,03	—	0,035	0,035	0,035
12ХГН2МФДРА	0,08—0,14	—	0,02—0,05	—	До 0,004	0,025	0,025	0,025
14ХГН2МДАФБ	0,10—0,20	0,03—0,08	0,03—0,10	0,010—0,025	—	0,008	0,008	0,020
14ХГ2САФД*	0,08—0,16	—	0,03—0,07	0,010—0,02	—	0,020	0,020	0,035
12ГН3МФАЮДР-СШ	0,04—0,08	—	0,02—0,05	0,008—0,02	0,002—0,004	0,010	0,010	0,020
12ХГН3МАФД-СШ	0,05—0,10	—	До 0,08	0,008—0,02	—	0,012	0,012	0,025
14ХГНМДАФБРТ**	0,10—0,20	0,03—0,08	0,05—0,10	0,015—0,025	0,002—0,004	0,015	0,015	0,025

* 0,01—0,05Г1, ** 0,03—0,08Г1

Сталь	Толщина, мм	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ_5 , %	КСУ, Дж/см ² , при	
					-40°C	-70°C
13ХГМРБ	10—50	590	690	14	39	29
14Х2ГМРБ	10—50	588	686	14	39	—
14Х2ГМРЛ	>40	588	686	14	34	—
14Х2ГМ	3—30	588	686	16	39	—
12Г2СМФАЮ	10—32	588	686	14	34	—
12ГН2МФАЮ	16—40	588	686	14	—	29
12ХГН2МФБАЮ	16—40	736	834	12	—	29
12ХГН2МФБДАЮ	20—40	785	883	15	—	29
12ХГН2МФДРА	4—20	980	1078	10	29	—
14ХГН2МДАФБ	3—50	685	780	16	39*	—
14ХГ2САФД	16—40	588	686	14	39	—
12ГН3МФАЮДР-СШ	4—40	685	780	16	78*	59*
12ХГН3МАФД-СШ	3—50	980	1080	14	—	59
14ХГНМДАФБРТ	6—20	785	980	12	39	29

* КСУ

Эффективно введение в высокопрочную низколегированную сталь небольших количеств азота (0,02—0,03 %) и нитридообразующих элементов — алюминия, ванадия, ниобия. По механическим свойствам и хладостойкости нитридосодержащие высокопрочные стали превосходят стали такого же химического состава, изготовленные по обычной технологии. Наличие мелкодисперсных нитридов в стали способствует уменьшению их склонности к росту аустенитного зерна при сварке. Поэтому нитридосодержащие стали весьма перспективны для сварных конструкций. На практике хорошо себя зарекомендовала нитридосодержащая высокопрочная сталь марки 12ГН2МФАЮ.

10.2. Свариваемость сталей

Основными показателями свариваемости низкоуглеродистых бейнитно-мартенситных сталей являются сопротивляемость сварных соединений холодными трещинам и хрупкому разрушению и механические свойства зоны термического влияния, которые прежде всего связаны с фазовыми превращениями и структурными изменениями в стали при сварке. На основе этих показателей определяют технологические и конструктивные условия получения сварных соединений, удовлетворяющих эксплуатационные требования к сварной конструкции.

10.2.1. Фазовые превращения и структурные изменения при сварке

Общие сведения о фазовых превращениях и структурных изменениях в стали при воздействии термического сварочного цикла получают из терминокинетических диаграмм непрерывного распада аустенита.

У стали 14Х2ГМР в диапазоне скоростей охлаждения $\omega_{6/5} = 35 \div 0,5$ °C/c превращение аустенита происходит в мартенситной и бейнитной областях (рис. 10.1). При $\omega_{6/5} > 18$ °C/c образуется низкоуглеродистый мартенсит с твердостью HV 380. Умень-

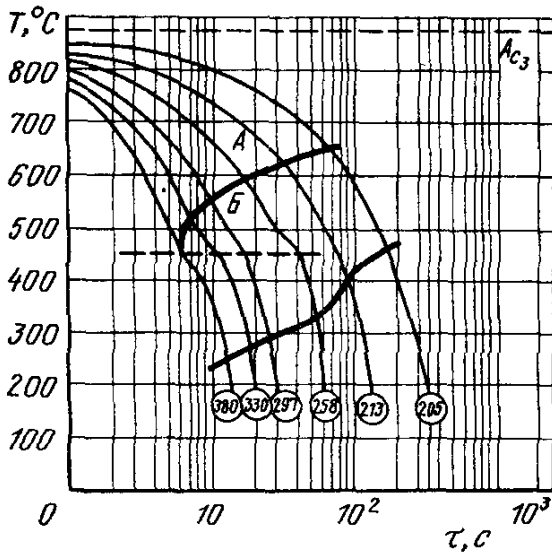


Рис. 10.1. Термокинетическая диаграмма распада аустенита стали 14Х2ГМР. Цифры в кружках обозначают твердость (HV_{10})

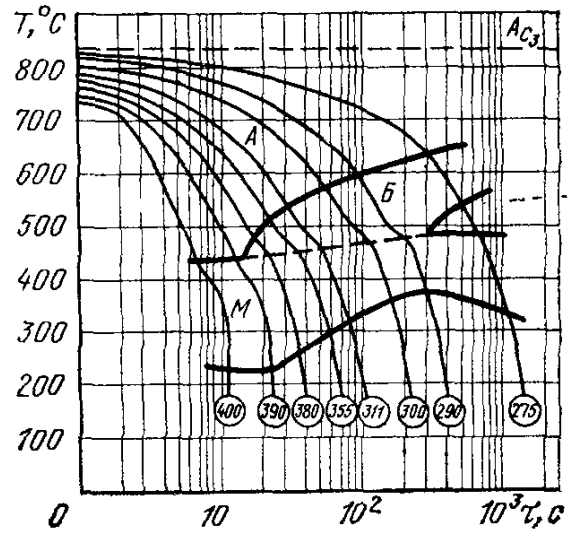


Рис. 10.2. Термокинетическая диаграмма распада аустенита стали 12ГН2МФАЮ. Цифры в кружках обозначают твердость (HV_{10})

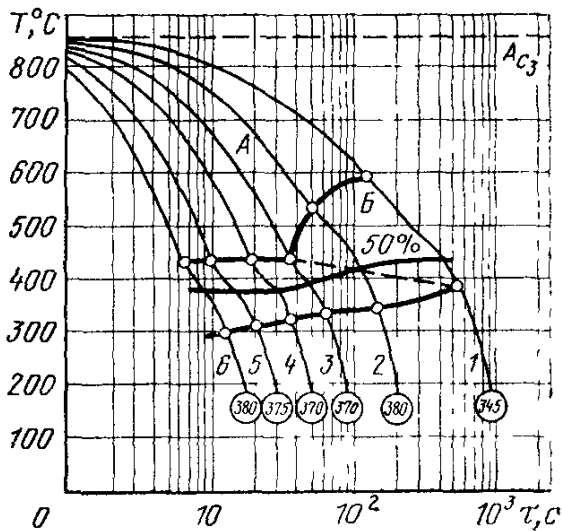


Рис. 10.3. Термокинетическая диаграмма распада аустенита стали 14ХГН2МДАФБ. Цифры в кружках обозначают твердость (HV_{10})

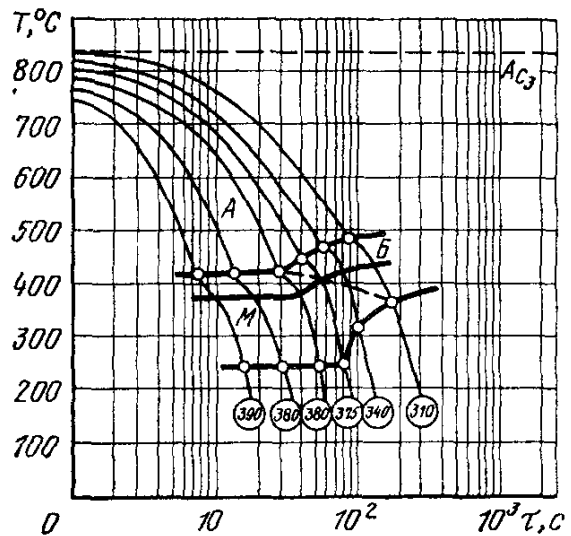


Рис. 10.4. Термокинетическая диаграмма распада аустенита стали 12ХГН2МФБДАЮ. Цифры в кружках обозначают твердость (HV_{10})

шение скорости охлаждения приводит к развитию бейнитного превращения, повышению температуры его начала и снижению твердости. При замедленных скоростях охлаждения ($\omega_{6/5} \approx 0,8$ °C/c) повышается температура бейнитного превращения и увеличиваются размеры ферритных игл.

Кинетика превращения аустенита стали 12ГН2МФАЮ (рис. 10.2) исследовалась для интервала скоростей охлаждения $\omega_{6/5} = 75 \div 1,6$ °С/с. При этих условиях превращение происходит в мартенситной и бейнитной областях. Ферритное и перлитное превращения отсутствуют. При $\omega_{6/5} = 75$ °С/с мартенситное превращение начинается при 440 °С и заканчивается при 250 °С, твердость мартенсита HV 380. В интервале скоростей охлаждения 36—2,7 °С/с превращение аустенита с образованием бейнитно-мартенситной структуры происходит при температурах, начало 515—620 °С, конец 270—420 °С. С уменьшением скорости охлаждения количество мартенситной составляющей уменьшается. При $\omega_{6/5} = 36$ °С/с количество бейнита в структуре составляет около 15 %, а при $\omega_{6/5} = 2,5$ °С/с — 90 %; твердость при этом изменяется от HV 330 до HV 213. При $\omega_{6/5} = 1,6$ °С/с происходит полностью бейнитное превращение в интервале температур 635—465 °С; твердость HV 205.

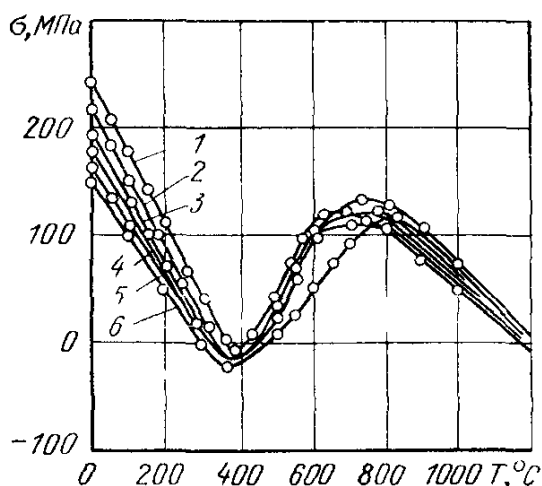


Рис 10.5 Изменение временных на напряжений при охлаждении заземленных образцов из стали 14ХГН2МДАФБ (термоциклы нагрев — охлаждение (1—6) соответствуют рис 10.3)

У сталей 14ХГН2МДАФБ и 12ХГН2МФБДАЮ превращение аустенита в диапазоне скоростей охлаждения $\omega_{6/5} = 50—0,6$ °С/с происходит в мартенситной и бейнитной областях (рис. 10.3 и 10.4). При скорости охлаждения, превышающей $\omega_{6/5} = 10$ °С/с, у них развивается только мартенситное превращение. При скоростях охлаждения $\omega_{6/5} = 2,3$ °С/с происходит бейнитное превращение, отсутствуют выделения доэвтектоидного феррита, что свидетельствует о высокой устойчивости аустенита этих марок сталей.

Скорость охлаждения заметно влияет на величину временных напряжений в температурной области фазового $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения (рис. 10.5). Различие в кинетике структурных превращений приводит также к изменению величины остаточных растягивающих напряжений в образцах. С повышением скорости охлаждения $\omega_{6/5}$ в интервале 0,6—50 °С/с у стали 14ХГН2МДАФБ они уменьшаются от 240 до 150 МПа.

Скорость охлаждения заметно влияет на величину временных напряжений в температурной области фазового $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения (рис. 10.5). Различие в кинетике структурных превращений приводит также к изменению величины остаточных растягивающих напряжений в образцах. С повышением скорости охлаждения $\omega_{6/5}$ в интервале 0,6—50 °С/с у стали 14ХГН2МДАФБ они уменьшаются от 240 до 150 МПа.

10.2.2. Сопротивляемость сварных соединений образованию ГТ и ХТ

Низкоуглеродистые бейнитно-мартенситные стали имеют ограниченное содержание С, Ni, Si, S и P. Поэтому при соблюдении режимов сварки и правильном применении присадочных мате-

риалов задач получения металла шва без ГТ решается достаточно успешно.

Наиболее распространенным и опасным дефектом сварных соединений сталей являются ХТ в зоне термического влияния

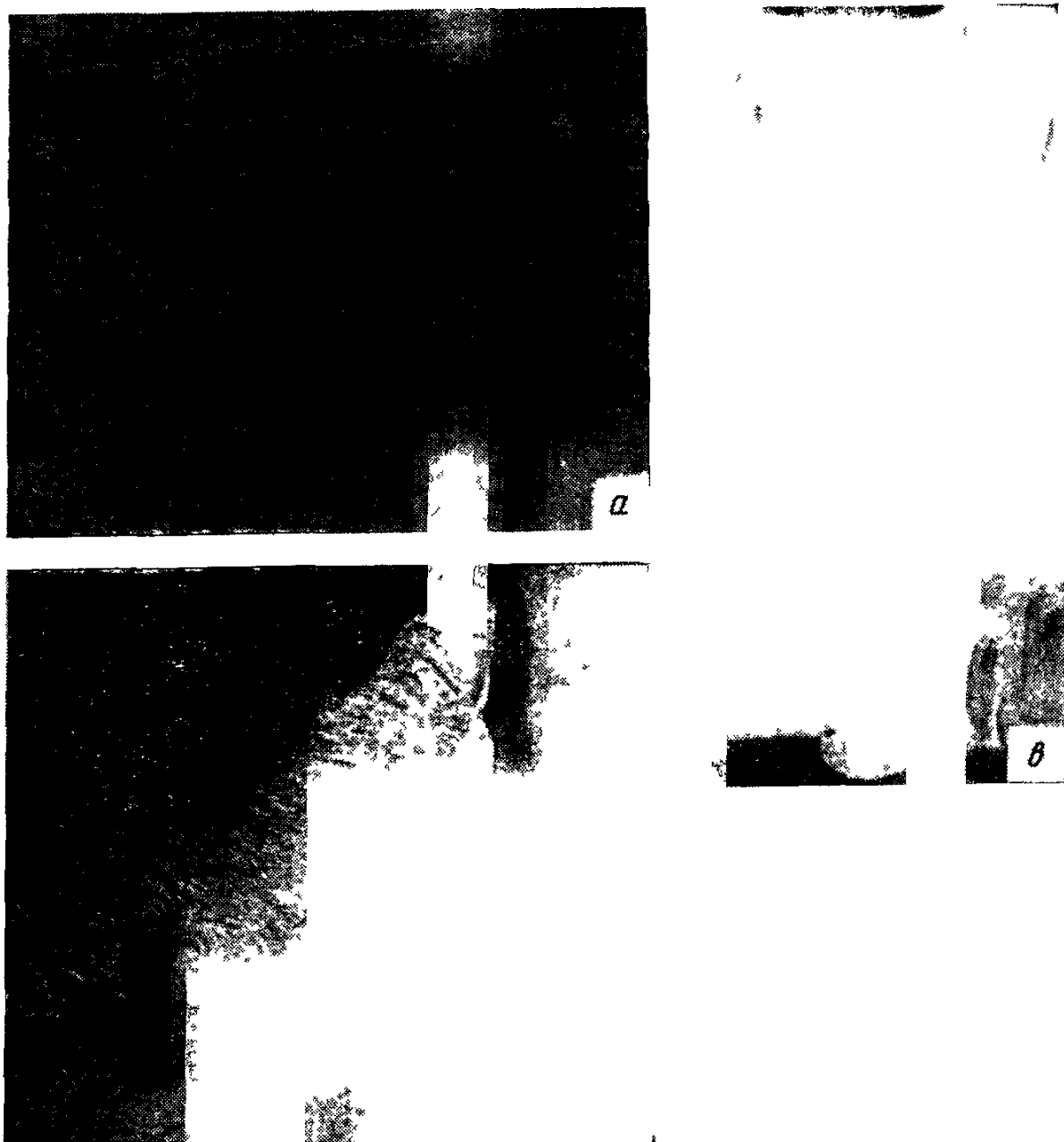


Рис 10.6 Примеры холодных трещин в сварных соединениях
а — поперечные, б — продольная в корне металла многослойного шва, в — корневая в угловом соединении

и металле шва, возникающие в закаленной структуре под влиянием водорода и сварочных напряжений [3, 4]. При сварке многослойных швов часто встречаются поперечные трещины, пересекающие металл шва и частично металл околошовной зоны, а также внутренние продольные трещины металла корневых

швов. В угловых и стыковых соединениях листового проката сталей толщиной более 12 мм возможно образование ламелярных трещин. Они располагаются в основном металле, направлены параллельно границе сплавления и могут вызывать разрушения типа отрыва. Примеры холодных трещин в сварных соединениях легированных сталей приведены на рис. 10.6.

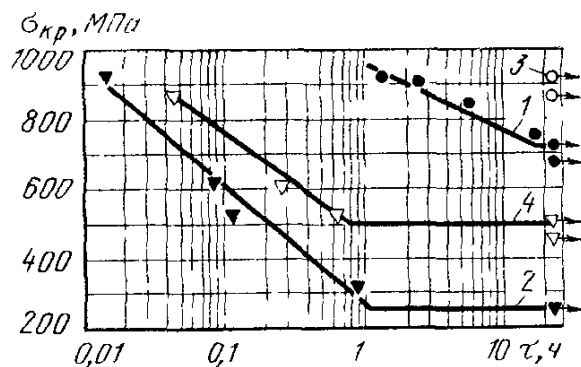


Рис 10.7 Влияние скорости охлаждения $w_{6/5}$ и насыщенности швов водородом на склонность к замедленному разрушению проб имплант из стали 14X2ГМР
1 — $w_{6/5}=18^\circ\text{C}/\text{с}$, $[\text{H}]_{\text{диф}}=3,0$ мл/100 г, 2 — $w_{6/5}=18^\circ\text{C}/\text{с}$, $[\text{H}]_{\text{диф}}=12,5$ мл/100 г, 3 — $w_{6/5}=9^\circ\text{C}/\text{с}$, $[\text{H}]_{\text{диф}}=3,0$ мл/100 г, 4 — $w_{6/5}=9^\circ\text{C}/\text{с}$, $[\text{H}]_{\text{диф}}=12,5$ мл/100 г

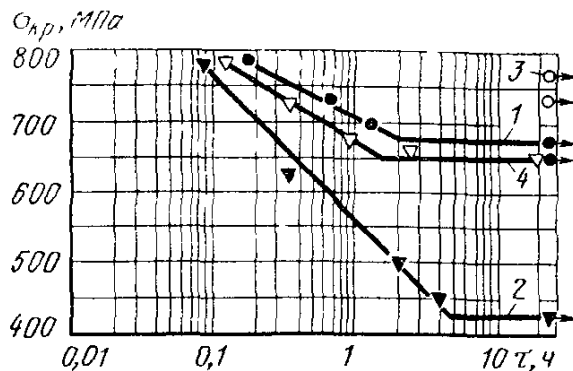


Рис 10.8 Влияние скорости охлаждения $w_{6/5}$ и насыщенности швов водородом на склонность к замедленному разрушению проб имплант из стали 12ГН2МФАЮ (обозначения — см рис 10.7)

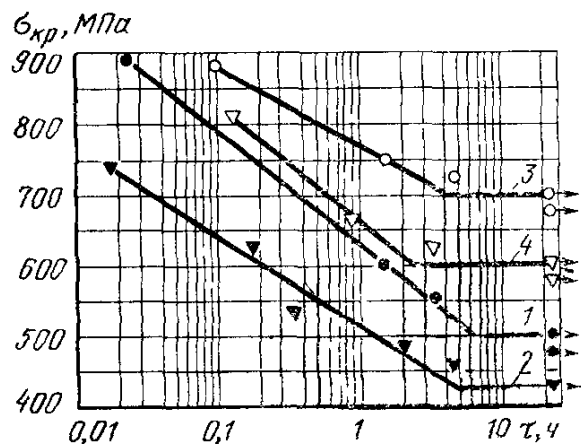


Рис 10.9 Влияние скорости охлаждения $w_{6/5}$ и насыщенности швов водородом на склонность к замедленному разрушению проб имплант из стали 14ХГН2МДАФБ (обозначения — см рис 10.7)

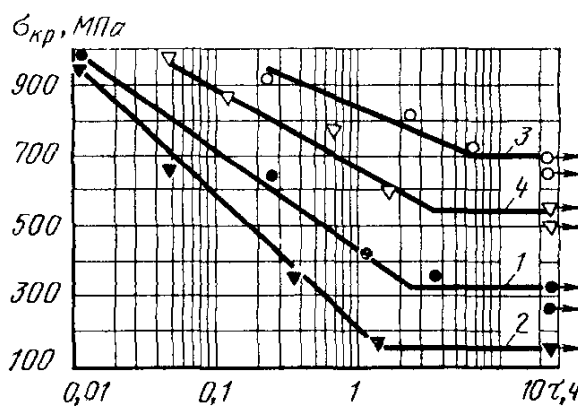


Рис 10.10 Влияние скорости охлаждения $w_{6/5}$ и насыщенности швов водородом на склонность к замедленному разрушению проб имплант из стали 12ХГН2МФБДАЮ (обозначения — см рис 10.7)

Сопротивляемость сварных соединений образованию холодных трещин оценивают по результатам испытаний специальных проб. Результаты испытаний на замедленное разрушение по методу имплант образцов из сталей 14X2ГМР, 12ГН2МФАЮ, 14ХГН2МДАФБ и 12ХГН2МФБДАЮ приведены на рис. 10.7—10.10. Сварку этих образцов, установленных в отверстиях же-

стко закрепленной в испытательной установке базовой пластины толщиной 20 мм, осуществляли в один проход электродами АНП-2 4,0 мм на режиме: $I=170$ А, $V=26$ В, $v=9$ м/ч. Скорость охлаждения сварного соединения варьировали ($\omega_{6/5} = 20$ и 13 °С/с), изменяя начальную температуру пластины. Количество диффузионного водорода ($[H]_{\text{диф}}=3-4$ и $12-13$ мл/100 г) в наплавленном металле определяли хроматографическим методом. Нагружение образцов начинали при их охлаждении после сварки до температуры $120-100$ °С.

Высокая сопротивляемость сварных соединений низкоуглеродистых легированных сталей образованию трещин обеспечивается в случае, когда содержание диффузионного водорода в наплавленном металле не превышает $3,5-4,0$ мл/100 г. Более высокая концентрация водорода приводит к снижению сопротивляемости соединений образованию холодных трещин [5]. При выбранных условиях испытаний ($[H]_{\text{диф}}=2,8-3,0$ мл/100 г и $\omega_{6/5}=13$ °С/с) у сварных соединений сталей 14Х2ГМР и 12ГН2МФАЮ замедленное разрушение не происходит (точка 3 на рис. 10.7 и 10.8). Для предотвращения образования холодных трещин в сталях 14ХГН2МДАФБ и 12ХГН2МФБДАЮ необходимы ограничения допускаемых скоростей охлаждения. По диапазонам допускаемых скоростей охлаждения зоны термического влияния, обеспечивающих достаточную сопротивляемость образованию холодных трещин, рассматриваемые стали могут быть расположены в следующий ряд:

- 1) $\omega_{6/5}=13\div 18$ °С/с 14Х2ГМР, 13ХГМРБ, 14ХГ2САФД и 12ГН2МФАЮ;
- 2) $\omega_{6/5}=7\div 12$ °С/с 14ХГНМДАФБРТ и 14ХГН2МДАФБ;
- 3) $\omega_{6/5}=4\div 6$ °С/с 12ХГН2МФБДАЮ.

Для предотвращения образования холодных трещин при сварке соединений большой толщины и «жесткости» следует применять предварительный подогрев. Как правило, он назначается при сварке металла толщиной свыше 20 мм. Температура подогрева $80-100$ °С. При сварке металла толщиной свыше 40 мм температура подогрева $100-150$ °С. Выполнение предварительного подогрева протяженных разделок кромок металла таких толщин — достаточно трудоемкая операция. В этом случае возможно ограничение температуры подогрева до $80-100$ °С за счет введения дополнительного послесварочного нагрева сварных соединений в интервале $150-200$ °С. Такой прогрев производится с поверхности металла шва, причем температура после сварки перед подогревом должна быть не менее 150 °С. Время нагрева назначается из расчета $1,5-2$ мин на 1 мм толщины соединения. При температуре окружающего воздуха <0 °С необходим предварительный подогрев свариваемых кромок до $100-120$ °С для металла всех толщин менее 30 мм и при $130-150$ °С для металла больших толщин. Подогрев

сварных соединений наиболее эффективен, если его осуществлять равномерно по всей длине с двух сторон от разделки кромок не менее 100 мм.

Стойкость сварных соединений против образования холодных трещин может быть также повышена применением технологии сварки с «мягкими прослойками», при которой первые слои многослойного шва выполняются менее прочным и более пластичным металлом по сравнению с последующими слоями. В отдельных случаях («жесткие» соединения большой толщины) малопрочные пластичные швы в один-два слоя накладываются в процессе заполнения разделки кромок. При сварке под флюсом для выполнения мягких слоев могут быть рекомендованы сварочные проволоки Св-10ГА, Св-08ГС (ГОСТ 2246—70), при сварке покрытыми электродами — электроды УОНИ-13/45, (ГОСТ 9467—75), при сварке в углекислом газе — проволока Св-08Г2С (ГОСТ 2246—70).

10.2.3. Выбор тепловых режимов сварки

Выбор технологии сварки низкоуглеродистых бейнитно-мартенситных сталей, обеспечивающий требуемые служебные и технологические свойства сварных соединений, возможен при условии учета влияния химического состава и толщины основного металла, параметров режима сварки и температуры подогрева соединения, химического состава материалов, содержания водорода в металле шва, разделки кромок и типа соединений.

Критериями при определении диапазона режимов сварки и температур предварительного подогрева служат допустимые максимальная и минимальная скорости охлаждения металла зоны сплавления.

Максимально допустимые скорости охлаждения сталей принимаются таким образом, чтобы предотвратить образование холодных трещин в металле околошовной зоны. Величину этой скорости охлаждения определяют экспериментальным путем по результатам испытаний технологических проб или же расчетным путем [3, 6—9].

Для предотвращения неблагоприятного изменения структуры и снижения ударной вязкости металла зоны перегрева необходимо ограничивать минимальную скорость охлаждения. Чрезмерно высокие погонные энергии сварки приводят к образованию у линии сплавления крупнозернистых структур с низкими показателями ударной вязкости. Кроме того, длительное пребывание отдельных зон основного металла при температурах, превышающих температуру отпуска стали, может способствовать разупрочнению металла. У легированных сталей с увеличением погонной энергии сварки интенсивность разупрочнения значительно меньше, чем снижение ударной вязко-

РЕКОМЕНДУЕМЫЕ ТЕМПЕРАТУРА ПРЕДВАРИТЕЛЬНОГО ПОДОГРЕВА
И ПОГОННАЯ ЭНЕРГИЯ СВАРКИ СТАЛИ 14Х2ГМР




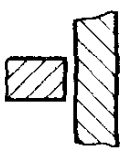
Форма поперечного сечения кромок	t, °C	q/v, кДж/см, при толщине металла, мм												
		6	8	10	16	20	25	30	36	40	50			
	20	≤10,0	≤16,0	≤23,0	≤33,0	≤40,0	—	—	—	—	—	—	—	—
	50	≤9,0	≤15,0	≤20,0	≤30,0	≤35,0	—	—	—	—	—	—	—	—
	20	6,3—13,3	8,3—16,2	11,6—19,5	16,2—24,1	17,9—32,4	22,9—38,3	—	—	—	—	—	—	—
	100	—	—	—	13,3—25,0	18,7—30,0	20,0—37,4	21,6—47,8	—	—	—	—	—	—
	150	—	—	—	—	13,3—23,7	15,8—29,1	18,7—36,6	20,0—41,0	25,8—49,9	26,2—51,1	—	—	—

ТАБЛИЦА 10.4




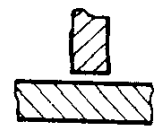
РЕКОМЕНДУЕМЫЕ ТЕМПЕРАТУРА ПРЕДВАРИТЕЛЬНОГО
ПОДОГРЕВА И ПОГОННАЯ ЭНЕРГИЯ СВАРКИ СТАЛИ 12ГН2МФАУ

Форма поперечного сечения кромок	T, °C, подогрева	q/v, кДж/см, при толщине металла, мм									
		16	20	24	28	32	36	40			
	20	14,0—33,0	17,5—42,0	19,5—50,0	20,5—60,0	21,0—65,0	21,5—70,0	21,5—75,0	—	—	—
	100	9,5—25,0	12,0—33,0	13,0—40,0	13,5—45,0	13,5—50,0	13,5—55,0	14,0—60,0	—	—	—
	20	12,5—33,0	16,0—40,0	20,0—49,0	23,5—55,0	27,5—60,0	31,0—70,0	34,5—75,0	—	—	—
	100	9,0—25,0	11,5—30,0	14,5—35,0	17,0—44,0	20,0—55,0	21,5—55,0	23,5—65,0	—	—	—
	20	17,0—43,0	22,0—50,0	27,0—60,0	31,5—70,0	35,5—80,0	38,0—85,0	40,0—90,0	—	—	—
	100	13,0—33,0	15,5—40,0	19,0—45,0	22,0—55,0	24,0—60,0	25,5—65,0	26,0—70,0	—	—	—

РЕКОМЕНДУЕМЫЕ ТЕМПЕРАТУРА ПРЕДВАРИТЕЛЬНОГО ПОДОГРЕВА И
ПОГОННАЯ ЭНЕРГИЯ СВАРКИ СТАЛИ 14ХГН2МДАФБ

Форма поперечного сечения кромок	t, °C подогрева	q/v кДж/см при толщине металла, мм									
		3	5	8	12	16	20	24	30		
	20	≤7,0 ≤5,0	≤10,0 ≤8,0	≤16,0 ≤12,0	9,5—25,0 7,0—20,0	13,5—33,0 9,5—25,0	17,0—40,0		—	—	—
	100						12,0—30,0				
	20	≤7,0 ≤5,0	≤10,0 ≤8,0	≤16,0 ≤12,0	10,0—25,0 7,0—19,0	14,0—33,0 9,5—25,0	17,5—42,0		19,5—50,0	21,0—63,0	
	100						12,0—33,0	13,0—40,0			13,5—48,0
	20	—	—	—	9,5—25,0 6,5—18,0	12,5—33,0 9,0—25,0	16,0—40,0		20,0—49,0	25,0—58,0	
	100						11,5—30,0	14,5—35,0			18,0—48,0
	20	—	≤11,0 ≤9,0	≤21,0 ≤16,0	12,5—32,0 9,0—24,0	17,0—43,0 12,0—32,0	22,0—50,0		27,0—60,0	33,0—75,0	
	100						15,5—50,0	19,0—45,0			23,0—58,0

РЕКОМЕНДУЕМЫЕ ТЕМПЕРАТУРА ПРЕДВАРИТЕЛЬНОГО
ПОДОГРЕВА И ПОГОННАЯ ЭНЕРГИЯ СВАРКИ СТАЛИ
12ХГН2МФБДАЮ

Форма поперечного сечения кромок	t, °С, подогрева	q/v, кДж/см, при толщине металла, мм				
		16	20	24	30	40
	20	15,0—34,0	20,0—42,0	—	—	—
	100	12,0—25,0	15,0—30,0	—	—	—
	20	17,0—35,0	20,0—44,0	—	—	—
	100	12,5—27,0	15,0—34,0	16,0—42,0	17,0—48,0	18,0—62,0
	150	—	—	12,0—33,0	14,0—45,0	12,0—50,0
	20	17,0—35,0	20,0—42,0	—	—	—
	100	13,0—28,0	14,0—34,0	19,0—38,0	21,0—48,0	25,0—60,0
	150	—	—	14,0—32,0	18,0—39,0	20,0—50,0
	20	20,0—43,0	26,0—47,0	—	—	—
	100	15,0—34,0	19,0—43,0	23,0—47,0	27,0—60,0	30,0—70,0
	150	—	—	18,0—42,0	21,0—50,0	22,0—60,0

сти металла околошовного участка зоны термического влияния. Поэтому максимально допустимые значения погонной энергии целесообразно выбирать с учетом показателей ударной вязкости металла с надрезом по линии сплавления. С учетом полученных данных устанавливают допустимые пределы значений скорости охлаждения, обеспечивающие оптимальные свойства металла зоны термического влияния и достаточную сопротивляемость ее образованию холодных трещин. Совокупность перечисленных выше характеристик позволяет оценить свариваемость металла и служит основой для выбора условий сварки различных соединений из низкоуглеродистых бейнитно-мартенситных сталей.

Диапазон оптимальных скоростей охлаждения $w_{6/50\text{опт}}$ у стали 14Х2ГМР: от 3,5 до 13,5 °С/с. Для сталей 12ГН2МФАЮ и 14ХГН2МДАФБ этот показатель находится соответственно в следующем диапазоне: 2,0—17,0 и 3,0—12,0 °С/с.

При сварке бейнитно-мартенситных сталей скорость охлаждения целесообразно регулировать, изменяя как погонную энергию, так и температуру предварительного или послесварочного подогрева соединений. Подогрев замедляет скорость осты-

вания при температуре ниже 300 °С и способствует более полному удалению водорода из наплавленного металла. При этом возрастает стойкость соединений против образования холодных трещин. Увеличение погонной энергии существенно продлевает пребывание металла в области высоких температур, что ухудшает его механические свойства. Поэтому наилучшее сочетание механических свойств соединений и их стойкости против трещин достигается при использовании оптимальных режимов сварки и температур предварительного и послесварочного подогрева.

При сварке соединений толщиной менее 20 мм скорость охлаждения металла околошовной зоны следует регулировать в основном изменением погонной энергии сварки, при толщине свыше 20 мм — погонной энергии сварки и температуры предварительного и послесварочного подогрева в интервале 50—150 °С.

Установленные допустимые $\omega_{6/5 \text{ min}}$ и $\omega_{6/5 \text{ max}}$ для каждой стали позволяют рассчитать оптимальные диапазоны режимов сварки различных соединений рассматриваемых сталей.

Погонные энергии сварки различных соединений низкоуглеродистых мартенситно-бейнитных сталей приведены в зависимости от толщины металла и температуры предварительного подогрева (табл. 10.3—10.6).

МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МЕТАЛЛА ШВОВ СТЫКОВЫХ

Марка электродов	Род тока	Марка стали, толщина	$\sigma_{0.2}$, МПа	σ_B , МПа	δ_5 , %	ψ , %
АНП-2	Постоянный	14Х2ГМР, $\delta = 30$ мм	680	800	19,5	58,0
		12ГН2МФАЮ, $\delta = 40$ мм	651	771	21,3	62,0
АНП-6	Постоянный	14Х2ГМР, $\delta = 30$ мм	600	721	20,7	61,0
		12ГН2МФАЮ, $\delta = 40$ мм	610	746	19,3	63,0
		14Х2ГМРЛ, $\delta = 60$ мм	640	756	18,0	60,0
	Переменный	14Х2ГМР, $\delta = 30$ мм	606	722	20,0	60,0

10.3. Технология сварки и свойства соединений

10.3.1. Сварочные материалы

Электроды для ручной электродуговой сварки имеют низководородное фтористо-кальциевое покрытие. Широко применяются электроды марки АНП-2 типа Э-70 по ГОСТ 9467—75. Сварку выполняют постоянным током при обратной полярности. Металл, наплавленный электродами АНП-2, соответствует следующим требованиям, %: $C \leq 0,10$; Mn 0,8—1,2; Si 0,2—0,4; Cr 0,6—1,0; Mo 0,2—0,4; Ni 1,3—1,8; $S \leq 0,03$; $P \leq 0,03$. Коэффициент наплавки — не менее 9 г/(А·ч), коэффициент перехода металла в шов — 96 %.

Более высокую производительность сварки, в среднем в 1,6—1,8 раза, обеспечивают электроды АНП-6П типа Э-70 (ТУ ИЭС 574—86). Они позволяют выполнять сварку на постоянном и на переменном токе. Химический состав металла, наплавленного электродами АНП-6П, %: $C \leq 0,10$; Mn 1,1—1,4; Si 0,20—0,35; Ni 1,3—1,6; Mo 0,4—0,6; $S \leq 0,025$; $P \leq 0,035$.

Металл шва, выполненный электродами АНП-2 и АНП-6П, устойчив против образования горячих и холодных трещин, обладает достаточной сопротивляемостью хрупкому разрушению при температурах до -60 °С. Критическая температура хрупкости металла шва, оцениваемая по условиям $KCU =$

ТАБЛИЦА 10.7

СОЕДИНЕНИЙ, ВЫПОЛНЕННЫХ ЭЛЕКТРОДАМИ АНП-2 И АНП-6

KCU, Дж/см ² , при °С			KCV, Дж/см ² , при °С		
+20	-40	-70	+20	-40	-70
110—130	80—105	55—80	83—95	35—41	24—31
120	89	70	89	38	27
117—124	82—95	72—94	87—102	37—44	22—37
122	87	82	93	40	31
95—102	70—72	65—77	76—87	34—40	12—25
98	71	70	83	37	17
96—115	51—77	36—56	65—80	27—42	14—20
105	65	48	73	33	17
108—112	57—94	39—77	95—109	40—42	15—32
110	75	59	102	41	24
98—116	78—86	70—74	89—101	38—45	15—27
107	81	72	96	42	20

МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МЕТАЛЛА ШВОВ ПРИ МНОГО

Марка стали	Сварочная проволока	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ_5 , %	ψ , %
14X2ГМР, $\delta = 20 \div 30$ мм	Св-10ХГ2СМА	655	766	22,1	54,4
	ПП-АН54	628	712	18,3	62,0
	Св-08ХН2Г2СМЮ	865	975	14,0	55,0
14Х2ГМРЛ, $\delta = 120$ мм	ПП-АН57	656	785	19,0	56,0
12ГН2МФАЮ, $\delta = 20 \div 30$ мм	Св-10ХГ2СМА	628	804	17,6	55,1
	ПП-АН54	618	740	15,3	59,9
	Св-08ХН2Г2СМЮ	784	880	16,3	56,1
	Св-08ХН2ГМЮ*	885	998	15,0	55,6
14ХГН2МДАФБ, $\delta = 20$ мм	ПП-АН54	718	830	15,7	57,0
	Св-08ХН2ГМЮ*	790	940	16,0	55,6
14Х2ГМР + 09Г2С, $\delta = 20$ мм	Св-08Г2С	446	610	30,7	63,4

* Сварка в 78% Ar + 22% CO₂.

=40 Дж/см² и $KCU=21$ Дж/см², ниже -60 °С. Критическая температура перехода сварных соединений от вязкого к квази-хрупкому разрушению по условию $F_B \geq 50$ % при статическом изгибе образцов с усталостной трещиной ниже -60 °С. Типичные механические свойства и ударная вязкость металла швов, выполненных электродами АНП-2 и АНП-6П, приведены в табл. 10.7.

Сварку низкоуглеродистых легированных сталей с низколегированными сталями повышенной прочности 09Г2, 10Г2С1, 14Г2, 10ХСНД, 15ХСНД, а также с низкоуглеродистой сталью

ПРОХОДНОЙ СВАРКЕ В СО₂ СТЫКОВЫХ СОЕДИНЕНИЙ

КСУ, Дж/см ² , при T, °С			КСУ, Дж/см ² при T, °С	
20	-40	-70	-40	-70
100—115	55—63	32—38	23—32	10—14
107	59	35	28	12
104—109	55—80	40—90	27—31	24—30
106	72	47	29	27
81—95	75—86	45—66	31—38	22—27
89	79	60	34	25
104—115	68—84	47—56	40—45	25—30
108	78	52	43	28
89 —95	48—55	31—34	23—28	8—14
91	51	32	25	10
123—137	66—73	51—67	36—38	21—28
132	68	57	37	24
98—105	85—93	78—93	27—31	23—25
102	88	83	29	24
65—75	80—87	65—70	37—50	34—37
71	85	67	44	35
98—110	75—92	67—72	27—35	16—21
104	84	80	30	18
81—85	67—92	65—71	35—37	20—27
83	70	68	36	24
145—155	135—152	95—109	—	—
149	142	102	—	—

СтЗ выполняют электродами с фтористо-кальциевым покрытием типа Э42А—Э50А по ГОСТ 9467—75, например марок УОНИ-13/45 или УОНИ-13/55.

Проволока для сварки в углекислом газе и смесях аргона с углекислым газом. При сварке в углекислом газе применяют проволоку марок Св-08Г2С, Св-10ХГ2СМА, Св-08ХН2Г2СМЮ (ГОСТ 2246—70) или порошковую проволоку марок ПП-АН54 (ТУ ИЭС 389—83) и ПП-АН57 (ТУ ИЭС 390—83).

Проволока марки Св-10ХГ2СМА обеспечивает механические свойства металла шва: $\sigma_{0,2} \geq 580$ МПа; $\sigma_b \geq 680$ МПа; $\delta_5 \geq$

МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МЕТАЛЛА УГЛОВЫХ ШВОВ
ПРИ СВАРКЕ В ЗАЩИТНЫХ ГАЗАХ ТАВРОВЫХ СОЕДИНЕНИЙ
(В УГОЛ)

Марка стали; катет шва, мм	Сварочная проволока	Защитный газ	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ_5 , %	ψ , %
14X2ГМР, 7—8	Св-08Г2С	CO ₂	597	734	23,0	56,1
	Св-10ХГ2СМА	CO ₂	698	808	16,7	60,4
	ПП-АН54	CO ₂	629	771	23,3	64,7
14X2ГМР, 14—15	Св-08Г2С	CO ₂	693	802	16,7	52,0
	Св-10ХГ2СМА	CO ₂	748	870	14,7	56,4
	ПП-АН54	CO ₂	650	816	18,7	60,7
14ХГН2МДАФБ, 7—8	Св-08Г2С	CO ₂	659	716	14,7	53,3
	Св-10ХГ2СМА	CO ₂	795	856	12,0	51,0
	ПП-АН54	CO ₂	738	846	18,0	55,6
	Св-08Г2С	78 % Ar + 22 % CO ₂	717	846	23,3	55,1
14ХГН2МДАФБ, 14—15	Св-10ХГ2СМА	78 % Ar + 22 % CO ₂	905	1018	13,3	50,6
	Св-08Г2С	CO ₂	642	787	19,9	56,0
	Св-10ХГ2СМА	CO ₂	638	755	24,7	59,9
	ПП-АН54	CO ₂	693	804	16,7	55,6
	Св-08Г2С	78 % Ar + 22 % CO ₂	670	784	26,6	64,0
	Св-10ХГ2СМА	78 % Ar + 22 % CO ₂	884	969	20	55,6

$\geq 18\%$, $a_n \geq 25$ Дж/см² при температуре минус 60 °С. Металл шва, выполненного проволокой марки Св-08ХН2Г2СМЮ, имеет показатели прочности и хладостойкости: $\sigma_{0,2} \geq 750$ МПа, $\sigma_B \geq 850$ МПа, $\delta_5 \geq 15\%$, $KCU \geq 40$ Дж/см² при температуре -70 °С. Благоприятное сочетание показателей механических свойств металла швов при сварке сталей с $\sigma_{0,2} = 580 \div 700$ МПа позволяет получать порошковые проволоки марок ПП-АН54 и ПП-АН57 с сердечником рутил-флюоритного типа [11]. Проволока марки ПП-АН57 позволяет выполнять сварку многопроходных швов по слою шлака. Шлаковую корку удаляют после выполнения 4—5 проходов. Это обеспечивает при прочих равных условиях повышение производительности сварки по сравнению с проволокой ПП-АН54.

При сварке высокопрочных сталей в смесях на базе аргона (78 % Ar + 22 % CO₂, 75 % Ar + 20 % CO₂ + 5 % O₂) используется проволока марки Св-08ХН2ГМЮ (ГОСТ 2246—70), которая обеспечивает высокий уровень механических свойств и хладостойкости металла швов при сварке сталей с $\sigma_{0,2} \geq 700$ МПа.

Характерные механические свойства металла швов стыковых соединений, выполненных в защитных газах, приведены в табл. 10.8.

Проволоки указанных марок рекомендуются для сварки угловых швов катетом свыше 15 мм. Для угловых швов с меньшим катетом в большинстве случаев используют проволоку

МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МЕТАЛЛА ШВА ПРИ АВТОМАТИЧЕСКОЙ
СВАРКЕ ПОД ФЛЮСОМ

Марка стали, толщина	Марка сварочной проволоки, флюс	Механические свойства			KCV, Дж/см ² , при		KCV, Дж/см ² , при T, °C			
		$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ_5 , %	Ψ , %	+20		-40	-70	
14X2ГР, 40 мм	Св-08ХН2ГМЮ, АН-17М	647	842	22,7	57,5	119—141 130	108—120 112	72—104 90	34—42 37	26—34 29
12ГН2МФАЮ, 40 мм	Св-08ХН2ГМЮ, АН-17М	631	807	18,6	57,1	100—122 109	75—102 93	61—79 69	30—35 32	21—24 22
12ГН2МФАЮ, 40 мм	Св-08ХН2ГМЮ, АН-43	696	837	17,6	55,6	92—120 103	41—60 50	20—35 26	17—20 18	10—12 11
12ГН2МФАЮ, 40 мм	Св-08ХН2Г2СМЮ, АН-17М	735	840	18,0	57,0	120—130 123	80—117 98	77—90 85	40—44 42	30—38 35
14ХГН2МДАФБ, 20 мм	Св-08ХН2ГМЮ, АН-17М	715	875	16,0	55,6	97—115 108	90—106 98	75—87 81	25—27 26	17—30 24
14ХГН2МДАФБ, 20 мм	Св-08ХН2ГМЮ, АН-43	682	812	18,3	56,0	89—118 107	39—63 52	21—36 29	20—26 23	12—16 14
14Х2ГР, 12 мм	Св-08ХН2М	640	780	18,6	55,0	102—120 110	68—93 75	53—75 64	32—36 34	21—27 23

Пр и м е ч а н и е. Приведены средние результаты испытаний 3—4-х образцов.

СОДЕРЖАНИЕ ДИФФУЗИОННОГО ВОДОРОДА В НАПЛАВЛЕННОМ МЕТАЛЛЕ (ХРОМАТОГРАФИЧЕСКИЙ МЕТОД АНАЛИЗА)

Способ сварки	Сварочные материалы	[H] _{диф.} , мл/100 г
Ручная покрытыми электродами	Электроды АНП-2 Электроды АНП-6П	2,5—4,0 5,0—8,0
Механизированная в защитных газах	Проволока марок: Св-08Г2С, Св-10ХГ2СМА, Св-08ХН2Г2СМЮ; CO ₂	2,5—4,0
	Проволока марки Св-08ХН2ГМЮ; 78 % Ag + 22 % CO ₂	3,0—4,0
Автоматическая под флюсом	Порошковые проволоки марок ПП-АН54, ПП-АН57	3,5—5,0
	Проволоки марок Св-08ХН2Г2СМЮ; флюсы АН-17М или АН-43	4,0—6,5

марки Св-08Г2С (табл. 10.9). Эту проволоку применяют при сварке низкоуглеродистых бейнитно-мартенситных сталей с низколегированными сталями повышенной прочности 09Г2, 10Г2С1, 14Г2, 10ХСНД и 15ХСНД.

Флюсы и сварочные проволоки. При автоматической сварке бейнитно-мартенситных сталей применяют низкокремнистые окислительные флюсы марок АН-17М и АН-43 (ГОСТ 9087—81). Сварку выполняют проволоками Св-08ХН2ГМЮ или Св-08ХН2Г2СМЮ (ГОСТ 2246—70) на постоянном токе обратной или прямой полярности. Флюсы АН-17М и АН-43 позволяют получать наплавленный металл с достаточно низким содержанием диффузионного водорода, неметаллических включений, серы и фосфора. Флюс АН-43 рекомендуется использовать при многопроходной сварке стыковых соединений в узкую разделку, а также для сварки угловых соединений.

Характерные механические свойства металла швов при сварке под флюсом сталей приведены в табл. 10.10.

Сварку низкоуглеродистых легированных бейнитно-мартенситных сталей с низколегированными сталями повышенной прочности марок 09Г2, 10Г2С1, 10ХСНД и другие, а также с малоуглеродистой сталью марки Ст3 выполняют проволоками марок Св-10ГА или Св-10Г2 (ГОСТ 2246—70). После соответствующей подготовки материалов (прокалки электродов, флюсов и осушения газов) и условий сварки (удаления источников водорода с поверхности свариваемых кромок и предохранения зоны сварки от осадков и сквозняков) металл швов низкоуглеродистых легированных сталей содержит ограниченное содержание диффузионного водорода (табл. 10.11).

10.3.2. Сварка покрытыми электродами

Сварочный ток выбирают в зависимости от марки и диаметра электрода; при этом учитывают положение шва в пространстве, вид соединения и толщину свариваемого металла. Рекомендуемые режимы сварки электродами АНП-2 и АНП-6П приведены в табл. 10.12 и 10.13.

При выполнении многослойных швов особое внимание уделяется качественному выполнению первого слоя в корне шва. Провар корня шва во многом определяет прочность сварного соединения. Корневые швы соединений высокопрочных сталей часто выполняют перевязкой электродами диаметром 4—5 мм. Разделки кромок заполняют в зависимости от толщины металла любым из известных видов наложения швов. Последовательное наложение швов применяется при сварке металла толщиной до 25 мм. Каскадный способ и способ горки применяют при сварке металла большей толщины. Выбор любой из схем заполнения разделки кромок прежде всего определяется необходимостью сохранить необходимую температуру подогрева высокопрочного металла в процессе сварки.

Сварку технологических участков следует производить без перерывов, не допуская охлаждения сварного соединения ниже температуры предварительного подогрева. В то же время технологические участки в зависимости от толщины свариваемой стали должны быть достаточно протяженными, чтобы не допустить нагрева сварных соединений между отдельными проходами выше 200 °С. При рациональном использовании «автоподогрева» в случае многопроходной сварки предварительный подогрев может использоваться только лишь при выполнении первых проходов.

ТАБЛИЦА 10.12

СВАРОЧНЫЙ ТОК ДЛЯ ЭЛЕКТРОДОВ
АНП-2 (ПОСТОЯННЫЙ, ОБРАТНОЙ
ПОЛЯРНОСТИ)

Положение сварки	Сварочный ток, А, для электрода диаметром, мм		
	3	4	5
Нижнее Вертикальное, горизонтальное, потолочное	100—120 90—120	150—200 120—160	200—250 160—200

ТАБЛИЦА 10.13

СВАРОЧНЫЙ ТОК ДЛЯ
ЭЛЕКТРОДОВ АНП-6П

Род тока	Сварочный ток, А, для электрода диаметром, мм		
	4	5	6
Постоянный	190—210	270—290	350—370
Переменный	220—240	300—320	380—400

10.3.3. Сварка в защитных газах

Диаметр проволок сплошного сечения при сварке в углекислом газе и смесях газов выбирают в зависимости от толщины свариваемого металла и пространственного положения шва. Проволоками диаметром 1,0—1,4 мм сваривают соединения толщиной 3—8 мм, швы в различных пространственных положениях, а также корневые слои многослойных соединений. В остальных случаях используют проволоку диаметром 1,6 мм.

Рекомендуемые режимы полуавтоматической сварки проволокой сплошного сечения приведены в табл. 10.14.

Сварку в смесях на основе аргона выполняют проволокой марки Св-08ХН2ГМЮ, при этом практически отсутствует разбрызгивание, швы имеют хороший внешний вид. Режимы сварки плавящимся электродом в смеси 78,0 % Ar + 22 % CO₂ приведены в табл. 10.15.

ТАБЛИЦА 10.14

РЕЖИМЫ МЕХАНИЗИРОВАННОЙ СВАРКИ В УГЛЕКИСЛОМ ГАЗЕ ПРОВОЛОКОЙ СПЛОШНОГО СЕЧЕНИЯ (РАСХОД ГАЗА 8—12 Л/МИН)

Диаметр сварочной проволоки, мм	Пространственное положение					
	нижнее		вертикальное		потолочное	
	I, А	U, В	I, А	U, В	I, А	U, В
1,0	150—190	22—23	150—200	21—22	145—165	21—23
1,2	150—200	22—24	150—200	22—24	150—170	22—23
1,6	200—350	26—30	200—240	26—28	—	—

ТАБЛИЦА 10.15

РЕЖИМЫ СВАРКИ ВЫСОКОПРОЧНЫХ СТАЛЕЙ В СМЕСИ 78,0 % Ar + 22 % CO₂

Диаметр сварочной проволоки, мм	I, А	U, В	Вылет электрода, мм	Расход газа, л/м
1,0	150—200	24—26	10—13	12—15
1,2	180—280	25—27	12—15	14—16
1,4	220—350	25—28	15—18	15—18
1,6	280—400	26—29	18—20	16—20

10.3.4. Сварка под флюсом

Сварку под флюсом марок АН-17М или АН-43 выполняют на постоянном токе обратной полярности. Сила сварочного тока не превышает 800 А, напряжение дуги до 40 В, скорость сварки изменяют в диапазоне 13—30 м/ч. Одностороннюю одностороннюю сварку применяют для соединений толщиной до 8 мм и выполняют на остающейся стальной подкладке или флюсовой подушке. Подкладные планки изготавливают из малоуглеродистой стали толщиной 3—6 мм и шириной 40—50 мм.

Максимальная толщина соединений без разделки кромок, свариваемых двусторонними швами, не должна превышать 20 мм. Для стыковых соединений без скоса кромок (односторонних и двусторонних) используют проволоку марки Св-08ХН2М (ГОСТ 2246—70). Применять более легированные проволоки для таких соединений нецелесообразно, поскольку в этом случае механические свойства швов имеют излишне высокую прочность.

Наиболее часто стыковые соединения подготавливают со скосом кромок. Сварку корневых швов стыковых соединений высокопрочных сталей с V- или X-образной разделкой кромок обычно выполняют проволоками марок Св-08ГА или Св-10Г2 (ГОСТ 2246—70). Заполнение разделок кромок осуществляется проволоками марок Св-08ХН2ГМЮ или Св-08ХН2ГСМЮ (ГОСТ 2246—70) последовательным наложением слоев. Первые два-три слоя выполняют по оси разделки, а все последующие — со смещениями последовательно то к одной, то к другой стороне разделки.

10.3.5. Электрошлаковая сварка

При электрошлаковой сварке низкоуглеродистых легированных сталей применяют технологические приемы, позволяющие повысить скорость охлаждения сварного соединения, например сопутствующее дополнительное охлаждение зоны сварки. При этом ниже ползуна устанавливается специальное душирующее устройство — спреер, которое, перемещаясь со скоростью сварки, охлаждает водой шов и зону термического влияния. Скорость охлаждения металла околошовного участка зоны термического влияния удается повысить до $w_{8/5} = 3,5 \div 4,0$ °С/с, что обеспечивает получение требуемых структуры и показателей механических свойств этого участка сварного соединения [12] (табл. 10.16).

Сварные соединения, выполненные с дополнительным охлаждением, обладают достаточной хладостойкостью (табл. 10.17).

МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МЕТАЛЛА ШВОВ ПРИ ЭЛЕКТРОШЛАКОВОЙ СВАРКЕ ТАБЛИЦА 10.16

Сварочная проволока	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ_5 , %	ψ , %
СВ-10НМА	771	852	16,0	58,3
СВ-10ХГ2СМА	825	929	19,3	65,1

ТАБЛИЦА 10.17

УДАРНАЯ ВЯЗКОСТЬ КСУ СВАРНОГО СОЕДИНЕНИЯ СТАЛИ 12ГН2МФАУ ТОЛЩИНОЙ 40 ММ (Дж/см²).

Место вырезки образцов	T, °C		
	+20	-40	-70
Шов	$\frac{86-109}{94}$	$\frac{55-85}{69}$	$\frac{34-87}{69}$
ЗТВ:			
надрез на границе сплавления;	$\frac{82-93}{88}$	$\frac{55-77}{66}$	$\frac{20-47}{31}$
на расстоянии 1 мм от границы сплавления,	$\frac{95-126}{107}$	$\frac{65-77}{72}$	$\frac{27-50}{35}$
2,5 мм	$\frac{90-105}{100}$	$\frac{50-80}{68}$	$\frac{47-67}{59}$
5 мм	$\frac{95-103}{100}$	$\frac{98-107}{100}$	$\frac{72-85}{76}$
10 мм	$\frac{100-100}{103}$	$\frac{95-110}{100}$	$\frac{98-110}{100}$
Основной металл	$\frac{90-120}{109}$	$\frac{103-115}{107}$	$\frac{77-82}{80}$

Глава 11. СРЕДНЕЛЕГИРОВАННЫЕ МАРТЕНСИТНО-БЕЙНИТНЫЕ СТАЛИ (Мусяченко В. Ф., Саржевский В. А.)

11.1. Состав и свойства сталей

Среднелегированные мартенситно-бейнитные стали содержат С в количестве до 0,4 % и более. Они легированы Ni, Cr, W, Mo, V. Оптимальное сочетание прочности, пластичности и вязкости стали получают после закалки и низкого отпуска.

Указанные стали с целью повышения пластичности и вязкости выплавляют из чистых шихтовых материалов, а также тщательно очищают в про-

цессе производства от S, P, газов и неметаллических включений, в ряде случаев подвергая их вакуумно-дуговому, электрошлаковому переплавам, рафинированию в ковше жидкими синтетическими шлаками. Термомеханическая обработка (ТМО) позволяет достичь на среднеуглеродистых сталях хорошего сочетания прочности, пластичности и вязкости.

Типичными представителями среднеуглеродистых мартенситно-бейнитных сталей, широко применяемыми при изготовлении ответственных сварных конструкций, являются стали 42Х2ГСНМА $\left(\frac{\text{ЧМТУ}}{\text{ЦНИЧМ}} 979-63\right)$, 40ХГСНЗМА (ЧМТУ 5309—57), 30Х2ГСНВМА $\left(\frac{\text{ЧМТУ}}{\text{ЦНИЧМ}} 979-63\right)$, а также 30ХГСНА, 30ХГСА, 25ХГСА, 12Х2НЧА (все ГОСТ 4543—71) и некоторые другие, имеющие предел прочности 1050—2000 МПа (табл. 11.1).

11.2. Свариваемость сталей

В ряде случаев среднеуглеродистые мартенситно-бейнитные стали применяют в конструкциях в термически упрочненном состоянии. В этом случае необходимо получить искомый комплекс свойств без термообработки сварных соединений.

Аустенитизация является ведущим процессом в формировании свойств участков зоны термического влияния в широком диапазоне температур. Поэтому целесообразно разделить зону термического влияния по принципу полноты и характера аустенитизации на три температурные области. Температурный интервал этих областей зависит от многих факторов и определяется особенностями как технологического процесса сварки, так и свойствами основного металла.

Условно первую из них можно определить как область перегретого аустенита, характеризующуюся наличием крупного зерна и высокотемпературной химической микронеоднородности (ВХМН), вторую — аустенита с оптимальной величиной зерна и высокими свойствами, третью — неполной аустенитизации и высокого отпуска.

11.2.1. Фазовые и структурные превращения при сварке

В исследованиях большое внимание уделяется участкам перегрева и высокого отпуска, так как их свойствами часто определяется работоспособность сварных соединений этих сталей. Высокотемпературная химическая микронеоднородность (ВХМН) образуется главным образом в результате раннего оплавления отдельных микрообъемов металла околошовной зоны у линии сплавления, включающих легкоплавкие неметаллические включения сульфидного происхождения и другие сегрегаты. Она формируется при всех способах сварки плавлением. При этом образуется характерная зернистая структура. Границы подплавленных зерен ориентированы по участкам за-

ХИМИЧЕСКИЙ СОСТАВ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА
БЕЙНИТНЫХ СТАЛЕЙ ПОСЛЕ

Марка стали	Химический				
	C	Si	Mn	Cr	Ni
42Х2ГСНМА*	0,41—0,48	0,9—1,2	0,75—1,0	1,5—2,0	0,5—0,8
40ХГСНЗМА	0,36—0,43	0,7—1,0	0,5—0,8	0,8—1,1	2,5—3,0
30Х2ГСНВМА**	0,26—0,33	0,9—1,2	1,0—1,3	1,5—2,0	1,0—1,3
30ХГСН2А (30ХГСНА)	0,27—0,34	0,9—1,2	1,0—1,3	0,9—1,2	1,4—1,8
30ХГСА	0,28—0,34	0,9—1,2	0,8—1,1	0,8—1,1	—
25ХГСА	0,22—0,28	0,9—1,2	0,8—1,1	0,8—1,1	—
12Х2Н4А	0,09—0,15	0,17—0,37	0,3—0,6	1,25—1,65	3,25—3,65

* 0,03—0,08 % V; ** 0,9—1,3 % W.

легания неметаллических включений и так проявляют первичную неоднородность основного металла. Процесс формирования ВХМН трехстадийный.

На первой стадии имеет место локальное подплавление основного металла на участках легкоплавких неметаллических включений и других сегрегаций при температуре примерно 1300—1360 °С. Наблюдается специфическое растекание жидкости. После затвердевания подплавленных микрообъемов могут образоваться пустоты (рис. 11.1, а).

Вторая стадия характерна полным оплавлением существующих границ и сегрегаций в интервале температур примерно 1360—1420 °С. Сульфиды равномерно распределяются по оплавленным границам, обволакивая зерна. Первая и частично вторая стадии протекают при температуре ниже T_c сплава (рис. 11.1, в).

На третьей стадии в интервале температур примерно 1420—1480 °С формируются более мелкие зерна делением на отдельные части крупных оплавленных зерен путем соединения оплавленных островков и полосок между собой с возникновением новых обогащенных границ (рис. 11.1, г).

На всех стадиях формирования неоднородности в подплавленных участках наблюдается сегрегация элементов, имеющих в стали. Микрорентгеноспектральный анализ образцов, нагретых по термическому циклу участка ВХМН, а также образцов из сварных соединений показывает, что степень химической неоднородности практически не зависит от скорости нагрева, охлаждения, времени пребывания при температуре 1300 °С и более (табл. 11.2). При дальнейшем росте температуры степень сегрегации не изменяется. Степень химической

ИССЛЕДУЕМЫХ СРЕДНЕУГЛЕРОДИСТЫХ МАРТЕНСИТО-
ЗАКАЛКИ И НИЗКОГО ОТПУСКА

состав, %			Механические свойства			
Mo	S	P	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ_5 , %	КСУ _{+20 °С} , Дж/см ²
	не более					
0,4—0,6	0,010	0,02	2000 \pm 100	1700 \pm 50	6—7	50
0,3—0,4	0,025	0,025	2000 \pm 100	1500	8	70
0,4—0,5	0,011	0,015	1700 \pm 100	1360	7	70
—	0,015	0,025	1700	1450	10	70
—	0,030	0,03	1600	1400	6	50
—	0,030	0,03	1400	1300	6	50
—	0,030	0,03	1050	820	13	100

неоднородности в имитированных образцах и у линии сплавления сварных соединений примерно такая же, как и в металле шва аналогичного химического состава.

Микрорентгеноспектральный анализ образцов, нагретых по термическому циклу участка ВХМН, показывает (табл. 11.3), что сегрегация легирующих элементов на первичной границе сохраняется даже после длительных выдержек при 1200 °С. Высокотемпературная химическая микронеоднородность, развивающаяся в участке подплавления околошовной зоны под воздействием сварочного термомодеформационного цикла и сохраняющаяся после термической обработки, изменяет кинетику

ТАБЛИЦА 11.2

ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНАЯ ХИМИЧЕСКАЯ МИКРОНЕОДНОРОДНОСТЬ
В ОБРАЗЦАХ СРЕДНЕУГЛЕРОДИСТЫХ МАРТЕНСИТО-
БЕЙНИТНЫХ СТАЛЕЙ

Марка стали	Si			Cr			Mn		
	c_{Γ}	c_3	c_{Γ}/c_3	c_{Γ}	c_3	c_{Γ}/c_3	c_{Γ}	c_3	c_{Γ}/c_3
42Х2ГСНМА	0,56	0,42	1,33	2,72	2,02	1,34	1,08	0,79	1,37
40Х2ГСНМ (шов)	1,03	0,70	1,47	3,0	1,96	1,53	1,41	0,95	1,49
30ХГСНА	1,15	0,70	1,64	2,63	1,23	2,12	1,75	1,25	1,40
40Х3ГСНМФ	0,75	0,7	1,07	5,0	3,82	1,30	1,1	0,85	1,29
40Х3ГСНМФ (шов)	0,58	0,4	1,45	4,55	3,14	1,45	1,1	0,77	1,43
30Х2Н2М	0,66	0,45	1,46	4,20	2,50	1,68	0,53	0,49	1,08
28Х3СНМВФА (шов)	1,05	0,76	1,38	2,44	1,76	1,39	1,01	0,69	1,46
28Х3СНМВФА	0,93	0,73	1,27	2,40	1,85	1,30	1,01	0,84	1,20

Марка стали	Ni			Mo		
	c_{Γ}	c_3	c_{Γ}/c_3	c_{Γ}	c_3	c_{Γ}/c_3
42X2ГСНМА	0,58	0,46	1,26	0,69	0,24	2,88
40X2ГСНМ (шов)	1,1	0,98	1,12	1,51	0,64	2,36
30XГСНА	1,58	1,25	1,26	—	—	—
40X3ГСНМФ*	0,7	0,7	1,0	1,8	0,8	2,25
40X3ГСНМФ (шов)	0,78	0,71	1,1	0,95	0,43	2,21
30X2H2M	1,76	1,53	1,16	—	—	—
28X3СНМВФА (шов)	0,41	0,38	1,08	0,96	0,52	1,85
28X3СНМВФА	0,39	0,37	1,06	0,93	0,62	1,50

* $c_{\Gamma} = 1,2$; $c_3 = 0,65$; $c_{\Gamma}/c_3 = 1,85 - W$

Примечание. c_{Γ} — концентрация на границе, вес %; c_3 — концентрация в зерне, % (по массе).

ТАБЛИЦА 11.3

ВЛИЯНИЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНУЮ
ХИМИЧЕСКУЮ МИКРОНЕОДНОРОДНОСТЬ В ОБРАЗЦАХ СТАЛИ
30X2H2M

Режим термообработки	Si			Cr		
	c_{Γ}	c_3	c_{Γ}/c_3	c_{Γ}	c_3	c_{Γ}/c_3
Нагрев по термическому циклу участка ВХМН	0,30	0,15	2,0	4,2	2,5	1,68
Термообработка по режиму для основного металла после нагрева по циклу	0,34	0,2	1,7	4,1	2,2	1,86
Двойная термообработка после нагрева по циклу	0,35	0,2	1,75	3,7	2,26	1,63
Нагрев по термическому циклу участка ВХМН	0,66	0,45	1,46	4,2	2,5	1,68
1200 °С, 6 ч после нагрева по циклу	0,55	0,38	1,45	4,0	2,6	1,54

Режим термообработки	Mn			Ni		
	c_{Γ}	c_3	c_{Γ}/c_3	c_{Γ}	c_3	c_{Γ}/c_3
Нагрев по термическому циклу участка ВХМН	0,65	0,48	1,35	2,0	1,6	1,25
Термообработка по режиму для основного металла после нагрева по циклу	0,6	0,46	1,3	2,0	1,65	1,21
Двойная термообработка после нагрева по циклу	0,65	0,4	1,62	1,75	1,42	1,23
Нагрев по термическому циклу участка ВХМН	0,53	0,49	1,08	1,76	1,53	1,16
1200 °С, 6 ч после нагрева по циклу	0,5	0,5	1,0	1,67	1,34	1,25

Примечание. c_3 — концентрация в зерне % (по массе); c_{Γ} — концентрация на границе %.

ТАБЛИЦА 11.4

КИНЕТИКА ПРЕВРАЩЕНИЯ АУСТЕНИТА ПРИ СВАРОЧНОМ ТЕРМИЧЕСКОМ ЦИКЛЕ*

Образец	Степень превращения аустенита (%) в температурных интервалах			
	$T_{\max} - 300$ °С	300—250 °С	250—200 °С	200 °С и ниже
С подплавлением, $T_{\max} = 1430$ °С	62	27	8	3
Без подплавления $T_{\max} = 1280$ °С	75	19	6	0

* Скорость нагрева 150 °С/с, скорость охлаждения в интервале 800—500 °С 8° С/с

ТАБЛИЦА 11.5

СТЕПЕНЬ ПРЕВРАЩЕНИЯ АУСТЕНИТА ПРИ ПОВТОРНОМ ПЕЧНОМ НАГРЕВЕ И ОХЛАЖДЕНИИ*

Образец	Степень превращения аустенита (%) в температурных интервалах			
	$T_{\max} - 400$ °С	400—300 °С	300—200 °С	200 °С и ниже
С подплавлением	3	45	48	4
Без подплавления	8	62	29	1

* Нагрев до 950 °С выдержка 10 мин, скорость охлаждения в интервале 800—500 °С 1,5 °С/с.

мартенситного превращения в этом участке, увеличивая количество менее пластичных продуктов распада, образовавшихся в нижнем интервале мартенситной области, что может явиться причиной зарождения и развития холодных трещин (табл. 11.4, 11.5).

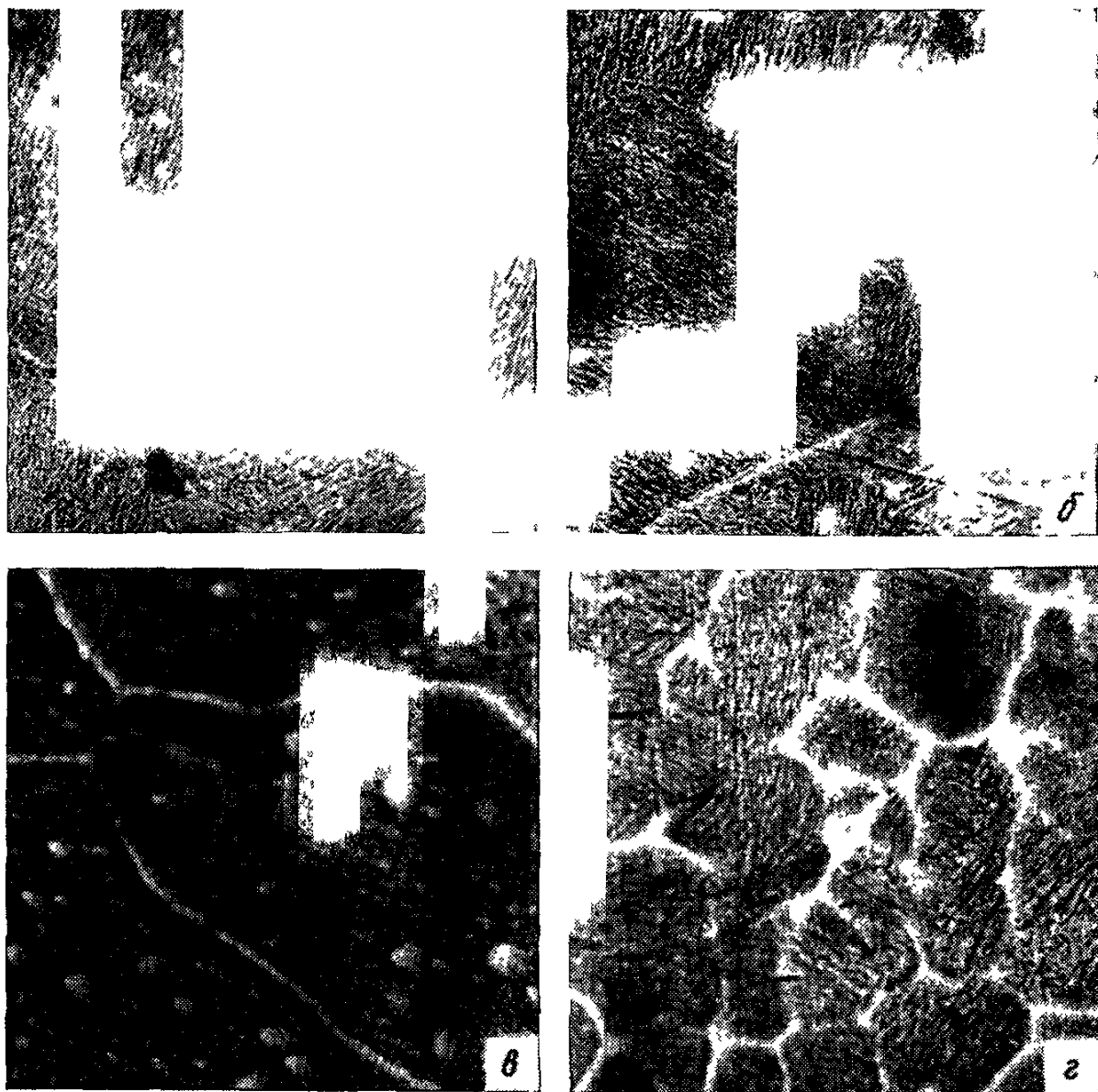


Рис. 11.1. Развитие высокотемпературной химической микронеоднородности в стали 30ХГСНА при ее нагреве по сварочному термическому циклу до подплавления ($\times 300$). а — I стадия; б — микротрещина по первичной границе; в — II стадия; г — III стадия

11.2.2. Сопротивляемость ГТ и ХТ

Качество сварных соединений среднеуглеродистых мартенситно-бейнитных сталей во многом определяется свойствами околошовной зоны и прежде всего ее сопротивляемостью образованию трещин. Сопротивляемость образованию холодных тре-

щин — основного дефекта при сварке этих сталей — связывается с формированием ВХМН у линии сплавления и последующим превращением аустенита в околошовной зоне, характером и величиной сварочных напряжений, распределением водорода в процессе сварки [1—3]. Причем значение фактора ВХМН увеличивается с повышением легирования стали и содержания в ней С.

В сварных конструкциях зародыш трещины может образоваться вследствие отставания пластической деформации от фронта нарастающих напряжений. Именно в участке ВХМН

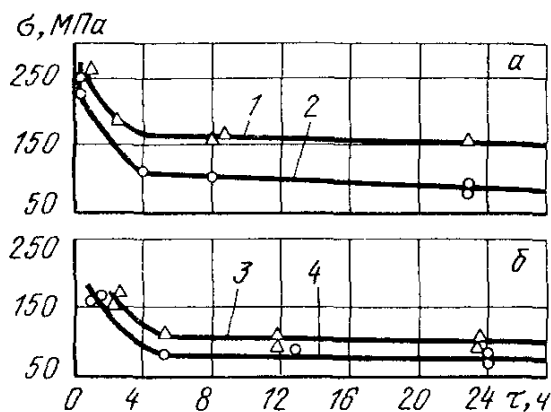


Рис 112 Кривые замедленного разрушения соединений сталей
 а — 30X2H2M, б — 42X2ГСНМА, 1 — после электрошлакового переплава, 2 — после электронно лучевого переплава, 3 — после электронно лучевого переплава, 4 — переплав не производился

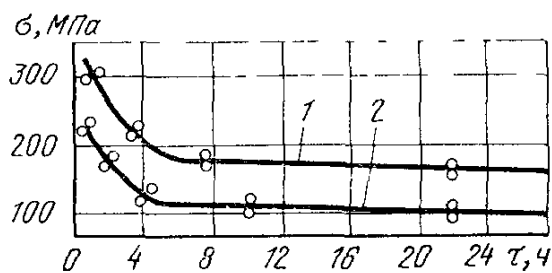


Рис 113 Кривые замедленного разрушения соединений сталей 35X3H3M
 1 — с наплавкой кромок, 2 — без наплавки

создаются наиболее благоприятные условия для слияния микронесплошностей в дефект критических линейных размеров. Этот дефект затем развивается в надрыв — горячую трещину, способную перерасти в холодную в зависимости от вязкости примыкающего участка околошовной зоны, а также напряженного состояния.

Трещины, зародившиеся на первичных границах участка ВХМН околошовной зоны, встречаются в сварных соединениях конструкций из сталей 40XГСНЗМА и 30XГСНА, выполненных электронно-лучевой и многослойной дуговой сваркой под флюсом. При этом они вероятнее в верхней части шва, где участок неоднородности шире и превышает 0,2 мм [4].

Уменьшение содержания S, газов и неметаллических включений в металле при электронно-лучевом и электрошлаковом переплаве сталей 42X2ГСНМА и 30X2H2M приводит к повышению его пластичности и особенно ударной вязкости. Так как неметаллические включения приводят к локальным оплавлениям при температуре ниже T_c , то в рафинированном основном металле первая стадия подплавления может смещаться

в область более высоких температур. При сопоставимых условиях в основном металле стали 42Х2ГСНМА электронно-лучевого переplava при подплавлении формируются первичные зерна меньшей величины, чем в стали обычной выплавки. Тем не менее в околошовной зоне рафинированного металла большее значение имеет не величина первичных зерен, а химический состав и структура границ ВХМН, количество, форма и распределение неметаллических включений. В результате минимальная замедленная прочность сварных соединений рафинированных сталей при длительном нагружении непосредственно после сварки на 40—60% выше по сравнению с таковыми сталей обычной выплавки (рис. 11.2). Рафинирование понижает вероятность зарождения трещин и повышает стойкость сварных соединений к замедленному разрушению.

Предварительная наплавка кромок металлом такого же химического состава, что и основной, на глубину предполагаемой околошовной зоны — эффективное средство повышения качества сварных соединений. Склонность сварных соединений стали 35ХЗНЗМ к замедленному разрушению понижается примерно на 60% (рис. 11.3).

11.2.3. Механические свойства металла зоны термического влияния

Высокотемпературная химическая микронеоднородность влияет на комплекс физико-механических свойств соответствующего участка и работоспособность сварного соединения.

Значения ударной вязкости подплавленных образцов стали 30Х2Н2М после различных видов термической обработки приведены ниже:

Вид термообработки	KCU^{-40} , Дж/см ²
Состояние поставки (после отжига)	100
Аустенитизация 870 °С, 1 ч, масло и отпуск 590 °С, 2 ч, масло	100
Аустенитизация 1100 °С, 2 ч, воздух, затем аустенитизация 870 °С, 1 ч, масло и отпуск 590 °С, 2 ч, масло	100
Нагрев по сварочному термическому циклу участка подплавления до 1450 °С	10
То же и отпуск 590 °С, 2 ч, масло	13
То же, без отпуска, затем аустенитизация 870 °С, 1 ч, масло и отпуск 590 °С, 2 ч, масло	14
То же, без отпуска, затем аустенитизация 1100 °С, 2 ч, воздух. После этого аустенитизация, 870 °С, 1 ч, масло и отпуск 590 °С, 2 ч, масло	35
То же, без отпуска, затем аустенитизация 1200 °С, 2 ч, воздух. После этого аустенитизация 870 °С, 1 ч, масло и отпуск 590 °С, 2 ч, масло	45

Следовательно, термическая обработка не позволяет повысить ударную вязкость подплавленного металла ≥ 45 Дж/см².

Влияние величины зерна аустенита на ударную вязкость термически обработанных образцов стали 30Х2Н2М при температурах аустенитизации от 870 до 1300 °С с закалкой в масло и отпуском 590 °С, масло, показано в табл. 116.

Сопоставление микроструктур образцов после нагрева до 1200 и 1300 °С показало, что границы в обоих случаях загрязнены неметаллическими включениями сульфидного типа (рис. 11.4). При 1300 °С происходит подплавление сульфидных включений. Металлографически это проявляется в изменении цвета

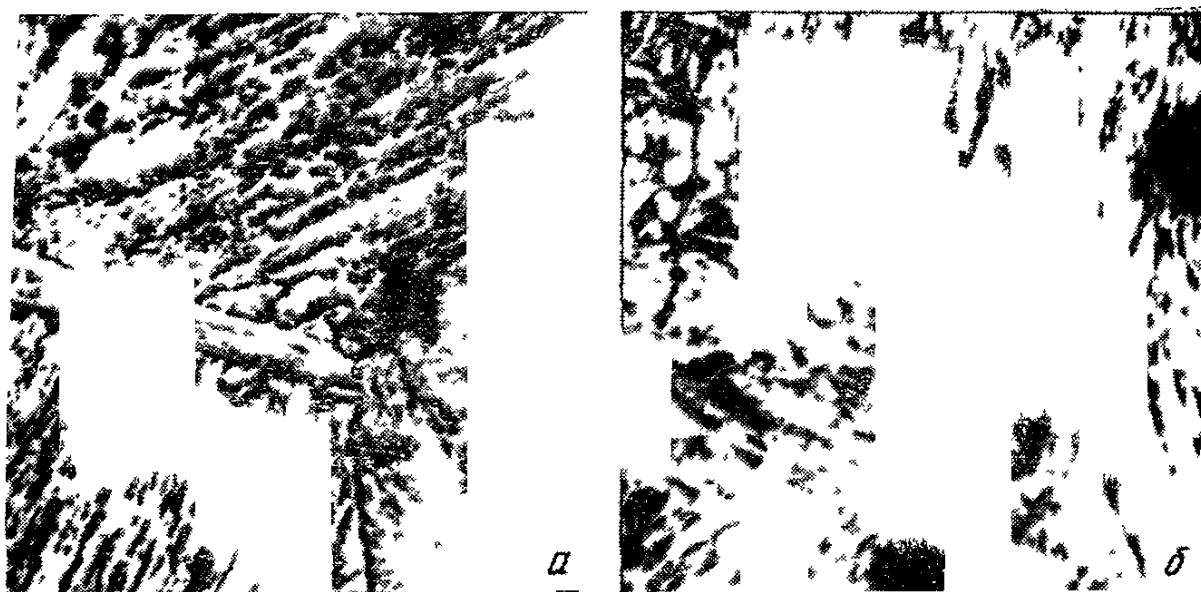


Рис 114 Термически обработанный основной металл стали 30Х2Н2М ($\times 630$) а — 1200 °С, б — 1300 °С

включений. Они становятся темными, почти черными и приобретают округлую форму (рис. 11.4). Изменение состава включений, образование микропустот способствуют снижению удар-

ТАБЛИЦА 116
ВЛИЯНИЕ ВЕЛИЧИНЫ ДЕЙСТВИТЕЛЬНОГО АУСТЕНИТНОГО
ЗЕРНА НА УДАРНУЮ ВЯЗКОСТЬ СТАЛИ 30Х2Н2М*

Температура аустенитизации, °С	$KCU-40^\circ$, Дж/см ²	HRB	Номер зерна	Поперечник зерна, мм
870	124	102	9	0,0138
950	90	100	8	0,0196
1000	82	96	6	0,04
1100	77	100	3—4	0,095
1200	66	95	2	0,167
1300	31	100	0—1	0,267

* После аустенитизации закалка в масло и отпуск при 590 °С

ной вязкости, что наблюдается на образцах, нагретых до 1300 °С. Термической обработкой можно измельчить зерно аустенита [5] и восстановить ударную вязкость стали только в случае отсутствия высокотемпературной химической микронеоднородности.

Следовательно, на ударную вязкость участка у линии сплавления влияют величина первичных и вторичных зерен и состоя-

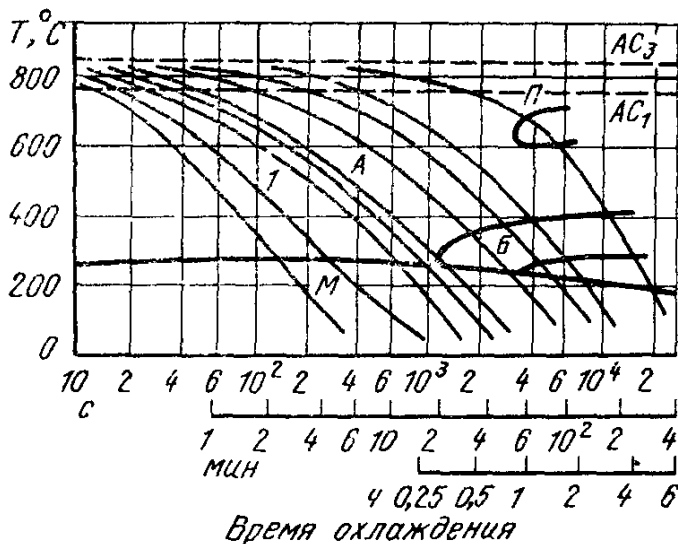


Рис. 11.5. Термокинетическая диаграмма превращения аустенита в стали 42Х2ГСНМА. Нагрев 950 °С, выдержка 20 мин. Кривые охлаждения нанесены, начиная с 800 °С

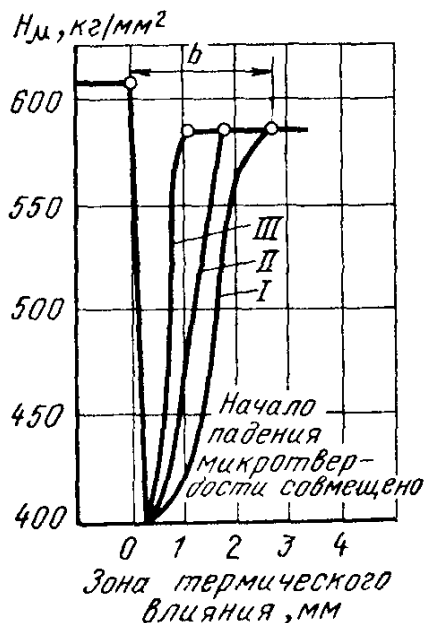


Рис. 11.7. Изменение микротвердости в зоне термического влияния сварных соединений стали 42Х2ГСНМА, $\delta=4,5$ мм:

I — односторонняя аргоно-дуговая сварка; II — электронно-лучевая сварка с большой погонной энергией; III — электронно-лучевая сварка на оптимальном режиме

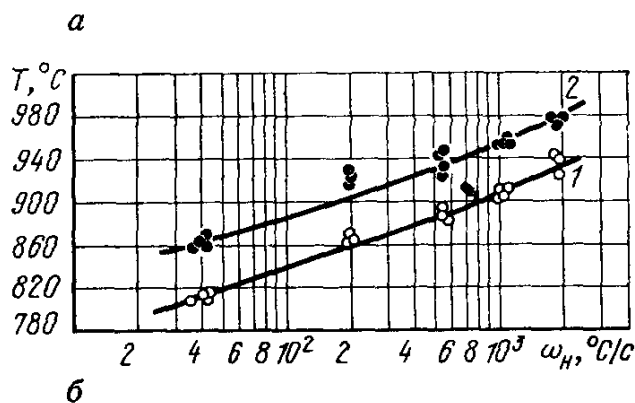


Рис. 11.6. Зависимость критических точек AC_1 (1) и AC_3 (2) стали 42Х2ГСНМА от скорости нагрева

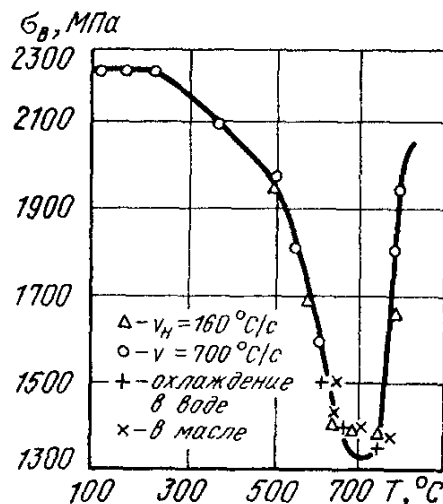


Рис. 11.8. Зависимость предела прочности термически упроченной стали 42Х2ГСНМА от максимальной температуры нагрева по сварочным термическим циклам

ние их границ. Это справедливо применительно к сварным соединениям, не подвергающимся термической обработке после сварки. В этом случае хрупкий участок у линии сплавления уширяется за счет зерен, нагреваемых до температуры ниже 1300 °С. Действительно, электрошлаковые сварные соединения стали 30Х2Н2М, выполненные проволокой Св-08ХЗГ2СМ, при надрезе Менаже по участку у линии сплавления имеют ударную вязкость 27 Дж/см² при температуре +20 °С. Последующая закалка с высоким отпуском сужает этот участок до ширины подплавления, измельчая вторичные зерна. В результате улучшения этого весьма узкого участка соседними нет снижения ударной вязкости (100 Дж/см²). В данном случае участок уже ширины надреза Менаже.

Серьезные трудности при сварке термически упрочненных среднеуглеродистых мартенситно-бейнитных сталей возникают также из-за разупрочнения основного металла в участке зоны термического влияния, нагреваемого до температуры высокого отпуска. Особенности разупрочнения основного металла в этом участке целесообразно рассмотреть на стали 42Х2ГСНМА, так как она наиболее интенсивно разупрочняется при сварке из-за высоких прочностных характеристик.

Построенная термокинетическая диаграмма показывает, что сталь имеет низкую критическую скорость закалки (0,625 °С/с). Она закаливается на мартенсит при скоростях охлаждения, возможных при сварке (рис. 11.5).

Установлено влияние скорости нагрева и структуры металла на критические точки, а следовательно, и температурный интервал участка разупрочнения. Показано (рис. 11.6), что изменение скорости нагрева в пределах 160—700 °С/с не оказывает существенного влияния на положение критических точек. Для стали 42Х2ГСНМА в состоянии закалки и низкого отпуска изменение скорости нагрева в пределах 30—2000 °С/с смещает температурный интервал $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения на 35—40 °С при точности измерения температуры ± 10 °С. Можно полагать, что смещение температурного интервала участка разупрочнения в область повышенных температур будет таким же незначительным.

Изучение влияния термических циклов сварки на структуру и твердость зоны термического влияния показывает, что разупрочнение имеет место в участке, нагреваемом до температур 500—770 °С. При этом его минимальная твердость остается практически постоянной и не зависит от погонной энергии сварки (рис. 11.7).

Определение предела прочности образцов, нагретых по сварочным термическим циклам этого участка, показало, что падение прочности также имеет место при нагреве до температур 500—770 °С (рис. 11.8). Прочность образцов не зависит от

скорости нагрева (0,05—700 °С/с) и скорости охлаждения (0,05—500 °С/с). Значительное разупрочнение может иметь место только при длительных изотермических выдержках порядка нескольких часов.

С повышением погонной энергии сварки увеличивается ширина участка разупрочнения и уменьшается предел прочности сварного соединения (рис. 11.9). Сравнение соединений стали 42Х2ГСНМА, выполненных двумя способами сварки, показало,

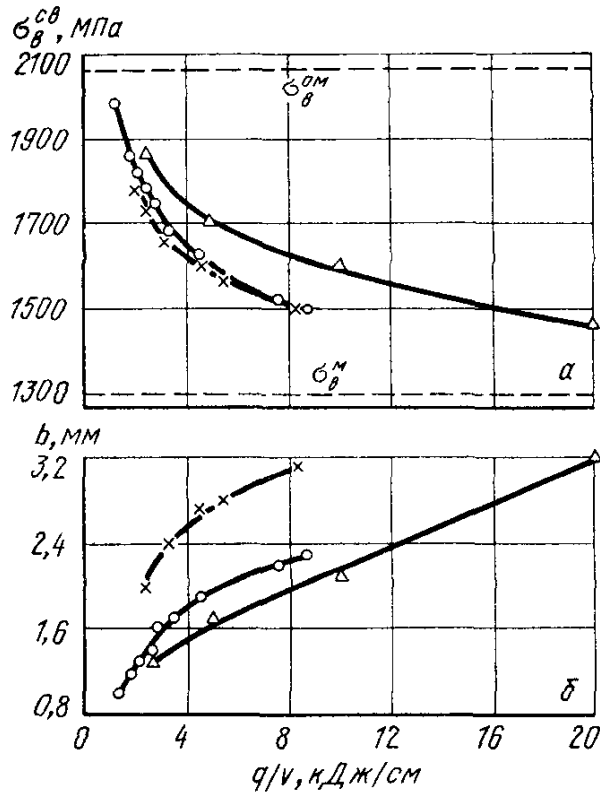


Рис 11.9 Влияние погонной энергии на предел прочности и ширину разупрочненного сварного соединения термически упрочненной стали 42Х2ГСНМА О — электронно-лучевая сварка, $\delta=4,5$ мм, X — аргонодуговая сварка, $\delta=4,5$ мм, Δ — электронно-лучевая сварка, $\delta=8$ мм

что наименьшее разупрочнение в зоне термического влияния наблюдается при электронно-лучевой сварке с низкой погонной энергией (~6,8%), в то время как при аргонодуговой сварке оно значительно больше (22,3%). Ширина участков разупрочнения в сопоставляемых соединениях составляла соответственно 1,1 и 2,7 мм

При одинаковой эффективной погонной энергии электронно-лучевая сварка по сравнению с аргонодуговой дает более узкий разупрочненный участок и более высокие значения прочности сварных соединений из-за высокой концентрации энергии в электронном луче.

Исследование участка разупрочнения при аргонодуговой и электронно-лучевой сварке металла толщиной 4,5—8 мм показывает, что

твердость в этом участке определяется только температурой нагрева, а прочность соединений зависит не от уровня твердости разупрочненного участка, а от его ширины. При этом следует учитывать, что участок разупрочнения имеет плавный переход к более прочным участкам зоны термического влияния.

Для каждой толщины металла и способа сварки существует определенная ширина разупрочненного участка, при которой обеспечивается максимально возможное контактное упрочнение и достигается равнопрочность сварного соединения основному металлу (рис. 11.10, а).

Исследования кинетики и механизма разупрочнения в зоне термического влияния позволили установить характер влияния

свойств участков, окружающих мягкую прослойку, на прочность сварных соединений. Экспериментально обоснован новый критерий — относительная ширина мягкой прослойки b_1/b_0 , определяющий предел прочности сварного соединения (рис. 11.10, б). Предложенная эмпирическая зависимость имеет вид [6]

$$\sigma_B^{CB} = \sigma_B^M + 0,3\sigma_B^M \cdot b_0/b_1 + 0,3\sigma_B^M \cdot b_0^2/b_1^2,$$

где σ_B^{CB} — предел прочности сварного соединения; σ_B^M — предел прочности мягкой прослойки; b_0 — ширина прослойки при равнопрочности сварного соединения основному металлу; b_1 — текущая ширина прослойки.

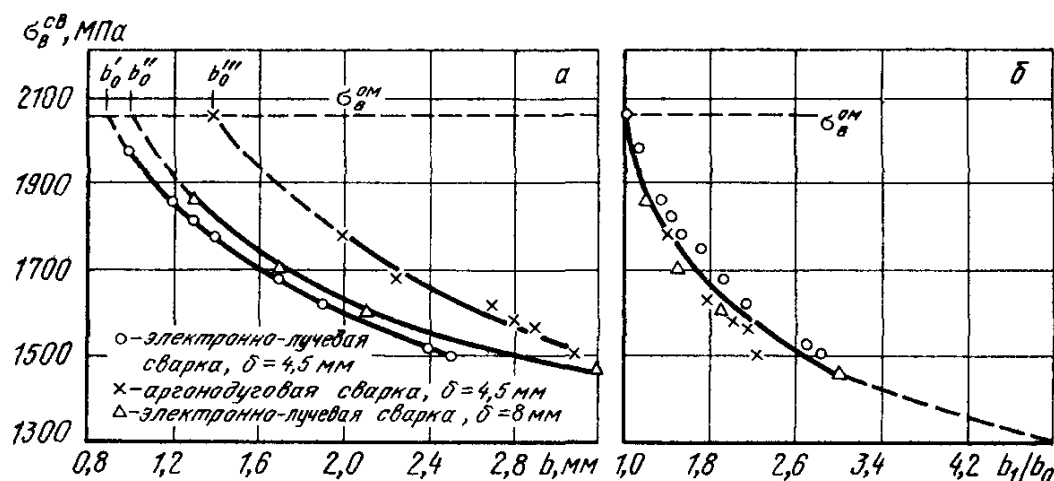


Рис 11.10 Зависимость предела прочности сварных соединений 42Х2ГСНМА от. а — ширины разупрочненного участка, б — относительной ширины разупрочненного участка, О — электронно лучевая сварка, $\delta=4,5$ мм, Х — аргоно-дуговая сварка, $\delta=4,5$ мм, Δ — электронно лучевая сварка, $\delta=8$ мм

Следовательно, технологические процессы сварки, приводящие к сужению участка зоны термического влияния сварных соединений среднеуглеродистых мартенситно-бейнитных сталей, повышают не только технологическую, но и конструктивную прочность соединений и позволяют достигнуть равнопрочность сварных соединений предварительно термоупрочненному основному металлу в условиях эксплуатации.

11.2.4. Выбор тепловых режимов сварки

Установлено, что участок ВХМН является наименее пластичным участком с низкой ударной вязкостью. Уровнем его свойств определяется склонность сварных соединений к замедленному разрушению. Именно на подплавленных границах формируются микронесплошности, которые развиваются в виде горячих или холодных трещин.

На основании вышеизложенного методы, способствующие уменьшению склонности околошовной зоны сварных соединений

к образованию трещин, целесообразно разделить на две группы в зависимости от их влияния на кинетику процесса формирования трещин. К первой группе следует отнести методы, способствующие уменьшению склонности к зарождению трещин, ко второй — методы, способствующие уменьшению склонности к их развитию.

В первую группу входят методы, предусматривающие сварку с применением источников, обеспечивающих концентрированный нагрев с малыми погонными энергиями; рафинирование и модифицирование основного металла; применение аустенитных и легированных ферритных электродных проволок с пониженной температурой плавления; ослабление непосредственного воздействия источника нагрева на свариваемые кромки путем увеличения количества расплавляемого присадочного металла, применяя горячую или холодную присадку, крошку и др.; применение наплавки кромок и другие.

Во вторую группу входят методы, предусматривающие предварительный или сопутствующий подогрев; термическую обработку сварных соединений после сварки; смещение бейнитно-мартенситных превращений околошовной зоны в область повышенных температур и др.

Многолетний опыт эксплуатации сварных конструкций из среднеуглеродистых мартенситно-бейнитных сталей указывает на большую эффективность первой группы методов, способствующих уменьшению склонности к зарождению трещин. Эта тенденция сильнее проявляется при повышении содержания углерода в стали (0,4 % и более) и усложнении ее системы легирования.

11.3. Технология сварки и свойства соединений

11.3.1. Сварка покрытыми электродами

Для дуговой сварки среднеуглеродистых мартенситно-бейнитных сталей применяют различные электроды (табл. 11.7) в зависимости от прочности и пластичности свариваемой стали, а также условий эксплуатации сварных конструкций.

Для сварки сталей высокой и средней прочности при толщинах более 2,0 мм рекомендуются электроды типа Э100, ВИ10-6 (Св-18ХМА) и типа Э85, НИАТ-3М (Св-08А), ГОСТ 9467—75. Для получения соединений с высокой стойкостью к образованию холодных трещин, а также швов с высокими пластическими свойствами и малой чувствительностью к концентраторам напряжений рекомендуется применять электроды со стержнем, обеспечивающим аустенитную структуру шва. При прочности металла шва 600 МПа обеспечивается высокая рабо-

ЭЛЕКТРОДЫ ДЛЯ ДУГОВОЙ СВАРКИ КОНСТРУКЦИОННЫХ
СТАЛЕЙ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МЕТАЛЛА ШВА

Марка стали	Термическая обработка	Электрод		Механические свойства, не менее	
		Тип	ГОСТ	σ_B , МПа	KCU, Дж/см ²
25ХГСА	Закалка и отпуск после сварки на $\sigma_B \leq 900$ МПа	Э70	9467—75	700	60
30ХГСА		Э85	9467—75	800	50
25ХГСА	Закалка и отпуск после сварки на $\sigma_B \geq 900$ МПа	Э85	9467—75	800	50
30ХГСА					
25ХГСА	Сварка в упрочненном состоянии без последующей термической обработки	Э-10Х20Н9Г6С	10052—75	600	90
30ХГСА		Э-11Х15Н25М6АГ2	10052—75	600	90
12Х2НВФА	Закалка и отпуск после сварки на $\sigma_B \geq 1000$ МПа	Э85	9467—75	0,90 σ_B основного металла	60
23Х2НВФА		Э100			50
12Х2НВФА	Сварка в упрочненном состоянии без последующей термической обработки	Э85	9467—75	900	60
23Х2НВФА		Э-10Х20Н9Г6С, Э-11Х15Н25М6АГ2	10052—75	600	90
30ХГСНА	Закалка и отпуск после сварки на $\sigma_B = 1600 \div 1800$ МПа	Э85, Э100, Э150	9467—75	900	50
				1400	40
30ХГСНА	Сварка в упрочненном состоянии без последующей термической обработки	Э-10Х20Н9Г6С, Э-11Х15Н25М6АГ2 Э-06Х19Н11Г2М2	10052—75	600	90

тоспособность конструкций в условиях динамических и ударных нагрузок. Аустенитные электроды применяются для соединений, не подвергающихся термической обработке после сварки.

11.3.2. Сварка в защитных газах

Высокое качество сварных соединений толщиной 3—5 мм достигается при аргонодуговой сварке неплавящимся электродом [2, 7]. При выборе присадочного материала (электродной

ПРИСАДОЧНЫЕ МАТЕРИАЛЫ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА
СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ПРИ ДУГОВОЙ СВАРКЕ НЕПЛАВЯЩИМЯ
ЭЛЕКТРОДОМ В ЗАЩИТНЫХ ГАЗАХ

Марка стали	Термическая обработка	В среде инертных газов		В углекислом газе	σ_B , МПа	КСУ, Дж/см ²
		марка	ГОСТ или ТУ			
25ХГСА	Закалка и отпуск после сварки	Св-18ХМА,	ГОСТ 2246—70	Св-18ХМА, Св-18ХГС,	0,9 σ_B основного металла	50
30ХГСА 12Х2НВФА	Сварка в термическом состоянии без последующей термической обработки	Св-18ХГС Св-18ХМА	ГОСТ 2246—70	Св-08ГСМТ Св-08ГСМТ	0,9 σ_B основного металла	40 90
23Х2НВФА 23Х2НВФА	Закалка + отпуск после сварки	Св-18ХМА Св-08Х21Н10Г6, Св-08Х20Н9Г7Т, Св-10Х16Н25АМ6	ГОСТ 2246—70	Св-08ГСМТ Св-08Х20Н9Г7Т	0,9 σ_B основного металла	60 40
30Х2ГСНВМА	Закалка + отпуск после сварки на $\sigma_B = 1700 \pm \pm 100$ МПа	Св-20Х2ГСНВМ	ЧМТУ ЦНИИЧМ 582—61	Св-08ГСМТ	0,9 σ_B основного металла	—
42Х2ГСНМА	на $\sigma_B = 2000 \pm \pm 100$ МПа	Св-20ХСНВФАВД	ЧМТУ ЦНИИЧМ 1-91—67	—	(0,9—0,95) σ_B основного металла	—

проволоки) для дуговой сварки в среде защитных газов следует руководствоваться табл. 11.8. Первый слой выполняют без присадки с полным проваром кромок стыка и обратным формированием, второй — с поперечными низкочастотными колебаниями электрода и механической подачей присадочной проволоки. Возможен и третий слой с поперечными колебаниями электрода без присадочной проволоки со стороны обратного формирования на небольшом режиме для обеспечения плавного перехода от шва к основному металлу.

Для увеличения проплавляющей способности дуги при аргонодуговой сварке сталей применяют активирующие флюсы (АФ). Применение АФ повышает проплавляющую способность дуги в 1,5—2 раза, что обеспечивает увеличение производительности процесса, повышение качества, возможность исключения разделки кромок и многопроходной сварки при толщинах 8—10 мм [7]. Для сварки сталей рекомендуется применять флюс, представляющий смесь компонентов (SiO_2 , NaF , TiO_2 , Ti , Cr_2O_3). Эффективно применять АФ при аргонодуговой сварке неплавящимся электродом среднеуглеродистых мартенситно-бейнитных сталей, подвергнутых электрошлаковому и электронно-лучевому переплавам и требующих для обеспечения заданного провара увеличения сварочного тока по сравнению с металлом открытой выплавки. Сварку с АФ рекомендуется применять преимущественно механизированным способом для получения равномерной глубины проплавления. Неплавящийся электрод при сварке с АФ рекомендуется применять из наиболее стойких марок активированного вольфрама ВТ15 или СВИ-1. Весьма целесообразно и эффективно сочетать применение АФ с поперечными низкочастотными колебаниями электрода при выполнении поверхностных слоев шва для обеспечения плавного перехода от шва к основному металлу.

После сварки, не позднее чем через 30 мин, сварные соединения с ферритными швами подвергаются высокому отпуску при 600—650 °С в течение 2 ч. Затем производится окончательная термическая обработка по режиму основного металла.

Ряд ответственных конструкций из термически упроченных среднеуглеродистых мартенситно-бейнитных сталей сваривают проволокой Св-08Х20Н9Г7Т в углекислом газе как в автоматическом, так и полуавтоматическом режиме. При прочности металла шва 600 МПа достигают конструктивную равноценность сварных соединений основному металлу при высокой их надежности.

11.3.3. Сварка под флюсом

Автоматическая сварка под флюсом рекомендуется при толщине свариваемого металла свыше 4 мм для прямолинейных и кольцевых (диаметром 80 мм и выше) соединений.

ПРИСАДОЧНЫЕ МАТЕРИАЛЫ ПРИ СВАРКЕ ПОД ФЛЮСОМ И
МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ

Марка стали	Термическая обработка	Электродная проволока		Марка флюса	σ_B , МПа не менее	КСУ, Дж/см ²
		Марка	ГОСТ или ТУ			
25ХГСА 30ХГСА	Закалка и отпуск после сварки на $\sigma_B \leq 1200 \pm 100$ МПа	Св-18ХГС, Св-18ХМА	2246—70	АН-15 АН-15М	0,9 σ_B основно-го металла	50
25ХГСА 30ХГСА	То же, до сварки	Св-08Х21Н10Г6, Св-08Х20Н9Г7Т, Св-10Х16Н25АМ6	2246—70	АН-22 АН-22М	600	90
12Х2НВФА 23Х2НВФА	Сварка в упрочненном состоянии при $\sigma_B \leq 1150$ МПа без последующей термической обработки	Св-18ХМА	2246—70	АН-15	0,9 σ_B основного металла	60
30ХГСНА	Закалка и отпуск на $\sigma_B = 1600 \div 1800$ МПа после сварки	0Х4МА	ЧМТУ ЦНИИЧМ 1033—63	АН-15 АН-15М	1200 1355	40 65
30ХГНСА 30ХГСНА	То же То же, до сварки	Св-18ХМА Св-08Х21Н10Г6, Св-08Х20Н9Г7Т, Св-10Х16Н25АМ6	2246—70 2246—70	АН-15 АН-22 АН-22М	900 600	60 90

Подкладные кольца и замковые соединения для сталей, например 30ХГСНА, не рекомендуются, так как они снижают надежность изделия в эксплуатации. Вместо подкладных колец первые слои целесообразно выполнять аргонодуговой сваркой на весу. Электродную проволоку и флюс для сварки конструкционных сталей выбирают согласно табл. 11.9. Для предотвращения пористости и наводороживания швов флюсы перед сваркой необходимо прокалить, чтобы их влажность не превышала 0,1 % для стекловидных флюсов и 0,05 % для пемзовидных. Это достигается нагревом стекловидных флюсов до

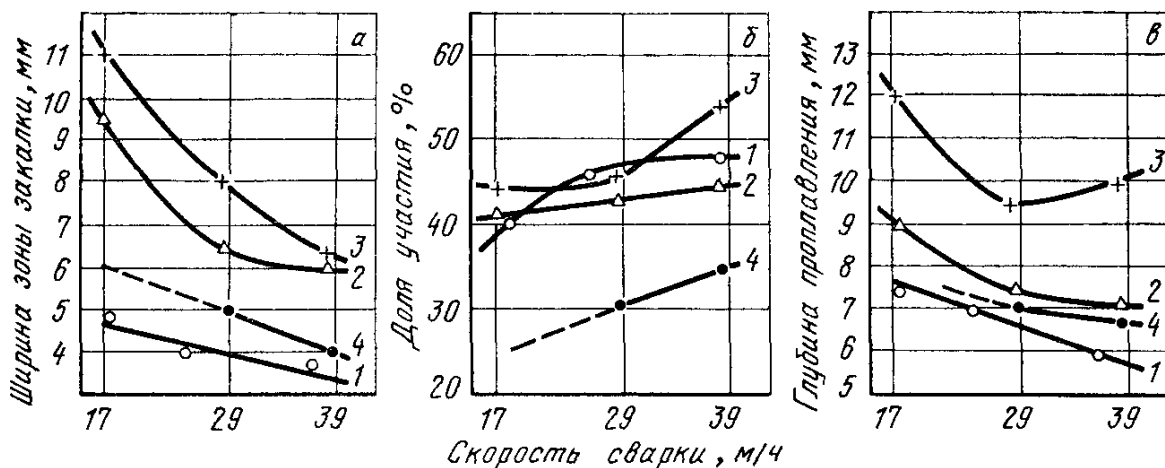


Рис. 11.11. Влияние скорости сварки на ширину зоны закалки (а), долю участка основного металла в шве (б), глубину проплавления (в): 1 — однодуговая сварка; 2 — двухдуговая сварка; 3 — двухдуговая сварка форсированный режим; 4 — однодуговая сварка с подогретой присадкой

350—400 °С, а пемзовидных до 400—500 °С с выдержкой 2—3 ч. Максимальная температура нагрева под прокалку применяемых флюсов (табл. 11.9) не должна превышать 650—700 °С во избежание окисления компонентов флюса и его спекания.

В случае сварки жестких узлов ферритными проволоками, а также соединений сталей 30ХГСА, 30ХГСНА, 40ХГСНЗМА и др. большой толщины применяют подогрев 150—300 °С. Непосредственно после сварки ферритными проволоками во всех случаях необходим общий или местный отпуск при 600—650 °С для предупреждения образования холодных трещин. Сварку аустенитными материалами производят без предварительного подогрева и последующей термообработки соединений.

Узлы в виде толстостенных труб различного диаметра из сталей 30ХГСНА и 40ХГСНЗМА, предназначенные для ответственных силовых конструкций, изготавливают многослойной сваркой под флюсом АН-15 и АН-15М проволокой Св-20Х4ГМА диаметром 2,5—3 мм.

Дальнейшее существенное увеличение производительности возможно при сварке с применением двух и более проволок.

Представляет интерес сопоставить по производительности только те способы сварки двумя проволоками, при которых сохраняется достаточно высокое качество участка ВХМН. Сопоставлены однодуговая сварка, двудуговая сварка, двудуговая сварка с форсированным режимом на второй дуге, сварка одной дугой на форсированном режиме с подачей дополнительной подогретой присадочной проволоки со скоростью 123 м/ч. Сварка стали 30Х2Н2М толщиной 80 мм проволокой Св-08Х20Н9Г7Т на постоянном токе прямой полярности под флюсом АН-22.

Установлено, что ширина участка ВХМН максимальна в технологических вариантах с более широкой зоной закалки. При двудуговой сварке заметно возрастает ширина зоны закалки (рис. 11.11, а) по сравнению с однодуговой. При этом твердость во всех случаях составляет примерно 44—48 HRC. Сварка с подогретой присадкой по ширине зоны закалки близка к однодуговой сварке.

Наименьшая доля участия основного металла в шве при сварке с подогретой присадкой (рис. 11.11, б). Глубина проплавления при двудуговой сварке увеличивается (рис. 11.11, в). При сварке на форсированном режиме это увеличение значительное. Сварка с подогретой присадкой наиболее близка к однодуговой и превосходит ее по производительности в 2,5 раза.

Способ сварки с подогретой присадкой повышает сопротивляемость сварных соединений с аустенитным швом образованию холодных трещин — отрывов [8]. Следовательно, по совокупности признаков сварка с подогретой присадкой наиболее перспективна с точки зрения повышения производительности с сохранением высокого качества сварных соединений.

Глава 12. Жаропрочные перлитные стали (Баженов В. В.)

12.1. Состав и свойства сталей

12.1.1. Основные марки и применение

К жаропрочным перлитным относятся низколегированные хромомолибденовые стали 12МХ (ГОСТ 20072—74), 12ХМ (ГОСТ 5520—79), 15ХМ (ГОСТ 4543—71), 20ХМЛ (ОСТ 108.961.04—80), предназначенные для работы при 450—550 °С, и хромомолибденованадиевые: 12Х1МФ (ГОСТ 5520—79), 15Х1М1Ф (ТУ 14-3-460—75), 20ХМФЛ (ОСТ 108.961.04—80), 15Х1М1ФЛ (ОСТ 108.961.04—80), 12Х2МФСР (МРТУ 14-4-21—67), предназначенные для работы при 550—600 °С

Жаропрочные перлитные стали используются в энергетическом, химическом и нефтехимическом машиностроении. Их широкое применение определяется сравнительно низкой стоимостью и достаточно высокой технологичностью при производстве отливок, поковок, проката и изготовлении из них сварных конструкций. Так, например, литые стали 20ХМФЛ и 15Х1М1ФЛ используются для отливки корпусов турбин и запорной арматуры, а деформируемые стали 12МХ, 15ХМ, 12Х1МФ, 15Х1М1Ф, 12Х2МФСР для изготовления корпусов аппаратов, паропроводов, технологических трубопроводов и поверхностей нагрева котлов.

12.1.2. Химический состав, термообработка и структура

В соответствии с условиями длительной работы под напряжением при высоких температурах стали должны обладать сопротивлением ползучести, длительной прочностью, стабильностью свойств во времени и жаростойкостью. Перечисленные свойства с учетом необходимости обеспечения технологичности сталей при выплавке, отливке, ковке, прокатке, термической обработке и сварке достигаются введением в их состав 0,5—2,0 % Cr, 0,2—1,0 % Mo, 0,1—0,3 % V, а также в некоторых случаях небольших доз редкоземельных элементов и W.

Легирование Cr повышает жаростойкость сталей, т. е. сопротивление их окислению, а также предотвращает графитизацию в процессе эксплуатации при температуре выше 450 °С. Cr в пределах 1,0—1,5 % при введении его в сталь совместно с Mo повышает, кроме того, ее длительную прочность и сопротивление ползучести. Положительное влияние Mo на увеличение прочности стали при повышенных температурах его в количествах 0,5—1,0 % объясняется способностью повышать температуру рекристаллизации железа и участием в образовании упрочняющей металл фазы Лавеса Fe₂Mo. V совместно с C обеспечивает упрочнение стали высокодисперсными карбидами VC и способствует стабилизации карбидной фазы как элемент, обладающий значительным средством к углероду.

Оптимальное сочетание механических свойств изделий из перлитных жаропрочных сталей достигается применением нормализации (или закалки) с последующим высокотемпературным отпуском. При этом обеспечивается структура, состоящая из дисперсной ферритокарбидной смеси. У хромомолибденованадиевых сталей, особенно в случае применения закалки, появляется бейнитная структурная составляющая.

Свойства сталей

Необходимая жаростойкость и достаточная стабильность кратковременных механических свойств в течение 100 000 ч (~10 лет) обеспечиваются для сталей 12МХ и 15ХМ при температуре эксплуатации до 550 °С, для сталей 12Х1МФ, 15Х1М1Ф, 15Х1М1ФЛ до 570 °С и для стали 12Х2МФСР до 600 °С. Значения пределов длительной прочности сталей на базе 10⁵ ч при различных температурах [1, 2] приведены в табл. 12.1.

12.2. Свариваемость сталей

Металлургическая свариваемость жаропрочных перлитных сталей, определяемая отношением металла к плавлению, металлургической обработке и последующей кристаллизации шва, не вызывает существенных осложнений. Технология сварки и сварочные материалы на современном уровне обеспечивают необходимую стойкость металла шва против образования торячих трещин и высокие характеристики, предъявляемые к основному металлу.

ТАБЛИЦА 12.1
ДЛИТЕЛЬНАЯ ПРОЧНОСТЬ ПРИ
РАЗЛИЧНЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ

Марка стали	Предел длительной прочности, МПа, при температуре, °С					
	450	500	550	565	580	600
15ХМ	265	137	63	—	—	—
12Х1МФ	—	157	88	78	59	—
15Х1М1Ф	—	186	108	88	68	—
12Х2МФСР	—	—	—	—	88	68

Тепловая же свариваемость осложняется склонностью сварных соединений к образованию холодных трещин и разупрочнением свариваемого металла в зоне термического влияния сварки.

12.2.1. Сопротивляемость ХТ

Холодные трещины — хрупкие разрушения сварных соединений жаропрочных перлитных сталей, могут возникать в процессе сварки или непосредственно после ее окончания в результате образования метастабильных структур (троостита, мартенсита) в участках околошовной зоны, нагретых выше температуры A_{c3} вследствие дополнительного охрупчивания сварных соединений под влиянием водорода и действия «силового» фактора. Последний определяется величиной и характером сварочных напряжений. Суммирование напряжений, вызванных неравномерным нагревом и структурными превращениями, может привести к исчерпанию пластичности охрупченных участков сварного соединения и вызвать его разрушение.

Образование метастабильных закалочных структур в околошовной зоне определяется во многом системой легирования сталей. Так, в одних и тех же условиях сварки хромомолибденованадиевые стали в большей степени склонны к образованию холодных трещин по сравнению с хромомолибденовыми.

В связи с тем, что растворимость диффузионно подвижного водорода при нормальной температуре в низколегированных сталях мала, а между его концентрацией и равновесным парциальным давлением в газовой фазе существует квадратичная зависимость, водород способен создавать в несплошностях металла значительные давления, что может приводить к образованию микротрещин (флокенов) в охрупченных участках сварного соединения. Так, при температуре $20\text{ }^{\circ}\text{C}$ и концентрации водорода в металле $5\text{ мл}/100\text{ г}$ давление его в несплошностях жаропрочной перлитной стали может достигать $0,0981 \cdot 10^6\text{ МПа}$ (10^6 ат). При $200\text{ }^{\circ}\text{C}$ давление водорода в несплошностях снижается примерно на три порядка [3]. В связи с этим для сварки рекомендуется использовать низководородные сварочные материалы (электроды с основным покрытием, осушенные защитные газы, прокаленные флюсы).

Действие «силового» фактора во многом определяется жесткостью сварной конструкции, которая связана с толщиной свариваемых элементов. Это обстоятельство также необходимо учитывать при выборе методов предотвращения образования холодных трещин.

Одним из наиболее надежных средств предотвращения возникновения холодных трещин является сопутствующий сварке

местный или общий подогрев изделия. Подогрев уменьшает разницу температур металла в зоне сварки и на периферийных участках, что снижает напряжения первого рода, вследствие чего пики этих напряжений в околошовных участках металла сглаживаются. Подогрев также уменьшает скорость охлаждения металла, что предотвращает превращение аустенита в мартенсит, которое сопровождается резким увеличением удельного объема металла, вызывающим появление структурных напряжений.

Повышение температуры свариваемого металла способствует эвакуации водорода из сварного соединения в связи со значительным увеличением диффузионной подвижности водорода.

Кроме того, повышение температуры металла при любом его структурном состоянии увеличивает его пластичность, а следовательно, и деформационную способность. Повышение пластичности сварного соединения имеет такое же важное значение для предотвращения образования холодных трещин, как и снижение напряжений, поскольку трещины образуются в результате исчерпания деформационной способности металла под действием напряжений.

При сварке теплоустойчивых сталей необходимо ограничивать не только нижний, но и верхний предел температур подогрева. Излишне высокие температуры подогрева приводят к распаду аустенита в высокотемпературной области с образованием грубой феррито-перлитной структуры, не обеспечивающей необходимую длительную прочность и ударную вязкость сварных соединений.

Поскольку перераспределение напряжений и структурные превращения могут происходить и после окончания сварки, в некоторых случаях необходимы дополнительные меры, предотвращающие образование холодных трещин в сварных соединениях. К ним, например, относится выдержка сварных соединений после окончания сварки при 150—200 °С в течение нескольких часов для завершения превращения остаточного аустенита и эвакуации водорода.

12.2.2. Разупрочнение в зоне термического влияния

Применение в качестве термической обработки сталей нормализации (или закалки) с последующим отпуском осложняет их свариваемость в связи с возникновением в зонах термического влияния сварки участков разупрочнения, где металл был нагрет в интервале температур A_{c3} — температура отпуска стали. Кратковременные прочностные свойства сварных соединений при этом снижаются по сравнению с основным металлом на 5—10 %, а длительная прочность может быть снижена на 20 %,

если стали упрочнялись закалкой, например для паропроводной стали 12Х1МФ. Степень разупрочнения зависит не только от режимов термической обработки стали, но и от параметров процесса сварки. Повышение погонной энергии процесса сварки вызывает большее разупрочнение свариваемой стали.

Мягкая разупрочненная прослойка в зоне термического влияния сварки может явиться причиной локальных разрушений жестких сварных соединений в процессе эксплуатации, особенно при изгибающих нагрузках.

Разупрочнение металла околошовной зоны могло бы быть устранено перекристаллизацией при применении вместо отпуска сварных соединений нормализации с отпуском. Однако высокотемпературная термическая обработка сварных соединений не может быть подобно отпуску осуществлена местно, так как это приводит к разупрочнению близлежащих участков металла, а объемная термическая обработка сварных конструкций ограничивается габаритными размерами печей и рядом других трудностей.

12.2.3. Изменение свойств в зоне сплавления при эксплуатации

При температурах эксплуатации 450—600 °С следует считаться с возможностью развития диффузионных процессов между основным металлом и металлом шва. В первую очередь это относится к углероду, который является одним из наиболее диффузионно подвижных элементов, входящих в состав металла. Миграция углерода из стали в шов или наоборот может наблюдаться даже при небольшом различии в легировании их карбидообразующими элементами (например, стал 12Х1МФ — шов 10Х3М1БФ). Образование в процессе эксплуатации обезуглероженной (ферритной) прослойки по одну сторону линии сплавления и карбидной гряды по другую приводит к снижению длительной прочности и пластичности сварного соединения и, как следствие, к локальному (по зоне сплавления) разрушению.

В связи с этим сварочные материалы, предназначенные для сварки жаропрочных перлитных сталей, должны обеспечивать химический состав металла шва, близкий к химическому составу основного металла.

В отдельных случаях при необходимости отказаться от подогрева и термической обработки (отпуска) сварных соединений могут быть использованы сварочные материалы, обеспечивающие получение металла шва на никелевой основе (покрытые электроды ЦЛ-36, проволока для аргонодуговой сварки Св-08Н60Г8М7Т). Возможность применения этих сварочных материалов основана на том, что диффузионная подвижность

элементов в сплавах на никелевой основе при 450—600 °С значительно меньше, чем в низколегированных сталях перлитного класса.

12.3. Технология сварки и свойства сварных соединений

Основными способами сварки, используемыми при изготовлении конструкций из жаропрочных перлитных сталей, являются дуговая и электроконтактная. Электроконтактная сварка используется в основном для выполнения стыковых соединений труб поверхностей нагрева котлов в заводских условиях. В подавляющем большинстве других случаев используется дуговая сварка покрытыми электродами, в защитных газах и под флюсом.

Общими рекомендациями по всем видам дуговой сварки являются: оптимальная подготовка свариваемых кромок, тепловые условия сварки и режимы термической обработки сварных соединений.

Подготовка кромок деталей под сварку производится с помощью механической обработки. Допускается применение кислородной или плазменно-дуговой резки с последующим удалением слоя поврежденного металла толщиной не менее 2 мм.

Дуговую сварку производят при температуре окружающего воздуха не ниже 0 °С с предварительным и сопутствующим сварке местным или общим подогревом. Пределы изменения температуры подогрева в зависимости от марки стали и толщины свариваемого изделия приведены в табл. 12.2.

ТАБЛИЦА 12.2

ТЕМПЕРАТУРА ПРЕДВАРИТЕЛЬНОГО И СОПУТСТВУЮЩЕГО ПОДОГРЕВА

Марка стали	Толщина свариваемых деталей, мм	Температура подогрева, °С
12МХ, 12ХМ, 15ХМ	<10	—
	10—30	150—300
	>30	200—350
2ХМЛ, 12Х1МФ	<6	—
	6—30	200—350
	>30	250—400
15Х1М1Ф, 20ХМФЛ, 15Х1М1ФЛ	<6	—
	6—30	250—400
	Свыше 30	300—450

Примечания: 1. При многопроходной автоматической сварке под флюсом допускается снижение минимальной температуры подогрева на 50 °С.

2. Аргонно-дуговую сварку корневого слоя труб допускается выполнять без подогрева.

Без термической обработки сварные соединения жаропрочных перлитных сталей не обладают эксплуатационной надежностью ввиду структурной неоднородности и наличия остаточных сварочных напряжений. Поэтому большинство сварных конструкций подвергают термической обработке. Исключение составляют сварные соединения из хромомолибденовых сталей толщиной менее 10 мм и из хромомолибденованадиевых сталей при толщине менее 6 мм.

При изготовлении конструкций из жаропрочных перлитных сталей используют обычно отпуск. Его преимущество заключается в том, что он может быть использован в качестве местной термической обработки. Отпуск стабилизирует структуру (твердость) сварного соединения и снижает остаточные напряжения. С увеличением содержания хрома, молибдена, ванадия и других элементов, повышающих релаксационную стойкость сталей, температура отпуска и время выдержки должны увеличиваться. Особую опасность представляет отпуск сварных соединений хромомолибденованадиевых сталей при пониженных температурах в связи с возможностью дисперсного твердения, вызванного выпадением в околошовной зоне карбидов ванадия и образованием трещин при термической обработке. Недостатком отпуска является невозможность полного выравнивания структуры, в частности устранения разупрочненной прослойки в зоне термического влияния сварки. Последнее может быть достигнуто, как уже отмечалось выше, применением печной термиче-

ТАБЛИЦА 123

РЕЖИМЫ ОТПУСКА СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ, ВЫПОЛНЕННЫХ
ДУГОВОЙ СВАРКОЙ

Марка стали	Толщина свариваемых деталей, мм	Минимальная продолжительность выдержки, ч	Марка стали	Толщина свариваемых деталей, мм	Минимальная продолжительность выдержки, ч
<i>Отпуск, T, °C = 715 ± 15</i>				20—40	3
12МХ	10	—		40—80	4
12ХМ	10—20	1		>80	5
15ХМ	20—40	2	<i>T, °C 745 ± 15</i>		
20ХМЛ	40—80	3	15Х1М1Ф	<6	—
	>80	4	15Х1М1ФЛ	6—10	1
<i>T, °C = 735 ± 15</i>			12Х2МФСР	10—20	2
12Х1МФ	<6	—		20—40	3
20ХМФЛ	6—10	1		40—80	5
	10—20	2		>80	7

Примечание. Скорость нагрева сварных соединений из хромомолибденованадиевых сталей в интервале 500—700 °C должна быть не менее 60 °C/ч.

ской обработки всей конструкции, что в большинстве случаев не представляется возможным. Рекомендуемые режимы отпуска сварных соединений, выполненных дуговой сваркой, приведены в табл. 12.3.

12.3.1. Сварка покрытыми электродами

Для ручной дуговой сварки жаропрочных перлитных сталей используются электроды с основным (фтористо-кальциевым) покрытием, изготовленные на малоуглеродистой сварочной проволоке с введением легирующих элементов через покрытие. Основной тип покрытия обеспечивает повышенную раскисленность металла шва при малом содержании в нем водорода и неметаллических дисперсных включений, а также достаточно надежную газовую защиту плавящегося металла от азота воздуха. Это позволяет получить сочетание высоких прочностных и пластических свойств швов. Однако для электродов с покрытием этого типа характерна повышенная склонность к образованию пор в швах при удлинении дуги, наличии ржавчины на поверхности свариваемых кромок и небольшом увлажнении покрытия. В связи с этим рекомендуются сварка предельно короткой дугой, тщательная очистка свариваемых поверхностей и сушка электрода перед их применением. Электроды малого диаметра (ЦЛ-38, ЦЛ-39), используемые в основном для монтажной сварки труб поверхностей нагрева котлов, отличаются повышенной надежностью газовой защиты плавящегося металла, что позволяет обеспечить плотные швы в условиях, когда поддерживать короткую дугу достаточно сложно.

Для сварки хромомолибденовых сталей 12МХ, 15ХМ и 20ХМЛ используются электроды типа Э-09Х1М (ГОСТ 9467—75) марок ЦУ-2ХМ диаметром 3 мм и более и электроды ЦЛ-38 диаметром 2,5 мм.

Для сварки хромомолибденованадиевых сталей 12Х1МФ, 15Х1М1Ф, 20ХМФЛ и 15Х1М1ФЛ — электроды типа Э-09Х1МФ марок ЦЛ-20, ЦЛ-45 диаметром 3 мм и более и электроды ЦЛ-39 диаметром 2,5 мм.

Сварка осуществляется на постоянном токе обратной полярности. Сила сварочного тока выбирается в зависимости от диаметра электрода и положения шва в пространстве. Сварка осуществляется узкими валиками без поперечных колебаний электрода с тщательной заваркой кратера перед обрывом дуги.

В отдельных случаях, когда применение подогрева свариваемых изделий и последующей термической обработки сварных соединений невозможно или необходима сварка перлитных жаропрочных сталей с аустенитными, допускается использование электродов на никелевой основе марки ЦТ-36 или аргонодуговой сварки проволокой Св-08Н60Г8М7Т.

12.3.2 Сварка в защитных газах

При изготовлении сварных конструкций из жаропрочных перлитных сталей используются в основном два способа: дуговая сварка плавящимся электродом в углекислом газе и аргонодуговая сварка вольфрамовым электродом.

Из-за опасности образования шлаковых включений между слоями сварка в углекислом газе используется обычно для выполнения однопроходных швов и заварки дефектов литья. При сварке хромомолибденовых сталей применяется сварочная проволока Св-08ХГСМА, а при сварке хромомолибденованадиевых сталей — проволока Св-08ХГСМФА (ГОСТ 2246—70). Сварка осуществляется на постоянном токе обратной полярности. Для проволоки диаметром 1,6 мм сила сварочного тока $I_{св}$ составляет 140—200 А при напряжении на дуге $U_d = 20 \div 22$ В, а для проволоки диаметром 2 мм $I_{св} = 280 \div 340$ А, $U_d = 26 \div 28$ В.

Аргонодуговая ручная сварка используется для выполнения корневого шва при многопроходной сварке стыков труб паропроводов и поверхностей нагрева котлов. Автоматическая аргонодуговая сварка применяется в условиях монтажа для сварки неповоротных стыков паропроводов. При сварке в среде аргона хромомолибденовых сталей используются сварочные проволоки Св-08ХМ, Св-08ХГСМА, а при сварке хромомолибденованадиевых сталей — проволоки Св-08ХМФА и Св-08ХГСМФА. Проволоки Св-08ХМ и Св-08ХМФА допускаются применять только при содержании кремния в металле проволоки не менее 0,22 %.

12.3.3. Сварка под флюсом

Автоматическую дуговую сварку под слоем флюса используют для сварки поворотных стыков трубопроводов, коллекторов котлов, корпусов аппаратов нефтехимической промышленности и других изделий с толщиной стенки 20 мм и более. С целью обеспечения высоких характеристик работоспособности швов применяют такие низкоактивные по Si и Mn флюсы, как ФЦ-11, ФЦ-16, ФЦ-22. Этим достигается низкое содержание в швах дисперсных оксидных включений — продуктов кремне- и марганцевосстановительного процесса, а также стабильность содержания Si и Mn в многослойных швах.

Флюс ФЦ-11 содержит пониженное количество оксидов Si и Mn. Флюсы ФЦ-16 и ФЦ-22 имеют достаточно высокое содержание диоксида кремния (28—37 %), в связи с чем отличаются легкой отделяемостью шлаковой корки с поверхности шва. Особо высокими сварочно-технологическими свойствами характеризуется флюс ФЦ-22. Низкая активность флюсов ФЦ-16 и ФЦ-22 по кремнию достигается введением в их состав около

5 % фтористого натрия. Сварку осуществляют на постоянном токе обратной полярности. Для уменьшения разупрочнения хромомолибденованадиевых сталей в околошовной зоне рекомендуется использовать режимы с малой погонной энергией. В связи с этим для сварки используется проволока диаметром 3 мм при силе тока 350—400 А, напряжении дуги 30—32 В и повышенных скоростях сварки (40—50 м/ч). Сварка хромомолибденовых сталей может осуществляться проволоками \varnothing 4 и 5 мм при силе тока 520—600 и 620—650 А и напряжении 30—32 и 32—34 В соответственно. Для сварки хромомолибденовых сталей используется проволока марок Св-08МХ и Св-08ХМ, а для сварки хромомолибденованадиевых сталей — проволока Св-08ХМФА.

12.3.4 Электроконтактная сварка

Контактная стыковая сварка непрерывным оплавлением является основным технологическим процессом при изготовлении элементов поверхностей нагрева котлов. Сварку труб диаметром 30—40 мм осуществляют на автоматизированных машинах ЦСТ-200 и ЦСТ-200М. Привод механизма оплавления и осадки у машин отдельный. При оплавлении передвижение подвижной плиты машины осуществляется кулачковым механизмом с электроприводом постоянного тока, что обеспечивает плавное регулирование скорости оплавления. Программа, задаваемая кулачком, построена таким образом, что скорость оплавления непосредственно перед осадкой резко возрастает. Это способствует повышению качества сварных соединений. Машина ЦСТ-200М позволяет, кроме того, осуществлять сварку с подогревом, что используется при изготовлении поверхностей нагрева из сталей 12Х2МФСР и 12Х2МФБ. Характеристики машины следующие: первичное напряжение 380 В, номинальная мощность 200 кВ·А, ПВ 20 %, номинальное свариваемое сечение 900 мм², максимальный ход подачи 30 мм, усилие осадки 90 Кн, зажатия 180 Кн.

Необходимое качество сварки труб достигается при выполнении следующих рекомендаций. Установочная длина каждой трубы должна составлять 0,8—1,0 наружного диаметра трубы, но не менее 30 мм. Сварку необходимо производить при минимально возможном вторичном напряжении (5,5—6,5 В), исключая возникновение коротких замыканий при оплавлении. Припуск на оплавление выбирают в зависимости от толщины стенки трубы:

δ , мм	...	3	4	5	7
Припуск, мм		8	12	14	19

Длительность оплавления принимается из расчета обеспечения средней скорости оплавления 0,75—1,25 мм/с. Конеч-

ная скорость оплавления должна возрасти в 3—4 раза по сравнению со средней. Общий припуск на осадку должен составлять (1,0—1,5)δ, а припуск на осадку под током — 0,5—0,8 общего припуска на осадку. Скорость осадки рекомендуется для труб из стали 12Х1МФ и 15Х1М1Ф не менее 30 мм/с, а для труб из стали 12Х2МФСР — не менее 60 мм/с.

Для уменьшения внутреннего грата в некоторых случаях во время сварки продувают трубы азотом или азотоводородной смесью с избыточным давлением около 0,1 МПа. При этом в связи с охлаждающим действием газа на зону стыка режимы сварки труб поверхностей нагрева следует корректировать с увеличением времени сварки и припуска на оплавление. После сварки грат может удаляться с помощью специальных снарядов, которые закладываются в змеевик и под действием сжатого воздуха разрушают грат. Диаметр снарядов составляет обычно 0,9 от внутреннего диаметра трубы. После пробивки стыка снаряд удерживается снарядоулавливателем.

Стыки труб из сталей 12Х1МФ и 15Х1М1Ф мало восприимчивы к закалке и термической обработке после сварки их можно не подвергать. Кратковременному отпуску следует подвергать стыки труб из стали 12Х2МФСР (750 ± 10 °С в течение 10—20 мин).

12.3.5. Свойства сварных соединений

Эксплуатационная надежность сварных соединений определяется их длительной прочностью и стабильностью механических свойств во времени.

При нормальной температуре механические свойства сварных соединений находятся на уровне соответствующих свойств свариваемых сталей. Значения этих свойств приведены в табл. 12.4.

Опыт длительной эксплуатации (10^5 ч и более) сварных соединений хромомолибденовых сталей при 510 °С указывает на достаточную стабильность свойств при нормальной температуре. Временное сопротивление и ударная вязкость практически не изменяются. Твердость начинает снижаться после 10^5 ч со 180 HV до 150—160 HV ($3 \cdot 10^5$ ч эксплуатации). Временное сопротивление и ударная вязкость сварных соединений хромомолибденованадиевых сталей после работы при 565 °С в течение 10^5 ч также остаются на исходном уровне. Твердость снижается с 200—240 HV до 160—180 HV [3].

При температуре 450—570 °С свойства сварных соединений и в первую очередь их длительная прочность несколько уступают свариваемым сталям. Это обусловлено разупрочнением сталей в околосварочной зоне под действием термического цикла сварки в результате дополнительного высокотемпературного

ТАБЛИЦА 12.4

МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ПРИ 20 °С
ПОСЛЕ ОТПУСКА

Марка стали	Способ сварки	σ_B	$\sigma_{0,2}$	δ_5	ψ	KCU, Дж/см ²
		МПа		%		
15ХМ	Ручная дуговая электродами ЦУ-2ХМ	450—500	220—300	15—22	30—55	140—200
20ХМЛ	Полуавтоматическая дуговая в среде CO ₂ проволокой Св-08ХГСМА	420—450	240—280	20—22	55—60	140—200
12Х1МФ, 15Х1М1Ф 15Х1М1Ф*	Ручная дуговая электродами ЦЛ-20	500—580	350—450	15—18	70—75	130—160
	Автоматическая дуговая под флюсом проволокой Св-08ХМФА	450—500	300—320	22—26	70—76	160—200

* Свойства металла шва.

отпуска и неполной перекристаллизации. Снижение длительной прочности сварных соединений по сравнению с основным металлом зависит от характера термического цикла сварки, степени упрочнения сталей термической обработкой и структурной стабильности стали.

Длительная прочность хромомолибденовых сталей и их сварных соединений находится примерно на одном уровне (табл. 12.5). Это объясняется тем, что вследствие малой про-

ТАБЛИЦА 12.5

ДЛИТЕЛЬНАЯ ПРОЧНОСТЬ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ЗА 10⁵ Ч
[2, 4]

Марка стали	Способ сварки	Температура испытания, °С	Длительная прочность за 10 ⁵ ч, МПа	
			сталь	сварное соединение
15ХМ	Ручная дуговая электродами ЦУ-2ХМ	450	265	264
		550	63	59
20ХМЛ	Полуавтоматическая дуговая в среде CO ₂ проволокой Св-08ХГСМА	475	274	226
		550	59	58
12Х1МФ, 15Х1М1Ф 15Х1М1Ф	Ручная дуговая электродами ЦЛ-20	565	83	64
			88	74
			88	78
	Автоматическая дуговая под флюсом проволокой Св-08ХМФА			

каливаемости и нерегламентируемой скорости охлаждения при нормализации стали этой группы упрочняются в процессе термической обработки незначительно, а следовательно, и мало склонны к разупрочнению при сварке.

Хромомолибденованадиевые стали разупрочняются при сварке в большей степени, так как сталь 15Х1М1Ф, например, охлаждается при нормализации принудительно со скоростью около 1000 °С/ч, а трубы из стали 12Х1МФ проходят закалку.

Если коэффициент жаропрочности сварных соединений (т. е. отношение длительной прочности сварного соединения к длительной прочности основного металла) для нормализованной и отпущенной стали 15Х1М1Ф при ручной автоматической сварке равен 0,84—0,88, то для закаленной и отпущенной стали 12Х1М1Ф (толстостенные паропроводные трубы) он равен 0,77. Коэффициент жаропрочности сварных соединений хромомолибденованадиевых сталей на уровне единицы можно обеспечить, используя после сварки в качестве термической обработки нормализацию с отпуском. Однако в этом случае необходимо применять такие сварочные материалы, которые обеспечивают термическую прорабатываемость швов на уровне свариваемой стали. Термическая же обработка должна быть не местной, а общей для всей сварной конструкции. Например, автоматическая сварка стали 15Х1М1Ф под флюсом АН-22 проволокой Св-14Х1М1ФА с последующей нормализацией и отпуском обеспечивает длительную прочность сварных соединений при 565 °С за 10⁵ ч условного испытания, равную 88 МПа, а электрошлаковой проволокой Св-08ХМФ — 82 МПа [5].

Что касается кратковременных механических свойств сварных соединений при рабочих температурах, то они не уступают соответствующим свойствам свариваемых сталей.

Раздел 4 ВЫСОКОЛЕГИРОВАННЫЕ СТАЛИ И СПЛАВЫ

Глава 13. МАРТЕНСИТНЫЕ СТАЛИ (Зубченко А. С.)

13.1. Состав и свойства сталей

13.1.1. Назначение и марки сталей

В большинстве случаев высокохромистые мартенситные стали имеют повышенное содержание углерода, некоторые из них дополнительно легированы никелем (табл. 13.1). Углерод, никель и другие аустенитообразующие элементы расширяют область γ и способствуют практически полному $\gamma \rightarrow \alpha(M)$ -превращению в процессе охлаждения. Применение для закаленной стали отжига при температурах ниже точки A_3 способствует отпуску структур за-

калки и возможности получения весьма благоприятного сочетания механических свойств — одновременно высоких значений прочности, пластичности и ударной вязкости. Ферритообразующие элементы (Mo, W, V, Nb) вводят для повышения жаропрочности сталей. Если обычные 12 %-ные хромистые стали имеют достаточно высокие механические свойства при температурах до 500 °С, то сложнoleгированные на этой основе стали обладают высокими характеристиками до 650 °С и используются для изготовления рабочих и направляющих лопаток, дисков паровых турбин и газотурбинных установок различного назначения (табл. 13.2).

13.1.2. Структура сталей, легированных хромом

Железо образует с хромом непрерывный ряд $\alpha(\delta)$ -твердых растворов с объемноцентрированной кубической решеткой (рис. 13.1). У сплавов с высоким содержанием железа имеется замкнутая область γ -твердых раство-

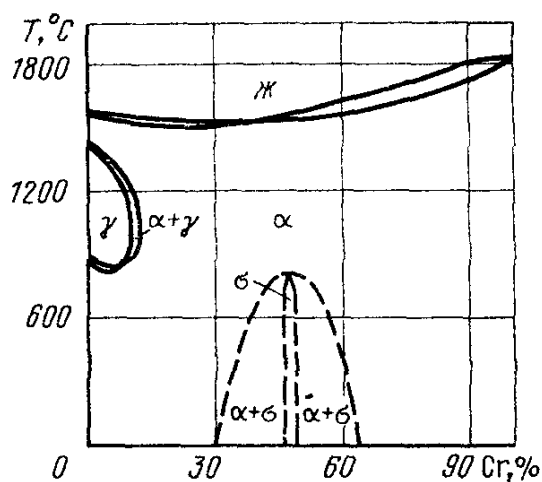


Рис. 13.1. Структурная диаграмма железо — хром

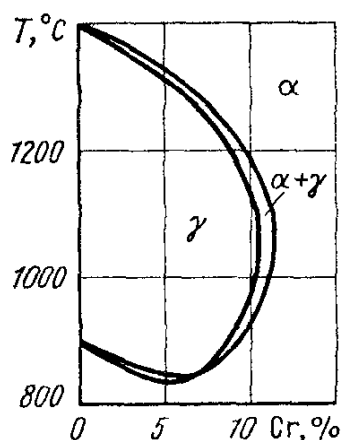


Рис. 13.2. Влияние хрома на положение критических точек фазовых превращений в сплавах с железом

ров. На диаграмме Fe—Cr область γ ограничена справа двумя линиями, замыкающими гетерогенный участок $\alpha(\delta)+\gamma$. Хром оказывает сильное влияние на положение критических точек, отмечающих $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращение. Вначале увеличение содержания хрома приводит к понижению точки A_3 . При концентрации до 8 % хром может быть отнесен к элементам, способствующим устойчивости аустенита и расширению его температурной области (рис. 13.2). Большие концентрации хрома повышают точку A_3 . У сплавов с $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращением легирование хромом значительно снижает также критические скорости охлаждения. В результате этого при низком содержании углерода легирование до 12 % Cr приводит к формированию в стали однофазной мартенситной структуры даже при весьма замедленном охлаждении от 800 °С, например со скоростью менее 1 °С/с.

При содержании хрома более 12 % в процессе нагрева у сплавов невозможно полное превращение $\alpha \rightarrow \gamma$. В соответствии с образующейся после охлаждения структурой такие сплавы относят к мартенситно-ферритному или ферритному классу.

Связывая углерод в карбиды, ферритообразующие элементы способствуют в процессе охлаждения формированию в структуре 11—12 %-ных хромистых сталей наряду с мартенситом некоторого количества δ -феррита. В связи с этим рассматриваемые в этом разделе некоторые марки высоколегирован-

Сталь, марка	ГОСТ, ТУ	Содержание элементов,			
		C	Si	Mn	S
15X11МФ	ГОСТ 5632—72	0,12—0,19	≤0,5	≤0,7	≤0,025
15X12ВНМФ	ГОСТ 5632—72	0,12—0,18	≤0,4	0,5—0,9	≤0,025
18X11МНФБ	ГОСТ 5632—72	0,15—0,21	≤0,6	0,6—1,0	≤0,025
13X11Н2В2МФ	ГОСТ 5632—72	0,10—0,16	≤0,6	≤0,6	≤0,025
12X11В2МФ	ТУ 14-3-450—75	0,10—0,15	≤0,50	0,50—0,80	≤0,025
10X12НД	ТУ 108-976—80	≤0,10	≤0,30	≤0,60	≤0,025
06X12НЗД	ТУ 108-923—80	≤0,06	≤0,30	≤0,60	≤0,025

ных термоупрочняемых сталей условно отнесены к мартенситным. Принятая градация сталей по структуре сделана в основном с учетом содержания Сг. В результате этого все марки сталей с 11—12 % Сг отнесены к мартенситным (табл 13.1), с 13—14 % хрома — к мартенситно-ферритным.

13.1.3. Механические свойства

Механические свойства высокохромистых мартенситных сталей и их сварных соединений определяются фактическим химическим составом и режимом термической обработки, с помощью которой можно регулировать как свойства самой мартенситной матрицы, так и конечный фазовый состав и структуру сталей. Существенное влияние на механические свойства оказывают также количество, величина и геометрическая форма δ-феррита, в общем случае способствующего снижению пластичности и ударной вязкости без существенного влияния на пределы прочности и текучести (табл 13.3).

13.2. Свариваемость сталей

13.2.1 Склонность к образованию ХТ

Повышенная склонность мартенситных сталей к хрупкому разрушению в состоянии закалки усложняет технологию их сварки. При содержании углерода более 0,10 % мартенситные стали склонны к образованию холодных трещин при сварке из-за высокой степени тетрагональности кристаллической решетки мартенсита. При снижении содержания углерода вязкость мартенсита повышается, однако образующийся при этом структурно свободный δ-феррит в свою очередь сообщает им высокую хрупкость. Поэтому в сварных соединениях мартенситных сталей трещины могут наблюдаться в процессе непрерывного охлаждения при температурах ниже $T_{м.н.}$, а также в процессе выдержки при нормальной температуре (замедленное разрушение).

МАРТЕНСИТНЫХ СТАЛЕЙ

% (по массе)					
P	Cr	Ni	Mo	Y	прочие
≤0,030	10,0—11,5	—	0,6—0,8	0,25—0,40	
≤0,030	11,0—13,0	0,4—0,8	0,5—0,7	0,15—0,30	W 0,7—1,1
≤0,030	10,0—11,5	0,5—1,0	0,8—1,1	0,20—0,40	Nb 0,20—0,45
≤0,030	10,5—12,0	1,50—1,80	0,35—0,50	0,18—0,30	W 1,60—2,00
≤0,025	10,0—12,0	0,60	0,60—0,90	0,15—0,30	W 1,70—2,20
≤0,025	12,0—13,5	2,8—3,2	0,8—1,1		Cu 0,8—1,0
≤0,025	12,0—13,5	2,80—3,20	—	—	Cu 0,80—1,10

Для высокохромистых сталей температура начала мартенситного превращения не превышает 360 °С, а окончания 240 °С. С увеличением содержания углерода точки $T_{Mн}$ и $T_{Mк}$ еще более понижаются, что приводит к возрастанию твердости мартенсита и его хрупкости. Учитывая это, а также необходимость обеспечения сварным соединениям высокой пластичности и

ТАБЛИЦА 13 2

НАЗНАЧЕНИЕ ВЫСОКОХРОМИСТЫХ МАРТЕНСИТНЫХ СТАЛЕЙ

Сталь, марка	Примеры использования	Максимальная температура эксплуатации, °С
15ХПМФ, 15Х11МФ-Ш, 15Х12ВНМФ, 15Х12ВНМФ-Ш, 18Х11МНФБ-Ш, 13Х11Н2В2МФ, 13Х11Н2В2МФ-Ш	Корпуса цилиндров паровых и газовых турбин, горячие опоры каркасов, рабочие и направляющие лопатки и бандажные ленты диафрагм, диски и роторы газовых турбин и компрессоров [6, 7]	550—580 500
12Х11В2МФ	Поверхности нагрева котлов, трубопроводы	550
10Х12НД	Ободы диафрагм паровых турбин [6], детали рабочих колес гидротурбин	350
06Х12НЗД	Ободы и другие детали диафрагм паровых турбин [6]	350
06Х12НЗД	Детали рабочих колес гидротурбин	350
06Х12НЗД	Корпуса главных циркуляционных насосов АЭС	350

МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ВЫСОКОХРОМИСТЫХ
МАРТЕНСИТНЫХ СТАЛЕЙ

Сталь, марка	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ_5 , %	ψ , %	KCU , МДж/м ²
	не менее				
15X11MФ	490	690	15	55	0,6
15X12BHMФ	590	740	15	45	0,6
18X11MHФБ	590—735	740	15	50	0,6
13X11H2B2MФ	735	880	15	55	0,9
12X11B2MФ	392	588	18	—	—
10X12HD	500	650	14	30	0,3
06X12H3D	500—700	700	14	30	0,5

ударной вязкости для безопасной эксплуатации ответственных энергетических установок, содержание углерода в хромистых мартенситных сталях ограничивают до 0,20 %.

13.2.2. Выбор теплового режима сварки

Предотвращение образования холодных трещин является одной из задач при сварке 11—12 %-ных хромистых сталей. В связи с этим применяют предварительный и сопутствующий подогрев до 200—450 °С. Температура подогрева тем выше, чем

ОСОБЕННОСТИ ТЕПЛООВОГО РЕЖИМА СВАРКИ
МАРТЕНСИТНЫХ СТАЛЕЙ

Сталь марка	T , °С, подогрева	Время пролежи- вания до терми- ческой обработки, ч	Термическая обработка
15X11MФ, 15X12BHMФ, 18X11MHФБ, 13X11H2B2MФ	300	Не допускается	Отпуск при 700—720 °С (без охлаждения ниже температуры подогрева). При толщине более 30 мм перед термообработкой рекомендуется «подстуживание» до 100 °С
12X11B2MФ	250—300	72	Отпуск при 715—745 °С (предварительный, и 735—765 °С (окончательный)
10X12HD	≥ 100	Не допускается	Отпуск при 650 °С (с предварительным «подстуживанием»)
06X12H3D	≥ 200	То же	Отпуск при 610—630 °С (предварительный) и 625—650 °С (окончательный)

выше склонность стали к закалке. В то же время температура подогрева не должна быть чрезмерно высокой, так как это может привести к отпускной хрупкости вследствие снижения ско-

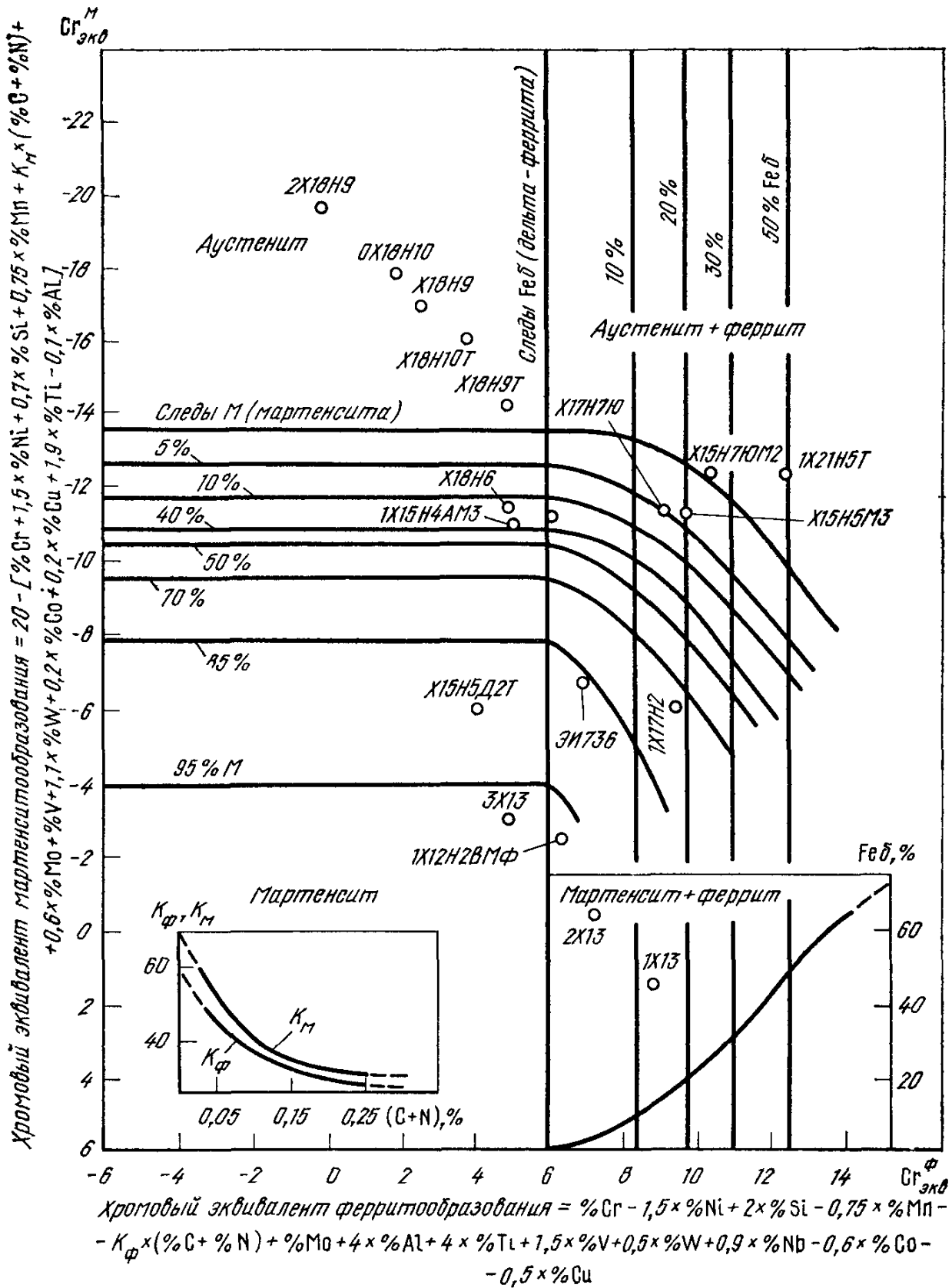


Рис. 13.3. Структурная диаграмма низкоуглеродистых нержавеющей сталей, предложенная Я М Потаком и Е А Сагалевич

рости охлаждения металла в околошовной зоне в интервале температур карбидообразования. Кроме того, высокий подогрев, как и сварка с высокой погонной энергией, обеспечивает длительный перегрев околошовного металла, результатом чего является рост зерна, сегрегация примесей на границах зерен и, как следствие, снижение пластичности и вязкости сварных соединений.

Лучшие свойства сварных соединений достигаются в случае предварительного подогрева в интервале $T_{м.н} — T_{м.к}$, а также когда после сварки производится подстуживание до $T_{м.к}$, но не ниже 100 °С. Рекомендации по тепловому режиму сварки приведены в табл. 13.4.

13.2.3. Улучшение свариваемости сталей

Многие из отмеченных выше недостатков в свариваемости мартенситных сталей не присущи малоуглеродистым хромистым сталям, дополнительно легированным никелем. Мартенсит, образующийся при закалке хромоникелевых сталей, отличается вследствие низкого содержания углерода высокой пластичностью и вязкостью, не склонен к образованию холодных трещин при сварке.

Высокие пластические свойства малоуглеродистого мартенсита повышают надежность получения качественных сварных соединений. Однако чувствительность металла швов к водородной хрупкости вызывает необходимость при их сварке предварительного и сопутствующего подогрева до 100—200 °С. Улучшению свариваемости этих сталей способствует также остаточный аустенит. Количество остаточного аустенита закалки зависит в основном от химического состава стали и может быть примерно оценено с помощью структурной диаграммы низкоуглеродистых нержавеющей сталей, предложенной Я. М. Потаком и Е. А. Сагалевиц для литого и наплавленного при сварке металла (рис. 13.3). Количество остаточного аустенита отпуска определяется режимом термической обработки.

13.3. Технология сварки и свойства сварных соединений

13.3.1. Способы сварки и сварочные материалы

Среди дуговых методов сварки для деталей из высоколегированных мартенситных сталей применяют в основном способ ручной дуговой сварки штучными электродами, обеспечивающими получение сварных швов, однородных по химическому составу с основным металлом (табл. 13.5). Это электроды марок КТИ-9, ЦЛ-32 с наплавленным металлом, содержащие 10—12 % Cr, ~0,8 % Ni и ~1 % Mo. В связи с применением

ТАБЛИЦА 13.5

МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ
ВЫСОКОЛЕГИРОВАННЫХ МАРТЕНСИТНЫХ СТАЛЕЙ (НЕ МЕНЕЕ)

Сталь, марка	Способ сварки. Сварочные материалы	Металл шва					Сварное соединение		
		$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ_5 , %	ψ , %	KCU , МДж/м ²	σ_B , МПа	KCU , МДж/м ²	угол загиба, град
15X11MФ, 15X12BNMФ, 18X11MHФБ	РДС: электроды Э-12X11NMФ (КТИ-9);	588	735	15	56	0,5	690	0,5	—
13X11H2B2MФ	Э-12X11HBMФ (КТИ-10);	588	735	15	55	0,5	735	0,5	—
15X11MФ, 15X12BNMФ, 18X11MHФБ, 15X11H2B2MФ	Э-11X15H25M6AГ2 (ЭА-395/9);	363	588	13	15	0,4	588	0,4	—
12X11B2MФ	Э-10X25H13Г2 (ЗиО); электроды Э-14X11HBMФ (ЦЛ-32)	294	539	13	15	0,5	539	0,5	—
12X11B2MФ	электроды Э-14X11HBMФ (ЦЛ-32)	569	735	12	—	0,4	588	0,4	—
12X11B2MФ	АДС: проволока Св-15X12HMBФ флюс АН-17; ОФ-6;	710	784	15	40	0,5	588	0,4	—
12X11B2MФ	проволока Св-15X12ГНМВФ флюс АН-17, ОФ-6;	588	784	15	50	0,7	588	0,4	—
10X12НД	РДС: электроды Э-06X13H (ЦЛ-41)	490	637	16	—	0,5	637	0,3	40
	ЭШС: проволока Св-12X13 флюс АН-8	440	580	12	—	0,5	580	0,5	40
06X12H3Д	РДС: электроды ЦЛ-51	490	637	12	35	0,5	637	0,5	40
	АДС: проволока Св-01X12H2-ВМ (ЭП-762-ВИ) флюс ФЦ-19	470	600	12	35	0,5	600	0,5	40
	АрДС: проволока Св-01X12H2-ВИ (ЭП-792-ВИ)	490	637	12	35	0,5	637	0,5	40
	ЭШС: проволока Св-01X12H2-ВИ (ЭП-792) флюс АН-45	440	590	12	35	0,5	590	0,5	40

Примечание. РДС — ручная дуговая сварка; АрДС — аргонодуговая сварка; ЭШС — электрошлаковая.

электродов марки ЦЛ-32 для сварки конструкций, работающих при температурах до 600 °С, они содержат также ~1 % W. Пониженное содержание углерода (0,02—0,08 %) приводит к существенному повышению вязкости металла швов, по химическому составу «однородных» с Cr—Ni мартенситными сталями.

Наряду с «однородными» электродами имеет место также применение аустенитных электродов марок ЗиО-8 и ЭА-395/9 (в основном для обварки лопаток при изготовлении диафрагм). Для автоматической сварки используется проволока Св-15Х12НМВФБ и Св-15Х12ГНМБФ и флюсы АН-17 и ОФ-6.

При изготовлении лопаточного аппарата турбин большое распространение получил способ электронно-лучевой сварки.

13.3.2 Термическая обработка сварных соединений

Независимо от толщины изделий сварные соединения высокохромистых мартенситных сталей, как правило, подвергают термической обработке для снятия остаточных напряжений, распада закалочных структур и формирования механических свойств. Пролегивание перед термической обработкой допускается только для сварных соединений стали марки 12Х11В2МФ. Во всех остальных случаях сварные соединения подвергают немедленному (без охлаждения ниже температуры подогрева) термическому отпуску. В некоторых случаях перед отпуском производится подстуживание до 100 °С для завершения $\gamma \rightarrow \alpha(M)$ -превращения. Температура отпуска выбирается не выше значений критической точки A_{c1} .

13.3.3. Свойства сварных соединений

В табл. 13.5 приведены механические свойства сварных соединений высоколегированных мартенситных сталей в состоянии после термической обработки, указанной в табл. 13.4. Прочность сварных соединений определяется свойствами применяемых для сварки присадочных материалов. В случае однородных с основным металлом швов свойства сварных соединений близки к основному металлу. Использование сварочных электродов КТИ-9, КТИ-10 и ЦЛ-32 обеспечивает сварным соединениям сталей 15Х11МФ, 15Х12ВНМФ, 18Х11МНФБ и 13Х11Н2В2МФ длительную прочность за 10^6 ч при максимальной температуре эксплуатации (табл. 13.1) не менее 120 МПа.

Глава 14. МАРТЕНСИТНО-ФЕРРИТНЫЕ СТАЛИ (Зубченко А. С.)

14.1. Состав и свойства сталей

14.1.1 Структура сталей

С точки зрения коррозионной стойкости оптимальное содержание Cr в стали составляет 12—14 %. Такой уровень легирования Cr обеспечивает легкую пассивацию поверхности во многих агрессивных средах, связанных с производством нефтехимических продуктов, а также в воде высоких параметров с борным регулированием. При повышении содержания хрома более 12 % коррозионная стойкость практически не увеличивается. Вместе с тем в этом случае имеет место проявление склонности стали к охрупчиванию и снижению прочности в связи с формированием в структуре значительного количества ферритной составляющей. 13—14 %-ные хромистые стали с частичным $\gamma \rightarrow \alpha (M)$ -превращением относят к мартенситно-ферритным. По структуре мартенситно-ферритные стали соответствуют сплавам Fe—Cr, при охлаждении которых полиморфные превращения соответствуют реакции $\delta \rightarrow \gamma + \delta \rightarrow \alpha (M) + \delta$. Количество δ -феррита в сталях повышается с увеличением содержания Cr и снижением концентрации C. С введением C границы существования области γ -твердых растворов сдвигаются в сторону более высокого содержания Cr. У 13 %-ных хромистых сталей с $\leq 0,25$ % C термодинамическая диаграмма распада аустенита состоит из двух областей превращения. При температурах выше 600 °C в случае достаточно низкой скорости охлаждения возможно образование ферритной составляющей структуры. Ниже 400 °C при более быстром охлаждении наблюдается бездиффузионное превращение аустенита в мартенсит. Количество образовавшегося мартенсита в каждом из указанных температурных интервалов зависит, главным образом, от скорости охлаждения и содержания углерода в стали.

14.1.2. Назначение и марки сталей

Несмотря на отрицательное влияние δ -феррита на пластичность и ударную вязкость, мартенситно-ферритные стали марок 08X13, 12X13, 20X13, 08X14MФ и др. находят довольно широкое применение при изготовлении химических аппаратов и энергетического оборудования (табл. 14.1 и 14.2). Наиболее широкое применение в машиностроении имеют стали марок 08X13 и 08X14MФ с пониженным содержанием углерода.

Сталь 08X13 используют как в виде однородного листа и труб, так и кор-

ТАБЛИЦА 14.1

ХИМИЧЕСКИЙ СОСТАВ МАРТЕНСИТНО-ФЕРРИТНЫХ СТАЛЕЙ

Сталь, марка	ГОСТ, ТУ	Содержание элементов, % по массе		
		C	Si	Mn
08X13	ГОСТ 5632—72 ГОСТ 10835—75	$\leq 0,08$	$\leq 0,80$	$\leq 0,08$
12X13	ГОСТ 5632—72	0,09—0,15	$\leq 0,80$	$\leq 0,80$
20X13	ГОСТ 5632—72	0,16—0,25	$\leq 0,80$	$\leq 0,80$
08X14MФ*	ТУ-14-159-155—82	0,03—0,12	0,20—0,45	0,8—1,2
14X17H2**	ГОСТ 5632—72	0,11—0,17	$\leq 0,8$	$\leq 0,8$

Сталь, марка	ГОСТ, ТУ	Содержание элементов, % по массе		
		S	P	Cr
08X13	ГОСТ 5632—72 ГОСТ 10835—75	≤0,025	≤0,030	12,0—14,0
12X13	ГОСТ 5632—72	≤0,025	≤0,030	12,0—14,0
20X13	ГОСТ 5632—72	≤0,025	≤0,030	12,0—14,0
08X14MФ*	ТУ-14-159-155—82	≤0,022	≤0,035	12,0—14,8
14X17H2**	ГОСТ 5632—72	≤0,025	≤0,030	16,0—18,0

* 0,2—0,4 Mo; 0,15—0,30 V. 1,5—2,5 Ni.

МАРТЕНСИТО-ФЕРРИТНЫЕ СТАЛИ

ТАБЛИЦА 14.2

Сталь, марка	ГОСТ, ТУ	Примеры использования	T, °C, эксплуатации
08X13	ГОСТ 5632—72	Корпуса, днища, трубные решетки, внутренние устройства химических аппаратов, корпуса цилиндров паровых и газовых турбин, рабочие и направляющие лопатки, диафрагмы	40—550
08X13 (плакирующий слой биметалла) (Ст. 3, 20К, 16ГС, 12ХМ, 12МХ + 08X13)	ГОСТ 10835—75	Корпуса, днища, патрубки химических аппаратов, подводомствеинных госгортехнадзору	40—560
08X14MФ	ТУ 14-3-815—79 ТУ 14-3-1065—82 ТУ 14-159-155—82 ТУ 14-1-3452—82	Теплообменники для тепловых и атомных электростанций, облицовка хранилищ	350
12X13	ГОСТ 5632—72	Детали паровых, газовых и гидравлических турбин	500
20X13	ГОСТ 5632—72	Детали насосов	500
14X17H2	ГОСТ 5632—72	Детали внутренних устройств оборудования АЭС	400

розионостойкого слоя биметалла. Сваренные детали из стали 08X13 применяют в основном для изготовления внутренних устройств химических аппаратов и энергетического оборудования, не подлежащих контролю надзорных органов за безопасной эксплуатацией. Биметалл с плакирующим слоем из стали 08X13 используют для изготовления нефтехимического оборудования, работающего под давлением при температурах от -40 до 560 °C.

Сталь 08X14MФ применяется на предприятиях энергетического машиностроения, в основном в виде труб для изготовления теплообменного оборудования, работающего при температурах до 350 °C. Стали 12X13 и 20X13 с повышенным содержанием углерода используют для изготовления деталей различных турбин и насосов с температурой эксплуатации до 500 °C.

МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МАРТЕНСИТО-ФЕРРИТНЫХ СТАЛЕЙ

Сталь, марка	ГОСТ, ТУ	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ_5 , %	ψ , %	КСУ, МДж/м ²
		не менее				
08X13	ГОСТ 5949—75	410	590	20	60	1,0
12X13	ГОСТ 5949—75	410	590	20	60	0,9
20X13	ГОСТ 5949—75	440	650	16	55	0,8
08X14МФ	ТУ 14-1-3452—82	300	450	22	—	—
14X17H2	ГОСТ 5949—75	635	835	10	30	0,5

Сталь марки 14X17H2 со значительно большим содержанием Сг, но имеющая мартенситно-ферритную структуру благодаря дополнительному легированию Ni, отличается высокой коррозионной стойкостью, не склонна к МКК. Применяется для внутренних устройств оборудования АЭС.

14.1.3. Механические свойства сталей

Механические свойства мартенситно-ферритных сталей регламентируют в зависимости от толщины и вида проката В табл. 14.3 приведены основные требования к механическим свойствам. В связи с возможностью формирования структуры с большим количеством ферритной составляющей, способствующей охрупчиванию, нормативными документами, как правило, не предусматриваются требования по величине ударной вязкости. Лишь для отдельных видов проката сталей марок 08X13 и 12X13 регламентирована величина ударной вязкости.

14.2. Свариваемость сталей

14.2.1. Фазовые и структурные превращения при сварке

У стали марки 08X13 с содержанием углерода менее 0,08 % термокинетическая диаграмма распада аустенита имеет две области превращения: в интервале 600—930 °С, соответствующем образованию ферритно-карбидной структуры, и 120—420 °С — мартенситной (рис. 14.1). Количество превращенного аустенита в каждом из указанных температурных интервалов зависит главным образом от скорости охлаждения. Например, при охлаждении со средней скоростью 0,025 °С/с превращение аустенита происходит преимущественно в верхней области с образованием феррита и карбидов. Лишь 10 % аустенита в этом случае превращается в мартенсит в процессе охлаждения от 420 °С. Повышение скорости охлаждения стали до 10 °С/с способствует переохлаждению аустенита до температуры начала мартенситного превращения (420 °С) и полному его бездиффузионному превращению. Изменения в структуре,

обусловленные увеличением скорости охлаждения, сказываются и на механических свойствах сварных соединений. С возрастанием доли мартенсита наблюдается снижение ударной вязкости.

Увеличение содержания углерода приводит к сдвигу в область более низких температур границы превращения $\gamma \rightarrow (\alpha + K)$ и $\gamma \rightarrow (\alpha + M)$. У сталей с содержанием углерода 0,10—0,25 % в результате этого полное мартенситное превращение имеет место после охлаждения со скоростью ~ 1 °C/с.

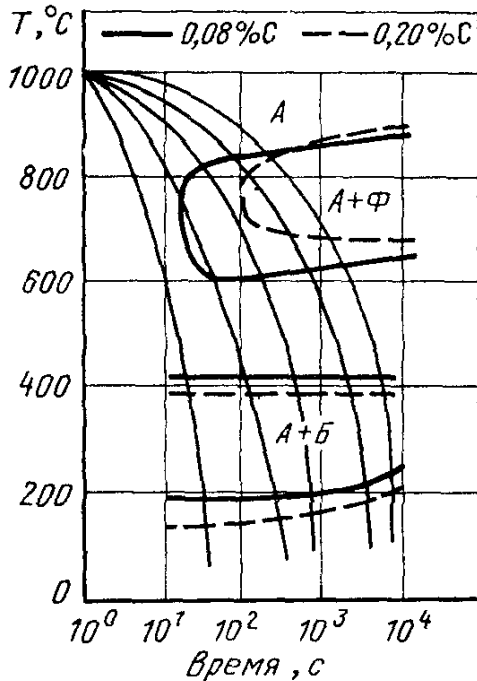


Рис 141. Термокинетическая диаграмма распада аустенита при непрерывном охлаждении 13 %-ной хромистой стали с различным содержанием углерода

14.2.2. Сопротивляемость ХТ и хрупкому разрушению

С точки зрения свариваемости мартенситно-ферритные стали являются «неудобным» материалом. В связи с высокой склонностью к подкалке в сварных соединениях этих сталей возможно образование холодных трещин. Склонность к образованию трещин при сварке зависит от характера распада аустенита в процессе охлаждения.

В случае формирования мартенситной структуры ударная вязкость сварных соединений 13 %-ных хромистых сталей снижается до 0,05—0,10 МДж/м². Последующий отпуск при 650—700 °C приводит к распаду струк-

туры закалки, выделению карбидов, в результате чего тетрагональность мартенсита уменьшается. После отпуска ударная вязкость возрастает до —1 МДж/м². С учетом такой возможности восстановления ударной вязкости большинство марок хромистых сталей имеет повышенное содержание углерода для предотвращения образования значительного количества феррита в структуре. Таким путем удается избежать охрупчивания стали. Однако при этом наблюдают ухудшение свариваемости вследствие склонности сварных соединений к холодным трещинам из-за высокой хрупкости околосшовного металла со структурой пластинчатого мартенсита.

Формирование значительного количества δ -феррита в структуре околосшовного металла резко уменьшает склонность сварных соединений к образованию холодных трещин. Образование большого количества δ -феррита характерно для 13 %-ных хромистых сталей с содержанием $C < 0,1$ %. Количество δ -феррита

в структуре околшовного металла зависит от уровня температуры нагрева. В участках, нагреваемых до температур, близких к $T_{\text{солидуса}}$, количество δ -феррита в структуре может стать подавляющим. Такая структура характерна для участка зоны термического влияния, примыкающего к линии сплавления со швом и подвергающегося при сварке влиянию наиболее высоких температур. Ширина этого участка мало зависит от температуры подогрева, но возрастает с погонной энергией сварки. Поэтому для сталей 08X13 и 08X14МФ с увеличением ширины участка с большим количеством δ -феррита отрицательное влияние его на вязкость сварных соединений возрастает.

14.2.3. Выбор теплового режима сварки

В соответствии с табл. 14.4 сварка мартенситно-ферритных сталей производится в основном с предварительным и сопутствующим подогревом.

Даже для узлов и деталей из стали марки 08X13 с наиболее низким содержанием углерода при сварке рекомендуется подогрев до 150—250 °С с последующей термической обработкой. Подогрев не производится только при сварке плакирующего слоя биметалла.

Дополнительное легирование стали 08X14МФ карбидообразующими элементами снижает «эффективное» содержание С и устойчивость аустенита в процессе охлаждения, способствуя его распаду уже при 300 °С. Тетрагональность мартенсита уменьшается, что благоприятно сказывается на свариваемости. Сталь 08X14МФ, легированная дополнительно Мо и V, сваривается в результате этого без подогрева.

ТАБЛИЦА 14.4

ОСОБЕННОСТИ ТЕПЛООВОГО РЕЖИМА СВАРКИ МАРТЕНСИТО-ФЕРРИТНЫХ СТАЛЕЙ

Сталь, марка	Температура подогрева, °С	Время пролеживания до термической обработки, ч	Термическая обработка
08X13	150—250	Не ограничено	Отпуск при 680—700 °С
08X13 (плакирующий слой биметалла)	Без подогрева	—	Не производится
08X14МФ	Без подогрева	—	То же
12X13	≥300	2	Отпуск при 700—720 °С
20X13	≥300	2	Отпуск при 700—720 °С
14X17H2	150—250	Не ограничено	Отпуск при 620—640 °С

МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ
МАРТЕНСИТО-ФЕРРИТНЫХ СТАЛЕЙ (НЕ МЕНЕЕ)

Сталь, марка	Способ сварки, сварочные материалы	Металл шва					Сварное соединение		
		$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ_5 , %	ψ , %	KCU, МДж/м ²	σ_B , МПа	KCU, МДж/м ²	Угол за- гиба, град.
08X13	РДС: электроды Э-10X25Н13Г2 (ОЗЛ-6, ЦЛ-25), Э-10X25Н13Г2Б (ЦЛ-9), Э-08X20Н15ФБ (АНВ-9), Э-10X20Н15Б (АНВ-10), Э-12X13 (УОНИ-13/НЖ, АНВ-1), ЦЛ-51	300	540	15	15	0,5	540	0,5	40
	АДС: проволока Св-07X25Н12Г2Т, Св-06X25Н12ТЮ, Св-08X25Н12БТЮ, флюс АН-26с, АНФ-14, ОФ-6, АН-18	490	637	12	35	0,5	590	0,5	
	АрДС: проволока Св-06X25Н12Т, Св-08X25Н13БТЮ, Св-07X25Н12Г2Т, аргон по ГОСТ 8050—85	300	540	15	15	0,5	540	0,5	40
08X14МФ	РДС: электроды Э-10X25Н13Г2, (ЦЛ-25)	300	540	15	15	0,5	450	0,5	
08X14МФ	АДС: проволока Св-07X25Н13 флюс АН-26								
08X14МФ	АрДС: проволока Св-04X20Н5М6Б, Св-07X25Н13	314	490	18		0,9	490	0,5	
		300	540	15	15	0,5	540	0,5	
12X13	электроды Э-12X13 (ЛМЗ-1), Э-06X13Н (ЦЛ-41) ЦЛ-51	490	637	12	35	0,5	590	0,5	

Сталь, марка	Способ сварки, сварочные материалы	Металл шва					Сварное соединение		
		$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ_B , %	ψ , %	КСУ, МДж/м ²	σ_B , МПа	КСУ, МДж/м ²	Угол загиба, град.
12X13	Э-11X15Н25М6АГ2 (ЭА-395/9)	363	588	13	15	0,4	590	0,5	
12X13	Э-10X25Н13Г2, (ЗиО-8, ЦЛ-25)	300	540	15	15	0,5	540	0,5	
20X13	Э-10X25Н13Г2, (ЗиО-8, ЦЛ-25).	300	540	15	15	0,5	540	0,5	
	ЦЛ-51	490	637	12	35	0,5	637	0,5	
20X13	АДС: Св-07X25Н13 флюс АН-26	300	540	15	15	0,5	540	0,5	
14X17Н2	АДС: электроды Св-10X18Н2, (АНВ-2)	588	755	17	60	0,6	755	0,5	
	АДС: Проволока Св-08X18Н2ГТ, Св-08X14ГНТ флюс АН-26с, ОФ-6; АНФ-6	588	755	20	45	0,7	755	0,5	
14X17Н2	АрДС: проволока Св-08X18Н2ГТ, Св-08X14ГНТ, аргон по ГОСТ 10157—73	588	755	20	40	0,8	755	0,5	

14.3. Технология сварки и свойства соединений

14.3.1. Способы сварки и сварочные материалы

Для стали 08X13 применяют различные способы сварки: ручная штучными электродами и в защитных газах, автоматическая под флюсом. Разнообразны также применяемые сварочные материалы. Их марки регламентированы в ОСТ 26-01-77, РТМ 108.940.08—85 и отраслевых инструкциях (табл. 14.5). Среди них наибольшее распространение имеют сварочные электроды и проволоки, обеспечивающие получение аустенитного наплавленного металла (электроды типа Э-10X25Н13Г2, проволока Св-07X25Н12Г2Т).

Присадочные материалы для ручной дуговой сварки (электроды типа Э-10X18Н2), аргонодуговой и автоматической сварки под флюсом (проволока Св-08X18Н2ГТ и Св-08X14ГНТ)

стали 14X17H2 по химическому составу близки к основному металлу. Для деталей и узлов из стали 14X17H2 находят также применение способ электронно-лучевой сварки.

14.3.2. Термическая обработка

Из-за опасности образования холодных трещин и просто хрупкого разрушения вследствие резкого снижения ударной вязкости околошовного металла сварные соединения мартенситно-ферритных сталей должны быть подвергнуты термическому отпуску для «смягчения» структур закалки и снятия остаточных напряжений. Режим термической обработки приведен в табл. 14.4.

14.3.3. Механические и служебные свойства соединений

Так как для сталей 08X13, 08X14МФ, 12X13 и 20X13 применяют в основном аустенитные сварочные материалы, то прочностные свойства их сварных соединений ниже по сравнению с основным металлом. Равнопрочность достигается при использовании для сварки электродов и проволок, обеспечивающих получение металла швов с мартенситной структурой (электродов АНВ-1, АНВ-2, ЦЛ-51) (табл. 14.5).

К сварным соединениям стали 14X17H2 предъявляют требования стойкости против МКК. Эта стойкость обеспечивается рекомендуемой в табл. 14.4 термообработкой.

Глава 15. ФЕРРИТНЫЕ СТАЛИ (Зубченко А. С.)

15.1. Состав и свойства сталей

15.1.1. Структура сталей

При содержании $\sim 12\%$ Cr в соответствии с рис. 13.1 у сплавов Fe—Cr имеет место замыкание области γ -твердых растворов. Точки A_1 и A_3 на диаграмме состояния сливаются. При дальнейшем увеличении содержания Cr

ХИМИЧЕСКИЙ СОСТАВ ХРОМ

Сталь, марка	ГОСТ, ТУ	Содержание		
		C	Si	Mn
08X17T	ГОСТ 5632—72	$\leq 0,08$	$\leq 0,8$	$\leq 0,8$
15X25T	ГОСТ 5632—72	$\leq 0,15$	$\leq 1,0$	$\leq 0,8$
08X23C2Ю	ЧМТУ 3-149—68	$\leq 0,08$	$\leq 1,5$ — —1,8	0,4—0,7
ЭП882-ВИ	ТУ 14-1-2194—77	$\leq 0,015$	$\leq 0,5$	$\leq 0,5$
ЭП904-ВИ	ТУ 14-1-2533—78	$\leq 0,012$	$\leq 0,3$	$\leq 0,5$

сплавы не претерпевают превращений. Стали, структура которых соответствует этой области диаграммы Fe—Cr, относят к ферритным. Граница области γ -твердых растворов изменяется в зависимости от содержания С (рис. 15.1). Чистые железохромистые сплавы становятся однофазными ферритными при введении 13 % Cr. В присутствии С сплавы с большим содержанием Cr могут еще иметь $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращение. Перемещение границы γ -области в сторону больших концентраций Cr при введении С связано также с уменьшением растворенного Cr вследствие образования стабильных его карбидов. В связи с этим ферритные стали с обычным содержанием С, выплавляемые в открытых электропечах, легированы Cr в количестве не менее 16 %.

15.1.2. Марки и назначение сталей

Высокохромистые ферритные стали являются перспективным конструкционным материалом. По сопротивляемости коррозии ферритные стали 08X17T, 15X25T, ЭП882-ВИ и другие не уступают хромоникелевым аустенитным сталям, значительно превосходят их по стойкости к коррозионному растрескиванию. При дополнительном легировании Al и Si хромистые ферритные стали 08X23C2Ю (сикромаль-12) и ЭП904-ВИ могут быть использованы для изготовления оборудования, работающего в условиях окисления при температурах до 1200 °С. Широкое применение ферритных сталей позволило бы решить проблему дефицита никеля путем замены ими распространенных в настоящее время аустенитных сталей (табл. 15.1, 15.2).

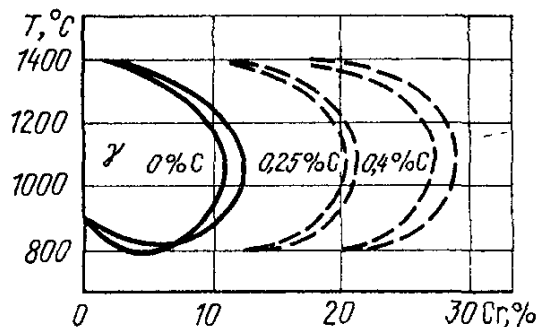


Рис. 15.1. Положение области γ в диаграмме состояния сплавов с различным содержанием углерода (схема)

Применению широко освоенных в металлургическом производстве ферритных сталей с обычным содержанием С и N препятствуют весьма частые случаи хрупкого разрушения конструкций как в процессе изготовления, так и при транспортировке и эксплуатации. Высокая чувствительность к надрезу при нормальной температуре затрудняет их применение для изготовления оборудования, работающего в условиях ударных и знакопеременных нагрузок. Такие ферритные стали используют, как правило, для изготовления оборудования, не подлежащего контролю Госгортехнадзора СССР, — деталей внутренних устройств химических аппаратов, змеевиков пиролиза с незначительным внутренним давлением и т. п.

Резкое повышение пластичности и вязкости хромистых ферритных сталей возможно путем ограничения в их составе примесей внедрения. Эта

ИСТЫХ ФЕРРИТНЫХ СТАЛЕЙ

ТАБЛИЦА 15.1

элементов, % (по массе)						
S	P	Cr	Ti	Nb	N ₂	Другие элементы
≤0,025	≤0,035	16,0—18,0	0,5—0,80	—	—	—
≤0,025	≤0,035	24,0—27,0	0,5—0,90	—	—	—
≤0,015	≤0,03	22,0—24,0	—	—	—	Al=1,1—1,6
≤0,020	≤0,015	16,5—18,5	—	0,15—0,35	≤0,015	Mo=1,5—2,0
≤0,020	≤0,025	16,0—18,5	—	0,1—0,4	≤0,015	Al=2,2—3,5

НАЗНАЧЕНИЕ ХРОМИСТЫХ ФЕРРИТНЫХ СТАЛЕЙ

Марка	Применение	T_{max} , °С, эксплуатации
08X17T, 15X25T, 15X28	Детали внутренних устройств химических аппаратов, не подведомственных Госгортехнадзору СССР	700 1000 900
Биметалл с плакирующим слоем из сталей 08X17T и 15X25T	Корпуса, днища, патрубки и др. детали химических аппаратов	450
08X23C2Ю	Змеевики пиролиза ацетона и уксусной кислоты	1200
ЭП882-ВИ	Заменитель хромоникелевых аустенитных сталей	400
ЭП904-ВИ	Для высокотемпературного оборудования, работающего в условиях газовой коррозии, в том числе в серосодержащих средах	1200

возможность стала реальной после ввода в эксплуатацию крупнотоннажных вакуумных печей и освоения технологии плавки с продувкой расплава аргоном или аргоноокислородной смесью. Новые хромистые ферритные стали с низким содержанием примесей внедрения (до 0,015—0,020 % в сумме) отличаются высокой пластичностью и ударной вязкостью. Среди них следует отметить стали ЭП882-ВИ и ЭП904-ВИ, начинающие находить применение в энергетическом машиностроении.

Сталь ЭП882-ВИ разработана в качестве заменителя хромоникелевых аустенитных сталей марок 08X18H10T, 12X18H20T и др. для изготовления теплообменного оборудования химических производств, энергетического оборудования тепловых и атомных электростанций. Сталь не склонна к хлоридному коррозионному растрескиванию, питтинговой коррозии.

Применительно к оборудованию, работающему в условиях окисления при высоких температурах, разработана хорошо свариваемая сталь ЭП904-ВИ. Сталь отличается высокой жаростойкостью до 1300 °С. Применение ее весьма эффективно для элементов крепления поверхностей нагрева энергетических котлоагрегатов, особенно в случаях работы на высокосернистом топливе.

15.1.3. Механические свойства сталей

В связи с высокой хрупкостью при нормальной температуре к хромистым ферритным сталям, произведенным в открытых печах, практически не предъявляют требований по ударной вязкости, а оговаривают в основном минимально допустимые значения прочности и пластичности (табл. 15.3).

Хрупкость ферритных сталей ранее представлялась непреодолимой. Ее связывали в основном с грубозернистой структурой, обусловленной интенсивным ростом зерна даже в процессе охлаждения заготовок после прокатки. Для измельчения структуры предложили легирование сталей Ti, образующим слабо диссоциирующие карбиды. Располагаясь на границах зерен, карбиды могут уменьшить рост зерна при нагреве. Наиболее распространенные в настоящее время хромистые ферритные стали марок 08X17T и 15X25T содержат до 0,80 и 0,90 % Ti.

Для измельчения грубозернистой структуры прокатку листов из сталей 08X17T, 15X25T и 25X28HA завершают при пониженных температурах, до

МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ХРОМИСТЫХ ФЕРРИТНЫХ СТАЛЕЙ

Сталь (марка)	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ_5 , %	ψ , %	KCU , МДж/м ²
	не менее				
08X17T (лист)	—	440	18	—	—
08X17T (трубы)	—	372	17	—	—
15X25T (лист)	—	440	14	—	0,2
15X25T (трубы)	—	441	17	—	—
	—	461	17	—	—
08X23C2Ю (трубы)	—	490	10	6	—
ЭП882-ВИ (лист)	274	440	30	—	0,6
ЭП882-ВИ (трубы)	245	372	22	—	—
ЭП904-ВИ (лист)	323	440	24	—	0,6

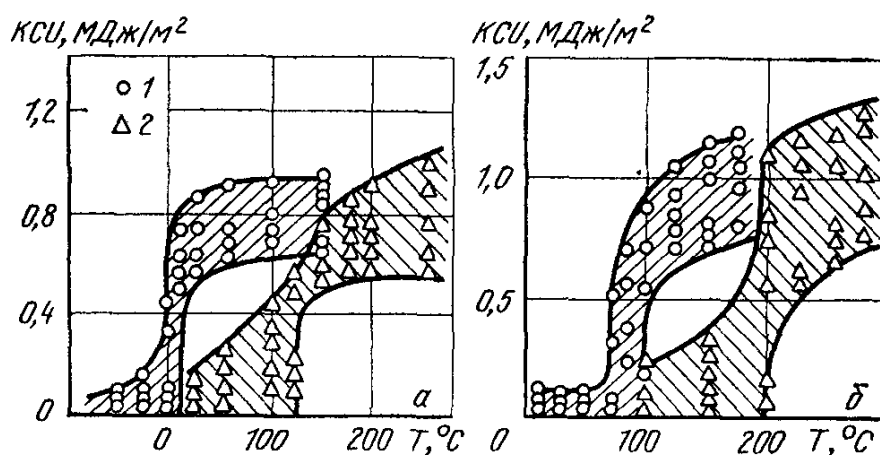


Рис. 15.2. Ударная вязкость стали 15X25T (а) и стали 08X23C2Ю (б)

1 — исходное состояние, 2 — после нмитацни термического цикла сварки

820—850 °С. Низкотемпературная прокатка способствует повышению ударной вязкости указанных сталей до 0,8 МДж/м² и пластичности δ_5 до 25 %. С учетом этих возможностей в ГОСТ 7350—77 внесены требования по минимально допустимым значениям KCU стали 15X25 до 0,2 МДж/м² (рис. 15.2). У стали 15X25T, произведенной по модернизированной технологии прокатки листов, ударная вязкость при нормальной температуре достигает 0,8 МДж/м², у стали 08X23C2Ю не превышает 0,1 МДж/м². Это связано прежде всего с тем, что значения температуры перехода сталей в хрупкое состояние существенно отличаются. У стали 15X25T $T_{кр}$ находится на уровне 10 °С, у стали 08X23C2Ю — на уровне 100 °С.

15.2. Свариваемость сталей

15.2.1. Охрупчивание сталей при нагреве

Особенностью высокохромистых сталей ферритного класса является их склонность к дополнительному резкому охрупчиванию под воздействием сварочного нагрева. Ударная вязкость и

пластичность металла в зоне термического влияния сварных соединений приближаются к нулю. Высокую хрупкость сварных соединений связывали с образованием в околошовном металле пересыщенного С и N твердого раствора, так как при нагреве выше 1150 °С происходит диссоциация карбонитридов хрома.

Однако хромистые стали 08Х17Т и 15Х25Т, легированные Ti до 0,80 и 0,90 % соответственно, который способствует образованию значительно более стойких карбидов, не имеют преиму-

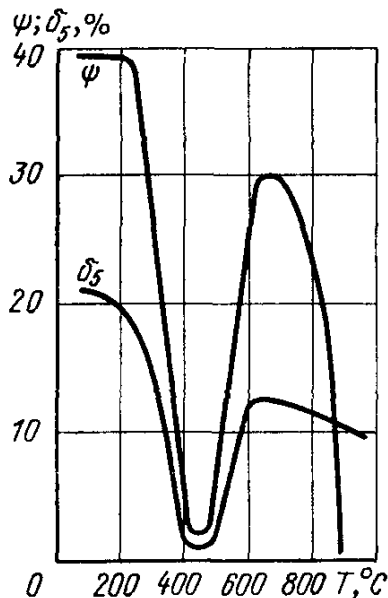


Рис. 15.3. Влияние температуры нагрева на пластичность стали 15Х25Т (1 — δ_5 , 2 — Ψ)

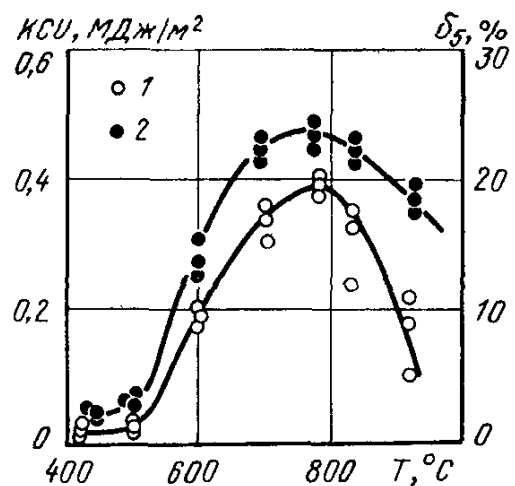


Рис. 15.4. Влияние температуры «закалки» на пластичность δ_5 (1) и ударную вязкость КСУ (2) стали 15Х25Т, охрупченной после нагрева при 475 °С

ществ с точки зрения свариваемости по отношению к другим ферритным сталям. И у этих сталей не удается предотвратить интенсивный рост зерна при сварке плавлением. Наиболее крупные зерна следует ожидать на участке перегрева сварных соединений, где температура нагрева максимальна и достигает $T_{сол}$. Здесь величина зерна в сечении достигает 1 мм. Протяженность охрупченного при сварке околошовного участка распространяется на 2—3 слоя зерен ($\sim 2,5$ —3 мм), непосредственно примыкающих к линии сплавления и подверженных нагреву выше 1000 °С.

Усовершенствованная технология производства — прокатка при пониженных температурах не улучшает свариваемости сталей. Под воздействием термического цикла сварки и других операций, связанных с высокотемпературным нагревом, пластичность ферритных сталей с исходной мелкозернистой структурой резко снижается, приобретает весьма высокая склонность к хрупкому разрушению. В результате воздействия тер-

мического цикла сварки значения $T_{кр}$ исследованных плавок сталей 15X25Т и 08X23С2Ю повышаются соответственно до 120 и 300 °С, то есть существенно выше нормальной температуры.

Охрупчивание ферритных сталей возможно также после выдержки в интервалах температур, способствующих образованию σ -фазы (550—850 °С) и явлению «хрупкости» при 475 °С (400—550 °С) (рис. 15.3). Хрупкость при 475 °С получает развитие уже при коротких выдержках, даже в процессе охлаждения в интервале 400—550 °С после тепловой обработки. Ударная вязкость стали после кратковременного нагрева при 475 °С снижается до 0,3 против 0,9 МДж/м².

Отрицательное влияние хрупкости при 475 °С может быть устранено нагревом при более высоких температурах. На рис. 15.4 представлено влияние температуры «закалки» на ударную вязкость и относительное удлинение образцов из стали 15X25, охрупченной после нагрева в течение 0,5 ч при 475 °С. В соответствии с этими данными, нагрев при 750—760 °С практически полностью восстанавливает исходный уровень пластичности и вязкости стали. Более высокие температуры нагрева значительно менее эффективны, так как способствуют росту ферритного зерна, особенно заметно при 1000 °С. Хрупкость при 475° сменится на хладноломкость при нормальной температуре вследствие формирования грубозернистой структуры.

15.2.2. Сопrotивляемость ХТ

Образование трещин в сварных соединениях ферритных сталей не имеет ничего общего с замедленным разрушением, характерным для сварных соединений закаливаемых сталей. Показатели трещиностойкости ферритных сталей формируются непосредственно в процессе сварочного нагрева и в дальнейшем остаются неизменными. Это упрощает исследования свариваемости сталей ферритного класса, так как в данном случае испытания образцов не обязательно проводить сразу после их сварки. Технологические свойства ферритных сталей при сварке могут быть оценены по степени влияния сварочного нагрева на значение температуры перехода околошовного металла в хрупкое состояние. Количественная оценка склонности сварных соединений к растрескиванию может быть произведена с использованием способов механики разрушения — по уровню напряженного состояния и размерам дефекта (непровара, острых шлаковых включений, скоплений пор, подрезов и чешуек на поверхности швов).

15.2.3. Выбор теплового режима сварки

Для сталей ферритного класса подогрев следует назначать, исходя из значения T_K в исходном состоянии и после воздействия термического цикла сварки. С учетом этого во избежание образования трещин сварку, гибку, правку и все операции, связанные с ударными нагрузками, при изготовлении узлов химического оборудования из сталей 08X17T и 15X25T в ОСТ 26-01-82—77 рекомендуется проводить с подогревом до 150—200 °С (табл. 15.4).

Однако подогрев может оказать отрицательное влияние на пластичность и ударную вязкость околошовного металла с ферритной структурой, так как способствует уменьшению скорости охлаждения и увеличению продолжительности нагрева в интервале температур, близких к 475 °С. Не влияя на уровень ударной вязкости, ускоренное охлаждение повышает пластичность стали 15X25T со структурой перегрева. Например, относительное удлинение образцов из стали 15X25T, подвергнутой нагреву до 1400 °С с последующим быстрым охлаждением со скоростью ~ 100 °С/с, составило 8 % против 0—2 % в случае медленного охлаждения (2 и 10 °С/с).

Ускоренное охлаждение наиболее существенно повышает пластичность стали с низким содержанием примесей внедрения. Например, у стали типа 01X30, содержащей 0,008 % С и 0,022 % N, после высокотемпературного сварочного нагрева и быстрого охлаждения $\delta > 25$ %, $a_H > 2,8$ МДж/м².

ТАБЛИЦА 15 4

ОСОБЕННОСТИ ТЕПЛООВОГО РЕЖИМА СВАРКИ ХРОМИСТЫХ
ФЕРРИТНЫХ СТАЛЕЙ

Сталь, марка	Температура подогрева, °С	Время пролеживания до термической обработки, ч	Термическая обработка
08X17T, 15X25T, 15X28	150—200	—	—
08X17T, 15X25T (плакирующий слой биметалла)	Без подогрева	—	—
08X23C2Ю	200—250	Не допускается	Отжиг при 900 °С
ЭП882-ВИ	Без подогрева	—	—
ЭП904-ВИ	» »	—	—

15.3. Технология сварки и свойства соединений

15.3.1. Способы сварки и сварочные материалы

В качестве присадочных материалов для ручной дуговой сварки, автоматической сварки под флюсом и в защитных газах преимущественно применяют хромоникелевые сварочные электроды и проволоки, обеспечивающие получение наплавленного металла типа Х25Н13 с аустенитной структурой (табл. 15.5).

При наличии требований по МКК для сварных соединений применяют присадочные материалы, легированные Nb или Ti и Al. Несмотря на высокую хрупкость металла шва, для сварки

ТАБЛИЦА 15 5

МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ
ХРОМИСТЫХ ФЕРРИТНЫХ СТАЛЕЙ

Сталь, марка	Сварочные электроды, проволока	Флюс, защитный газ	Металл шва					Сварное соединение
			$\sigma_{0,2}$ МПа	$\sigma_{в'}$ МПа	δ_5 , %	ψ , %	KCU, МДж/м ²	
08X17T	ЦЛ-9, УОНИ/10X17T Св-10X17T	АНФ-6, ОФ-6	320	550	15	15	0,5	440
			—	440	—	—	—	440
			—	440	—	—	—	440
15X25T	ЭИО-7, ЭА-48М/22, АНВ-9, АНВ-10 Св-07X25Н13 Св-07X25Н13	Аргон АН-26с, АНФ-14, ОФ-6, АН-16	320	550	15	15	0,5	440
			320	550	15	15	0,5	440
			300	540	15	15	0,5	440
			300	540	15	15	0,5	440
			300	540	15	15	0,5	440
08X23С2Ю	ЦТ-33, ЦТ-38		420	500	—	—	—	500
			420	500	—	—	—	500
ЭП882-ВИ*	ЦЛ-25, ЦТ-45, ЭА-400/10Т		300	540	15	15	0,5	372
			314	490	18	—	0,9	372
			343	539	23	30	0,9	372
ЭП904-ВИ**	Св-02X18М26-ВИ ЦТ-52 Св-02X19Ю36-ВИ	Аргон	245	372	22	—	0,5	372
			—	390	—	—	—	390
		Аргон	245	372	22	—	0,5	372

* Для всех видов электродов KCU = 0,5 МДж/м², угол загиба 90°

** Для Св-02X19Ю36-ВИ KCU = 0,5 МДж/м², угол загиба 90°.

узлов из стали 08X17T в химическом машиностроении применяют иногда электроды типа Э-10X17T (УОНИ/10X17T), изготавливаемые на проволоке Св-10X17T. Эту же проволоку используют при аргонодуговой сварке, а также автоматической сварке под флюсом. Ударная вязкость металла шва в таких случаях составляет не более 0,05 МДж/м². Деформация сварных соединений без нагрева невозможна в связи с растрескиванием металла шва и околошовной зоны.

15.3.2. Термическая обработка

В связи с невозможностью измельчения структуры ферритных сталей методами термической обработки хрупкость их сварных соединений является необратимой. Термическая обработка, применяемая для сварных соединений сталей ферритного класса, положительно сказывается в основном на снижении уровня остаточных напряжений. Отжиг при 760 °С является универсальным для сталей ферритного класса. При этой температуре практически полностью релаксируют остаточные напряжения. Этот режим целесообразен также для устранения восприимчивости к межкристаллитной коррозии. Нагрев при 760 °С значительно увеличивает деформационную способность сварных соединений сталей 08X17T и 15X25T. В частности, после термообработки при 760 °С длительностью 2 ч возможен изгиб сварных соединений стали 08X17T на 120°, что необходимо при испытаниях на межкристаллитную коррозию по ГОСТ 6032—75.

15.3.3. Механические и служебные свойства соединений

В табл. 15.5 приведены механические свойства сварных соединений хромистых ферритных сталей с обычным и низким содержанием С и N. В случае применения аустенитных электродов и проволок металл шва сварных соединений обычных и «чистых» по примесям сталей отличается высокой пластичностью и ударной вязкостью. Если для сварки применены однородные электроды и проволоки с обычным содержанием примесей, то пластичность и ударная вязкость металла шва крайне низкие и какие-либо требования к этим характеристикам не предъявляются. Лишь в случае низкого содержания примесей, что обеспечивается, например, при аргонодуговой сварке сталей ЭП882-ВИ и ЭП904-ВИ с присадочной проволокой марок Св-02X18M2Б-ВИ и Св-02X19ЮЗБ-ВИ, у металла шва могут быть достигнуты высокие значения пластичности ($\sigma_5 \geq 22\%$) и ударной вязкости ($KCU \geq 0,5$ МДж/м²). Ударная вязкость око-

лошовного металла сварных соединений сталей ЭП882-ВИ и ЭП904-ВИ также составляет не менее 0,5 МДж/м².

Для сварных соединений сталей с обычным содержанием примесей величина ударной вязкости не регламентируется.

Сварные соединения всех хромистых ферритных сталей отличаются высокой коррозионной стойкостью в различных агрессивных средах. Легирование основного металла и шва стабилизирующими элементами (Ti, Nb) обеспечивает стойкость сварных соединений против МКК как в исходном состоянии, так и после термической обработки.

Глава 16. АУСТЕНИТНЫЕ ЖАРОПРОЧНЫЕ СТАЛИ (Якушин Б. Ф.)

16.1. Состав, структура и назначение

Аустенитные жаропрочные стали представляют собой стабильный однофазный твердый раствор Cr и Ni на основе Fe с г. ц. к. кристаллической решеткой. В сталях этой группы содержание ферритной фазы (с о. ц. к. решеткой) не превышает 2 %.

По типу легирования и характеру упрочнения эти стали классифицируют на 2 группы:

— гомогенные стали, не упрочняемые термообработкой: X14Ni6B, X18Ni2T, 1X16Ni13M2B, X23Ni8, 1X14Ni14B2M, 1X14Ni18B2BP, 1X14Ni18B2BP1, X16Ni9M2, X16Ni14B2BP и др., они способны длительно работать под напряжением при температурах до 500 °С (табл. 16.1). Развитие процессов ползучести гомогенных аустенитных сталей ослаблено вследствие высокого легирования твердого раствора, деформирующего кристаллическую решетку из-за различия в размерах атомов, что повышает внутреннее трение в решетке и сопротивляется сдвигу в кристаллите, а также ослабляет диффузию го их объему;

— гетерогенные стали, упрочняемые термообработкой — закалкой и старением. В результате такой термообработки аустенитные стали образуют карбидные, карбонитридные, интерметаллидные фазы, обеспечивающие длительную работоспособность под напряжением при более высоких температурах (до 700 °С). Эти фазы не растворяются при длительном высокотемпературном нагреве, являются барьером для движения дислокаций, снижают интенсивность пограничной диффузии и повышают температуру рекристаллизации. Стабильность избыточных фаз тем выше, чем больше величина межатомных сил связей в твердом растворе и в упрочняющей фазе. Наиболее стабильны фазы Лавеса: Fe₂W, Fe₂Mo, Fe₂Ti и др. [1]. К этой группе относятся стали следующих марок: X12Ni20T3P, 40X18Ni25C2, X15Ni18B4T, 1X15Ni35BTP и др.

Наряду с высокой жаропрочностью все указанные выше стали обладают значительной жаростойкостью вследствие высокого содержания Cr, образующего на поверхности прочные окислы хрома, а также антикоррозионной стойкостью в различных средах (в том числе в жидком Na, Li и др.).

Они предназначены для изготовления элементов теплоэнергетических, химических и атомных установок, испытывающих совместное действие напряжений, высоких температур и агрессивных сред. Типовые детали: лопатки газовых турбин, камеры сгорания, горячие тракты газотурбинных двигателей, автоклавы, трубопроводы с жидким теплоносителем первого контура атомных реакторов и с перегретым паром и т. д.

ТАБЛИЦА 161
ХИМИЧЕСКИЙ СОСТАВ И ПРИМЕНЕНИЕ АУСТЕНИТНЫХ ЖАРОПРОЧНЫХ СТАЛЕЙ ДЛЯ СВАРНЫХ КОНСТРУКЦИЙ

Марка стали	Содержание элементов, %											Применение	
	C	Si	Mn	Cr	Ni	W	Nb	Mo	Ti	прочие элементы			
08X16H9M2	0,08	0,60	1,0— 1,5	15,5— 17,0	8,5— 10,0	—	—	1,0— 1,5	—	—	—	—	Паропроводы
10X14H16B (ЭП-694)	0,07 0,12	0,60	1,0 2,0	13,0— 15,0	14,0— 17,0	—	0,9— 1,3	—	—	—	—	—	То же
10X18H12T	0,12	0,75	1,0—	17,0—	11,0—	—	—	—	(C—0,02)	—	—	—	»
10X14H14B2M (ЭП-257)	0,15	0,80	2,0 0,70	19,0— 13,0—	13,0—	3,0—	—	0,45— 0,60	—	50,7	—	—	»
10X16H14B2BP (ЭП-17)	0,07— 0,12	0,60	1,0— 2,0	15,0— 18,0	13,0— 15,0	2,0— 2,75	0,9— 1,3	—	—	—	0,005B	—	Трубы, поковки
09X14H18B5P (ЭП-695P)	0,07— 0,12	0,60	1,0— 2,0	13,0— 15,0	18,0— 20,0	2,0— 2,75	0,9— 1,3	—	—	—	0,005B 0,20B	—	Трубы, листовой прокат
10X15H18B4T (ЭП-501)	0,07— 0,12	0,50	0,5— 1,0	14,0— 16,0	18,0— 20,0	4,0— 5,0	—	—	1,1 1,6	—	0,005B 0,025B	—	Паропроводы
10X14H18B2BP1 (ЭП-726)	0,07— 0,12	0,60	1,0— 2,0	13,0— 15,0	18,0— 20,0	2,0— 2,75	0,9— 1,3	—	—	—	0,011— 0,016B	—	Роторы, диски турбин
20X23H13 (ЭП-319)	0,20	1,0	2,0	22,0— 25,0	12,0— 15,0	—	—	—	—	—	0,025B	—	Камеры сгорания

Марка стали	Содержание элементов, %											Применение	
	C	Si	Mn	Cr	Ni	W	Nb	Mo	Ti	прочие элементы			
08X23H18	0,1	1,0	2,0	22,0— 25,0	17,0— 20,0	—	—	—	—	—	—	—	То же
1X15H25M6A (ЭП-395)	0,12	0,5— 1,0	1,0— 2,0	15,0— 17,0	24,0— 27,0	—	—	5,5— 7,0	—	—	0,1—0,2	—	Роторы газовых турбин
40X18H25C2 (ЭЯ3С)	0,32— 0,4	1,5	2,0— 3,0	17,0— 19,0	23,0— 26,0	—	—	—	—	—	—	—	Литые реакцион- ные трубы
20X25H20C2 (ЭП-283)	0,2	2,0— 3,0	1,5	24,0— 27,0	18,0— 21,0	—	—	—	—	—	—	—	То же
10X12H20T3P (ЭП-696A)	0,10	1,0	1,0	10,0— 12,5	18,0— 21,0	—	—	—	—	—	0,5— 0,008B	—	Паропроводы
10X15H35BT (ЭП-612)	0,12	0,6	1,0— 2,0	14,0— 16,0	34,0— 38,0	2,8— 3,5	—	—	—	—	—	—	Роторы турбин
X15H35BTP (ЭП-725)	0,10	0,6	1,0	14,0— 14,0	35,0— 38,0	4,0— 5,0	—	—	—	—	0,25— 0,005B	—	Роторы турбин

16.2. Свариваемость сталей

16.2.1. Структура, свойства металла шва и зоны термического влияния

Тип структуры металла шва, формируемой в процессе кристаллизации, зависит от химического состава стали и теплофизических условий кристаллизации. Роль химического состава в первом приближении оценивают по псевдобинарным диаграммам

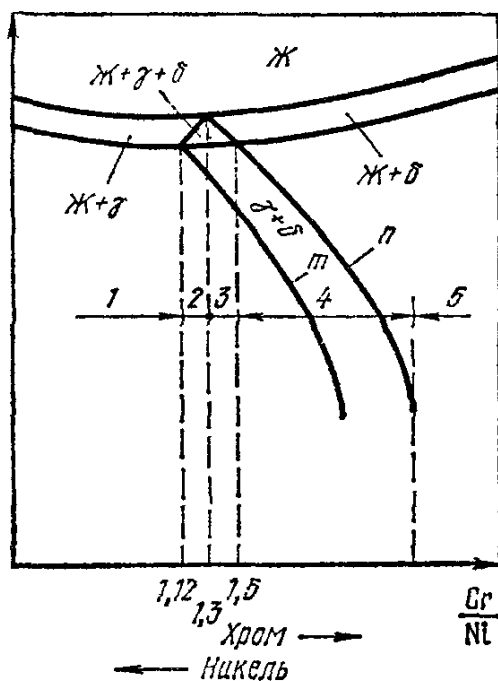


Рис 16.1. Псевдобинарная диаграмма Fe—Cr—Ni при постоянном содержании Fe 75 %

по псевдобинарным диаграммам состояния системы Fe—Cr—Ni при постоянном содержании С (рис. 16.1) [2].

В стабильно-аустенитных сталях с соотношением $Cr_0/Ni_0 < 1,12$ кристаллизация протекает путем выделения из жидкости γ -твердого раствора до полного исчезновения жидкой фазы. При большем соотношении $Cr_0/Ni_0 < 1,3$ в интервале температур между ликвидусом и солидусом происходит последовательное выделение из жидкости двух твердых фаз: аустенита и междендритного эвтектического феррита, который образуется из последних порций жидкой фазы, обогащенной хромом и никелем по ликвационному механизму. В условиях ускоренного охлаждения при сварке

швы состоят из крупнокристаллической матрицы с остаточным ферритом в виде прерывистых выделений по границам дендритных ячеек. Несмотря на наличие этого феррита, стали указанных составов претерпевают по существу однофазную кристаллизацию, что приводит к формированию крупных кристаллитов со слабо развитыми осями второго порядка и со значительно развитой ликвацией. Наиболее крупное кристаллическое строение имеет центр шва, куда в результате конкурентного роста вклинивается и прорастает ограниченное число кристаллитов.

Принципиальные изменения в формировании шва получают стали, у которых соотношение $Cr_0/Ni_0 > 1,3$. В этих сталях ведущей фазой при кристаллизации является феррит. Из него формируется осевая часть дендритных ячеек, где в результате ликвации меньше Ni. Этот феррит называется вермикулярным, т. е. преобладающим. Остальная часть жидкой фазы образует γ -твердый раствор. В результате совместной кристаллизации

феррита и аустенита образуются ячейки с весьма развитой дендритной формой и высокой дисперсности. Кроме того, в междендритных пространствах, обогащенных Cr, образуется эвтектический феррит. После замедленного охлаждения в швах этого состава сохраняется 5—6 % остаточного феррита. Остальной феррит преобразуется в аустенит в твердофазном состоянии. Такой шов приобретает однофазную аустенитную структуру после аустенитизации.

Наряду со структурным составом важным параметром строения шва является схема его кристаллизации. Сварка с большими скоростями приводит к образованию неблагоприятно высокого угла встречи между двумя растущими кристаллитами, а сварка с малыми скоростями — к возникновению осевого кристаллита, стыкующегося с двух сторон с двумя фронтами кристаллитов под большим углом. Значительная разориентировка между осевым и боковыми кристаллитами увеличивает ликвацию по границам и плотность ростовых дислокаций. Наиболее благоприятна схема кристаллизации с изгибом кристаллитов, при котором угол срастания кристаллитов в центре шва близок к нулю. В условиях многослойной сварки крупные кристаллиты предшествующего слоя служат плоскими зародышами для последующего слоя, что приводит к транс-кристаллитному строению швов.

В зоне термического влияния стабильно-аустенитных сталей происходят следующие необратимые изменения: 1) расплавление сегрегатов и неметаллических включений вдоль строчечных выделений с последующим образованием легкоплавкой карбидной эвтектики и трещин-надрывов по периферии шва; 2) образование δ -Fe; 3) коагуляция и растворение избыточных упрочняющих фаз; 4) рост зерна в зоне нагрева выше 1000 °C, что приводит к разнотерности и к разупрочнению металла. Особенно неравномерно растет зерно в гомогенных сталях, находившихся перед сваркой в состоянии наклепа на 5—15 %.

16.2.2. Трещины в сварных соединениях

16.2.2.1. Трещины при сварке. Аустенитные жаропрочные стали отличаются высоким коэффициентом теплового расширения, малой теплопроводностью и высокой релаксационной стойкостью при высоких температурах. Это приводит к высокому уровню напряжений и деформаций при сварке, отпуске и при эксплуатации в условиях теплосмен.

Однофазная кристаллизация сварных швов жаропрочных аустенитных сталей приводит к формированию крупнокристаллической столбчатой первичной структуры с сильно выраженной ликвационной неоднородностью по Cr, Ni, Nb, V, C и т. д. В результате ликвации образуются легкоплавкие карбидные,

боридные фазы в тройных стыках зерен и по траекториям срастания кристаллитов, препятствующие миграции границ зерен в более равновесные положения. В указанном состоянии металл шва имеет малую пластичность в интервале ТИХ₁, которая может быть исчерпана в результате усадки шва и перемещения свариваемых заготовок. Так возникает *первый* тип горячих трещин кристаллизационного типа, зарождающихся в остаточных пленочных выделениях жидкой фазы при температурах до 1250—1200 °С.

Второй тип горячих трещин—в твердой фазе возникает при 1200—1000 °С в результате межзеренного характера высоко-

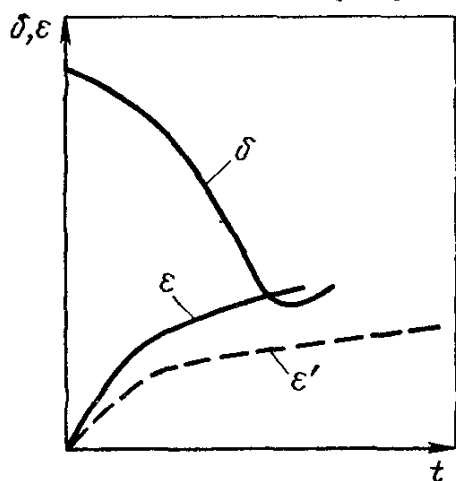


Рис. 16.2. Изменение пластичности (δ) и развитие деформаций (ϵ и ϵ') в процессе термообработки сварных соединений сталей, подверженных дисперсионному упрочнению

температурной сварочной деформации. Она стимулирует выход дислокаций и примесных атомов на границы зерен и создает ступеньки, раскрывающиеся при межзеренной деформации в результате притока вакансий и сегрегации примесных атомов в микротрещины. Изменение пластичности в этом интервале представлено на рис. 6.2 [4].

Третий тип горячих трещин, характерный для однофазных сталей,—ликвационные горячие трещины, образующиеся в ЗТВ по строчечным выделениям сегрегатов и примесей, а в металле шва

предыдущего прохода при многопроходной сварке и при сварке литых заготовок—по ликвационным прослойкам.

16.2.2.2. Трещины при послесварочной термообработке. При термической обработке жестких сварных узлов, имеющих концентраторы напряжений (непровары, подрезы, трещины и пр.), из сталей, содержащих карбидообразующие элементы (Ti, Nb, Mo), на этапе нагрева в интервале 650—800 °С возможно образование трещин по следующим причинам [3]:

— сосредоточение деформаций металла у концентраторов, вызываемых релаксацией напряжений, их накопление в процессе отпуска показано на рис. 16.2 линиями ϵ и ϵ' ;

— необратимые изменения при сварке в ЗТВ (рост зерен, формирование плоских карбидов по границам) и дисперсионное твердение в процессе медленного нагрева при термообработке в интервале 600—800 °С, что вызывает интенсивное снижение пластичности и снижение длительной прочности в металле ЗТВ (линия δ); исчерпание пластичности (пересечение линий δ и ϵ) в процессе термообработки в зоне концентрации деформаций вызывает образование трещины.

Наиболее вероятны трещины при отпуске сварных конструкций из легированных Ti и Nb жаропрочных сталей (X18H12T, X18H9B, X15H35B3T). Гомогенные стали (типа X16H9M2 и OX18H9) не склонны к дефектам этой природы.

16.2.3. Охрупчивание при эксплуатации.

16.2.3.1. Высокотемпературное. В металле швов аустенитных сталей, содержащих некоторое количество (8—10 %) ферритной фазы, при длительном нагреве при 300—500 °С происходит охрупчивание, получившее название 475-градусной хрупкости. Она имеет обратимый характер и устраняется при кратковременном нагреве до 550 °С.

При длительном нагреве до 650—900 °С металл шва, содержащий ферритную фазу, охрупчивается вследствие выделения карбида, обеднения углеродом и образования интерметаллида FeCr— σ -фазы по схеме: $\delta\text{-Fe} \rightarrow \text{Me}_{23}\text{C}_6 + \sigma$. Этот процесс создает опасность хрупкого разрушения при ударном нагружении.

Послесварочная гомогенизация швов, содержащих $\delta\text{-Fe}$, по режиму аустенитизации снижает скорость этого охрупчивания, а также восстанавливает пластичность сигматизированного шва. Швы с аустенитно-карбидной и боридной структурой имеют большую стабильность свойств в процессе длительной высокотемпературной эксплуатации (до 1000 ч при 700 °С). Швы с однофазной структурой, легированные Mo, также обнаруживают снижение ударной вязкости при 650—750 °С в течение $5 \cdot 10^3$ ч, что связано с выпадением дисперсных вторичных фаз.

В металле ЗТВ аустенитных сталей имеет место склонность к хрупким (локальным) разрушениям при высокотемпературной эксплуатации. Они аналогичны трещинам, образующимся после сварки и термической обработки [5].

16.2.3.2. Радиационное охрупчивание. Конструкции из аустенитных сталей, длительно находящиеся в активных зонах ядерных реакторов, подвергаются нейтронному облучению, что приводит к охрупчиванию металла и к снижению его свариваемости.

Под воздействием нейтронов, α -частиц в кристаллической решетке металлов образуются в результате ядерных реакций трансмутации H, He, а также вакансии, поскольку атомы твердого тела выбиваются из своих регулярных положений и переходят в междоузлия; это повышает прочность и снижает пластичность основного металла и особенно сварных швов. Для гомогенных сталей указанные неблагоприятные изменения механических свойств могут быть устранены при нагреве до $0,5 T_{пл}$.

Для дисперсионно-твердеющих сталей, содержащих Co, V, N, Ti, Al, изменения наиболее существенны. Особенно при облучении снижается длительная прочность, которая не восстанавливается после соответствующего нагрева. Большую работоспособность в условиях нейтронного облучения имеют стали типа 25-20 с ниобием ($Nb \geq 10\% C$) или стали типа 15-35 с малым углеродом ($\leq 0,02\% C$).

Свариваемость облученных сталей (сварка необходима при ремонте агрегатов) значительно ниже, чем у необлученных. Имеет место пористость в результате выхода в литой металл H и He, а в ЗТВ — горячие трещины по механизму гелиевой хрупкости [6].

При выборе химических составов сварочных материалов следует учитывать как требования по обеспечению свариваемости, так и работоспособности соединений под радиационным воздействием.

16.3. Технология сварки и свойства соединений

16.3.1. Выбор сварочных материалов

Конструкции из жаропрочных сталей, работающие при температурах до 600 °С, сваривают сварочными материалами, обеспечивающими в швах обязательное присутствие 1—2 % феррит-

ТАБЛИЦА 16.2

ЭЛЕКТРОДЫ, ПРИМЕНЯЕМЫЕ ДЛЯ СВАРКИ АУСТЕНИТНЫХ ЖАРОПРОЧНЫХ СТАЛЕЙ, И СВОЙСТВА НАПЛАВЛЕННОГО МЕТАЛЛА

Марка стали	Марка электрода	Тип наплавленного металла	T, °С, испытания	Длительная прочность, МПа, за:		Структура наплавленного металла
				10 ⁴ ч	10 ⁵ ч	
12X18H9; 12X18H12T; 08X16H9M2 12X16H13M2Б	ЦТ-26	10X16H9M2	550; 600 650	220; 170 110	160; 140 80	2÷4 % δ-феррита
35X19H10M2Б 12X16H14B2БP	ЦТ-7, КТИ-5 ЦТ-5 ЦТ-16	10X18H11M2Ф 12X20H10MBФБ 10X18H10B2Б	600 650 600 700	— 130 220 170	160 90 220 130	3—5 % δ-феррита То же »
12X16H9B2Б 10X16H16B2БP; 12X14H20B2БP	ЦТ-25 ЦТ-23	12X16H9B4Б 12X15H146B2Б	650 660	160 130	130 100	2—4 % карбиды (интерметаллиды) То же
12X15H25M6A 12X14H20B2БP 12X15H35B3T2 20X25H20C 25X20H35C	ЦТ-10 АЖ-13-18 КТИ-7 ОЗЛ-9А ЦТ-28	12X15H25M6 12X14H18B2Б 30X13H35B3Б2 40X25H6Г7 06X15H60M15B6	650 650 650 900 950	150 180 220 110 140	120 130 180 — —	То же » » » »

СВАРОЧНЫЕ МАТЕРИАЛЫ ДЛЯ СВАРКИ ЖАРОПРОЧНЫХ СТАЛЕЙ

Марка стали	Марка проволоки	Марка флюса
08X18H10; 08X18H12Б 09X16H9M2	08X18H9Б 08X16H8M2	АН-18 48-ОФ-6М АН-26; 48-ОФ-6; ФЦ-17
10X17H13B2M 12X18H12Т; 20X23H18 08X15H35B4Т	08X15H9B4Б 10X16H25AM6 06X15H35Г7B7M3Т	АН-18 АН-18; 48-ОФ-6М 48-ОФ-6М; АНФ-23
10X15H24B5T2P1 20X23H18 20X23H35C	06X15H24B5T2P1 08X25H20C2P1 07X25H50M9K9B2Г3; ЭП-883	АНФ-23 АНФ-23 АНФ-23

ной фазы (для предотвращения горячих трещин в металле шва). Типы сварочных материалов для сварки гомогенных жаропрочных сталей аустенитно-ферритными сварочными материалами с регламентированным количеством δ -Fe приведены в табл. 16.2 и 16.3.

Наиболее просто обеспечивают заданное количество δ -Fe при сварке штучными электродами. При сварке в защитных газах и под флюсом необходимо учитывать долю участия основного металла в металле шва и варьировать марки присадочной проволоки при выполнении корневых и облицовочных швов, существенно отличающихся по доле участия основного металла. Чтобы исключить охрупчивание таких швов в результате сигматизации, необходимо не допускать более 4 % δ -Fe, отдавать предпочтение электродам с минимально допустимым содержанием элементов-ферритизаторов, а также подвергать швы аустенитизации.

Для конструкций из гетерогенных жаропрочных сталей, длительно работающих при температурах 700—750 °С, применяют структурно более стабильные сварочные материалы аустенитокарбидного, аустенитоборидного и аустенитного классов с учетом их склонности к подсолидным трещинам. Повышенная склонность швов такого состава к образованию горячих трещин предотвращается путем повышения их чистоты по вредным примесям при специальной технологии выплавки.

Для однофазных аустенитных сварочных материалов, применяемых для сварки сталей, не содержащих Nb, стойкость против горячих трещин в шве достигается путем легирования Mo и Mn, а также рафинирующими переплавами и добавками

редкоземельных элементов. Для сохранения легирующих элементов в швах применяют инертные защитные газы и безокислительные галоидные флюсы ФЦ-17, ФЦ-18, АНФ-5, 48-ОФ-6М и др., а также ввод сварочной проволоки в ванну в твердом состоянии, минуя капельный перенос и столб дуги.

16.3.2. Выбор режимов сварки

При сварке плавлением аустенитных сталей главная проблема выбора режимов — предотвращение горячих трещин в металле шва и ЗТВ. Совместное влияние силы тока и скорости сварки

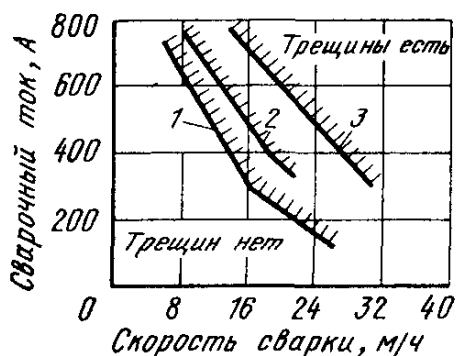


Рис. 16.3. Схема влияния силы тока и скорости сварки на образование горячих трещин в металле шва.

1 — состав шва типа X18Ni10Cr6Ti; 2 — состав шва типа X18Ni10Cr6Ti при электромагнитном перемешивании; 3 — состав шва типа X18Ni10Cr6Ti при вводе идентичной присадки в ванну

на образование горячих трещин при сварке представлено схемой на рис. 16.3. Наиболее эффективно регулирование скоростью сварки, которая может быть уменьшена до 6 м/ч при сварке сталей, весьма склонных к образованию горячих трещин. Снижение силы тока менее результативно. Обобщенным критерием режима является произведение $qv = R$ — энергозатраты, приходящиеся на секундную длину шва. Чем больше qv , тем ниже стойкость против образования горячих трещин в металле шва и ЗТВ. Его значимость для дуговой и лучевой сварки обусловлена тем, что с увеличением R растут длина ванны, угол встречи

кристаллитов в центре шва, а также темп растяжения металла ЗТВ в ТИХ. При односторонней сварке тонких листов без присадки косвенным критерием угла встречи кристаллитов может служить радиус кривизны изотермы сварочной ванны, определяемый по форме чешуек на свободной поверхности шва. Чем больше радиус кривизны, тем выше сопротивляемость горячим трещинам. При уточненном выборе режимов необходима количественная оценка сопротивляемости горячим трещинам, выполняемая по ГОСТ 26389—84 (см. гл. 6).

Повышение сопротивляемости образованию горячих трещин и механических свойств может быть достигнуто также внешними технологическими воздействиями:

перемешиванием сварочной ванны путем механического или электромагнитного воздействия (магнитная индукция 0,05—0,07 Тл, частота 5—6 Гц);

введением стоков тепла в ванну путем подачи струи воды (при сварке в газовой защите) и твердого присадочного металла.

Рекомендованы следующие режимы подачи присадки: диаметр проволоки 1,4—3 мм, место ввода — не менее $\frac{1}{3}$ длины ванны за осью дуги, количество подаваемой присадки — до 70 % от расхода электрода, нагрев присадки до 0,9 от температуры солидуса; подача присадки в ванну под напряжением сжатия 0,5—1,5 кг/мм². Ввод присадки рекомендован при дуговой, электрошлаковой и лучевой сварке.

16.3.3. Жаропрочность

Для гомогенных сталей в условиях, исключающих ползучесть (до 500 °С), длительная прочность швов ниже основного металла лишь при циклическом нагружении.

Для гетерогенных, термически упрочняемых сталей при сварке имеет место большая степень повреждаемости ЗТВ. Длительная прочность снижается по отношению к основному металлу на 10—15 %; более значительно падает пластичность, что увеличивает вероятность локальных разрушений в процессе длительной эксплуатации при высоких температурах. Эффективной мерой их предупреждения служит периодически проводимая аустенитизация сварных стыков (например, паропроводов) [5], а также применение сталей повышенной частоты в результате вакуумно-дугового переплава. Повышению жаропрочности ЗТВ также способствуют лучевые способы сварки, обеспечивающие минимум теплового воздействия и предотвращающие рост зерна.

16.3.4. Выбор послесварочной термообработки

Сварные узлы из аустенитных сталей, эксплуатирующиеся без воздействия активных сред до 500 °С, могут не подвергаться термической обработке. При работе в коррозионной среде проводят стабилизирующий отжиг при температуре 850—950 °С. Остаточные напряжения, являющиеся основной причиной коррозионного растрескивания, при нагреве до этих температур практически полностью снимаются. Для жаропрочных термоупрочняемых материалов проводят двухступенчатый отжиг: 900 °С — 10 ч + 750 °С — 30 ч.

При работе в условиях ползучести выше 500 °С стабилизирующий отжиг недостаточен, так как не устраняет в ЗТВ опасности развития локальных разрушений и коррозионного растрескивания в некоторых средах. В этих случаях проводят аустенитизацию (закалку) при $T=1100—1150$ °С, при которой растворяются все упрочняющие фазы в матрице, а при последующей стабилизации или отпуске выделяются вторичные фазы в виде, требуемом для получения оптимальных свойств в ЗТВ и сварного соединения в целом. Наиболее высокая вязкость и коррозионная стойкость достигаются двойной аустенитизацией при 1150—1200 °С и 1000 °С [3], при которой обеспечивается

коагулирование карбидов на границах зерен. При сварке с малой погонной энергией (ЭЛС и др.) сверхнизкоуглеродистых жаропрочных сталей, легированных Mo, X16H9M2 и др. после-сварочная термообработка не обязательна [3].

Глава 17. АУСТЕНИТНЫЕ КОРРОЗИОННОСТОЙКИЕ СТАЛИ (Липодаев В. Н.)

17.1. Состав, структура и назначение

К аустенитному классу коррозионностойких сталей относятся стали, имеющие после высокотемпературного нагрева преимущественно структуру аустенита; эти стали могут содержать до 10 % феррита. Состав и свойства коррозионностойких хромоникелевых сталей, известных в мировой практике под наименованием стали типа 18-10 (содержание примерно 18 % Cr и 10 % Ni), хромомарганцевых, хромомарганценикелевых, хромоникельмолибденовых и высококремнистых сталей приведены в табл. 17.1.

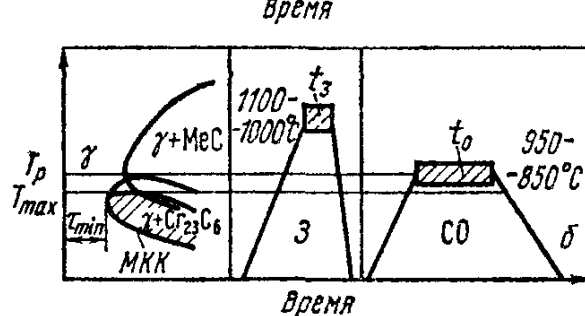


Рис. 17.1. Принципиальная схема термической обработки нестабилизированной (а) и стабилизированной (б) стали типа X18H10 после сенсibilизации.

З — закалка; СО — стабилизирующий отжиг

Хромоникелевые стали. Основным элементом, обуславливающим высокую коррозионную стойкость сталей типа 18-10, является хром, обеспечивающий способность стали к пассивации. Присутствие хрома в стали в количестве 18 % делает сталь стойкой во многих средах окислительного характера, в том числе в азотной кислоте в широком диапазоне концентраций и температур. Благодаря наличию в стали никеля в количестве 9—12 % обеспечивается аустенитная структура, что гарантирует высокую технологичность стали в сочетании с уникальным комплексом служебных

свойств. Это дает возможность использовать стали типа 18-10 в качестве коррозионностойких, жаростойких, жаропрочных и криогенных материалов.

В сталях типа 18-10 в зависимости от температурно-временных условий обработки могут происходить следующие фазовые превращения: выделение избыточных карбидных фаз и σ -фазы при нагреве в интервале 450—900 °С; образование в аустенитной основе δ -феррита при высокотемпературном (более 1200 °С) нагреве; образование α -фазы мартенситного типа при охлаждении или холодной пластической деформации.

Ограничением содержания углерода (не более 0,02—0,03 %) либо легированием (стабилизацией) сильными карбидообразующими элементами (титаном или ниобием) достигается высокая стойкость сталей типа 18-10 против межкристаллитной коррозии (МКК).

Принципиальная схема термической обработки нестабилизированных (а) и стабилизированных (б) сталей типа 18-10 представлена на рис 17.1 [1]. Нестабилизованные стали подвергают закалке путем нагрева выше температуры растворения карбидов хрома (T_p) и достаточно быстрого охлаж-

дения в воде или на воздухе. Температура закалки T_z определяется из расчета полного растворения карбидов хрома, снятия внутренних напряжений и предупреждения чрезмерного роста аустенитного зерна. Она составляет для сталей с различным содержанием С 900—1100 °С. Стабилизированные стали закалывают также от температуры выше T_p , однако в этом случае ее проводят из области $\gamma + MeC$, где MeC — специальный карбид Ti или Nb.

Закалка является эффективным средством предупреждения МКК и придания стали оптимального сочетания механических и коррозионных свойств. Однако она не всегда выполнима. В этом случае часто применяют стабилизирующий отжиг. Температуру отжига T_o обычно выбирают в зоне активного выделения специальных карбидов (850—950 °С).

Хромоникелевые стали в СССР и за рубежом широко используют в сварных конструкциях, работающих в контакте с азотной кислотой и другими средствами окислительного характера, некоторых органических кислотах, органических растворителях, атмосферных условиях и т. д.

Хромомарганцевые и хромомарганценикелевые стали. Mn в сталях играет роль заместителя Ni. Поскольку он более слабый аустенизатор, чем Ni, стали дополнительно легируют Ni, N либо обоими элементами. Mn несколько снижает общую коррозионную стойкость сталей в окислительных средах, однако она сохраняется удовлетворительной при легировании Mn сталей вплоть до 13—14 %. Стали с 14 % Cr (10X14Г14Н4Т) устойчивы против общей коррозии в атмосферных условиях, в 45 %-ной HNO_3 до 60 °С, стали с 17 % Cr в 45 %-ной HNO_3 до 100 °С, а в 60 %-ной — до 60 °С.

Ведущей избыточной фазой, выделяющейся в хромомарганцевых и хромомарганценикелевых сталях, в том числе легированных N, является карбид $Me_{23}C_6$ [1]. Mn увеличивает растворимость углерода в γ -твердом растворе. Благодаря этому ударная вязкость сталей с ростом в них содержания Mn в состоянии после отпуска возрастает.

Mn увеличивает стабильность аустенита при охлаждении и холодной пластической деформации. Вместе с тем марганец сообщает сталям большую склонность к наклепу при пластической деформации. Это свойство хромомарганцевых сталей необходимо учитывать при операциях, связанных с холодной пластической деформацией.

Термическая обработка аустенитных хромомарганцевых и хромомарганценикелевых сталей заключается обычно в закалке от 1000—1050 °С с охлаждением в воде или на воздухе (для стабилизированных Ti или Nb сталей). Закалка фиксирует состояние гомогенного твердого раствора, что обеспечивает оптимальное сочетание свойств.

Стали этой группы предназначены для изготовления разнообразного сварного оборудования, работающего в средах химических производств слабой агрессивности, криогенной техники до температуры —253 °С, а также их используют в качестве жаростойкого и жаропрочного материала до 600—700 °С.

Хромоникельмолибденовые стали. К этой группе относятся хромоникелевые стали, дополнительно легированные 2—4 % Mo. Молибден повышает коррозионную стойкость сталей в условиях воздействия фосфорной, муравьиной, уксусной кислот и других средах повышенной агрессивности. Повышение содержания Ni по сравнению со сталями типа 18-10 сопряжено с уменьшением растворимости С и соответственно повышением его активности при образовании карбидных фаз. По этой причине стали этой группы часто стабилизируют Ti или Nb.

Cr, Mo и Si в хромоникельмолибденовых сталях способствуют выделению σ -фазы при отпуске в диапазоне температур 600—900 °С. Образование σ -фазы по границам зерен может явиться причиной протекания МКК в конструкциях, эксплуатируемых, например, в производстве гидросиламинсульфата.

Рекомендуемой термической обработкой для всех молибденсодержащих сталей является закалка с 1050—1120 °С в воде. В этом состоянии стали имеют преимущественно аустенитную структуру. После высокотемпературного

ХИМИЧЕСКИЙ СОСТАВ

Тип легирования	Содержание эле				
	C	Si	Mn	Cr	Ni
Хромоникелевый					
08X18H10	≤0,08	≤0,8	≤2,0	17,0—19,0	9,0—11,0
08X18H10T	≤0,08	≤0,8	≤2,0	17,0—19,0	9,0—11,0
12X18H10T	≤0,12	≤0,8	≤2,0	17,0—19,0	9,0—11,0
03X18H11	≤0,03	≤0,8	≤2,0	17,0—19,0	10,5—12,5
06X18H11	≤0,06	≤0,8	≤2,0	17,0—19,0	10,0—12,0
08X18H12Б	≤0,08	≤0,8	≤2,0	17,0—19,0	11,0—13,0
Хромомарганцевый и хромоникелемарганцевый					
10X14Г14Н4Т	≤0,10	≤0,8	13,0—15,0	13,0—16,0	2,8—4,5
10X14АГ15	≤0,10	≤0,8	14,5—16,5	13,0—15,0	—
07X21Г7АН5	≤0,07	≤0,7	6,0—7,5	19,5—21,0	5,0—6,0
Хромоникельмолибденовый					
08X17H13M2T	≤0,08	≤0,8	≤2,0	16,0—18,0	12,0—14,0
10X17H13M3T	≤0,10	≤0,8	≤2,0	16,0—18,0	12,0—14,0
08X17H15M3T	≤0,08	≤0,8	≤2,0	16,0—18,0	14,0—16,0
03X16H15M3	≤0,03	≤0,6	≤0,8	15,0—17,0	14,0—16,0
03X21H21M4ГБ	≤0,03	≤0,6	≤1,8—2,5	20,0—22,0	20,0—22,0
Высококремнистый					
02X8H22C6*	≤0,02	5,4—6,7	≤0,6	7,5—10,0	21,0—23,0
15X18H12C4ТЮ	0,12 0,17	3,8—4,5	0,5—1,0	17,0—19,0	11,0—13,0

* Сталь 02X8H22C6 выпускается по ТУ 14-1-1403-75

КОРРОЗИОННОСТОЙКИХ СТАЛЕЙ (по ГОСТ 5632—72)

ментов, %				Коррозионная стойкость
Ti	Mo	S	P	
		не более		
—	—	0,020	0,035	Первый балл стойкости ($v_{кр}$ до 0,1 мм/год) в 65 %-ной и 80 %-ной азотной кислоте при температурах соответственно до 85 и 65 °С; 100 %-ной серной кислоте при температуре до 70 °С; смеси азотной и серной кислот (25 % HNO_3 , 70 % H_2SO_4 ; 10 % HNO_3 + 60 % H_2SO_4) при 60 °С, 40 %-ной фосфорной кислоты при 100 °С
5.C—0,7	—	0,020	0,035	
5.C—0,8	—	0,020	0,035	
—	—	0,020	0,035	
—	—	0,020	0,035	
Nb—10.C—1,1	—	0,020	0,035	Первый балл стойкости в ряде кислот невысокой концентрации и температуры (5—10 %-ная азотная кислота до 80 °С, 58- и 65 %-ная азотная кислота при 20 °С, 10 %-ная уксусная кислота до 80 °С, 10 %-ная фосфорная кислота до 80 °С), моющих средствах, водопроводной воде при 85 °С и в ряде других сред
5 (C—0,02)—0,6	—	0,020	0,035	
0,15—0,25N ₂	—	0,030	0,045	
0,15—0,25N ₂	—	0,030	0,030	
5.C—0,7	2,5—3,5	0,020	0,035	Первый балл стойкости в 50 %-ной лимонной кислоте при $T_{кип}$; 10 %-ной муравьиной кислоте до 100 °С; 5-, 10- и 25 %-ной серной кислоте до 75 °С; 50 %-ной уксусной кислоте до 100 °С и в других средах
5.C—0,7	3,5—4,0	0,020	0,035	
0,3—0,6	3,0—4,0	0,020	0,035	
—	2,5—3,5	0,015	0,020	
Nb C.15—0,8	3,4—3,7	0,020	0,030	
—	—	—	—	Первый балл стойкости в азотной кислоте концентрацией свыше 90 % при температуре выше 100 °С (02X8H22C6) и до 50 °С (15X18H12C4ТЮ)
0,4—0,7	0,13— 0,35A1	0,020 0,030	0,025 0,035	

нагрева (1200—1250 °С) стали 08X17H13M2T, 10X17H13M2T, 10X17H13M3T могут иметь в структуре некоторое количество δ -ферита

Хромоникельмолибденовые стали в отечественной и зарубежной практике применяют в сварных конструкциях, работающих в условиях воздействия сред повышенной агрессивности (фосфорная, муравьиная, уксусная кислоты, синтез карбамида и др.)

Высококремнистые стали Легирование хромоникелевых сталей 4—6 % Si сообщает им высокую коррозионную стойкость в кипящих концентрированных растворах HNO_3

После оптимальной термической обработки, состоящей из закалки с 1050 °С в воде, сталь 02X8H22C6 имеет аустенитную структуру с отдельными нерастворившимися выделениями эвтектической силнидной фазы. В условиях кратковременного нагрева при 600—700 °С в стали наблюдаются межзеренные дисперсные выделения карбидов и карбосилицидов, сообщающие склонность к МКК. Легирование стали 0,3—0,5 % Nb делает ее нечувствительной к МКК.

17.2. Свариваемость

17.2.1. Структура, свойства металла шва и зоны термического влияния

Металлу аустенитных сварных швов характерна ячеистая, дендритная или смешанная форма кристаллизации, что предопределяет образование крупных столбчатых кристаллов с обогащением междендритных участков примесями, образующими легкоплавкие фазы [2, 3]. Высокие скорости кристаллизации сварных швов при дуговой сварке обуславливают в них сравнительно слабо развитую зональную и значительную микрохимическую дендритную неоднородность в результате ликвации в первую очередь таких элементов, как P, S, C, Mo, Si, Ti и др.

Воздействие термомодеформационного цикла сварки приводит к образованию в различных участках зоны термического влияния структур, существенно отличающихся от структур свариваемых сталей. Характерным для них является незавершенность полиморфных превращений ($\gamma \rightarrow \delta$ или $\sigma \rightarrow \gamma$) на стадии нагрева и образование отпускных структур на стадии охлаждения. Структура в зоне термического влияния отличается также неоднородностью в результате неравномерного нагрева, развития субструктуры и высокотемпературного наклепа вследствие межзеренной и внутризеренной пластической деформации [7].

17.2.2. Трещины в сварных соединениях

17.2.2.1. *Трещины при сварке.* Различают три вида трещин, образующихся при сварке аустенитных сталей: кристаллизационные, подсолнечные и холодные [4]. Первые два вида объединяют названием «горячие трещины». Природа трещин описана в гл. 6.

Применение методов, способствующих измельчению кристаллов и устранению столбчатой структуры, повышает стойкость швов против образования горячих трещин. Одним из наиболее эффективных методов является получение швов, имеющих некоторое количество [$\sim 2\text{—}6\%$ (объемн.)] первичного δ -феррита. Благодаря ферриту изменяется схема кристаллизации металла шва, возрастает растворимость в нем ликвирующих примесей, достигается измельчение и дезориентация структуры. Получение аустенитно-ферритных швов достигается дополнительным легированием их через электродную проволоку, покрытие или керамический флюс элементами-ферритизаторами (Cr, Si, Mo, Nb, V).

Холодные трещины могут возникать как в процессе остывания сварных соединений, например в интервале $500\text{—}700\text{ }^\circ\text{C}$, так и при комнатной температуре спустя некоторое время после окончания сварки. Причиной появления холодных трещин могут явиться фазовые превращения, например, в результате образования в значительных количествах σ -фазы, мартенситной составляющей либо другой охрупчивающей фазы [4]. Они могут наблюдаться также в швах и околошовной зоне материалов, не претерпевающих структурных превращений, но обладающих малым запасом пластичности из-за чрезмерно высокой степени упрочнения твердого раствора. Холодные трещины в отличие от горячих могут иметь внутрикристаллитный характер. Очагами их зарождения могут быть также горячие трещины.

17.2.3. Хрупкие разрушения при эксплуатации

17.2.2.2. *Коррозионное растрескивание.* Процесс коррозии под напряжением (КРН) является следствием циклического механоэлектрохимического эффекта в агрессивных средах. В местах поверхностных дефектов и на участках концентрации напряжений в сварных соединениях происходит образование микротрещин. Функционирует микрокоррозионная пара: вершина трещины (анод) — остальная поверхность под оксидной пленкой (катод). Накапливающиеся на аноде продукты коррозии закупоривают трещину и расклинивают ее.

Связь между разрушающим напряжением (σ) и временем до разрушения для коррозионностойких сталей описывается зависимостью, приведенной на рис. 17.2. Напряжение $\sigma_{кр}$ является пределом длительной коррозионной стойкости материалов.

Сварные соединения аустенитных сталей могут быть подвержены КРН в водных растворах хлористых солей, растворах щелочей, некоторых азотнокислых солей и др., а также в паровой фазе [1].

В наибольшей степени склонны к КРН сварные соединения аустенитных хромоникелевых сталей типа 18-10, 17-13-2, а также

хромоникельмарганцевая сталь 10X14Г14Н4Т, для которых характерно низкое отношение $\sigma_{кр}/\sigma_B$ (0,25—0,4). Напротив, ферритные и аустенитно-ферритные коррозионностойкие стали и их сварные соединения проявляют высокую стойкость против КРН (см. рис. 17.2). С ростом содержания никеля в аустенитных сталях также повышается стойкость против КРН.

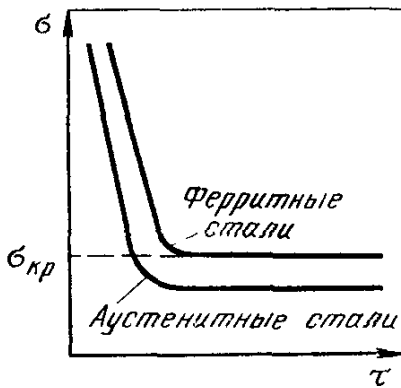


Рис 17.2 Зависимость разрушающих напряжений от времени испытания при коррозионном растрескивании

17.2.3.2. Хрупкие разрушения при криогенных температурах. К числу основных требований, предъявляемых к сварным соединениям аустенитных сталей криогенного назначения, относят определенный комплекс механических свойств, а именно — сочетание высокой исходной прочности (при 20°C), пластичности, вязкости при температурах до -269°C и малой чувствительности к концентрации напряжений. При

оценке механических свойств важно установить соотношение между характеристиками, используемыми для расчета конструкции и склонностью материала к концентраторам напряжений или хрупкому разрушению.

К категории сравнительных испытаний, отражающих чувствительность металла к концентраторам напряжений (хрупкому разрушению), относятся различные виды испытаний на ударную вязкость.

ГОСТ 9454—78 предусматривает испытания металлических материалов на ударную вязкость на трех видах образцов: с надрезами радиусом 1,0 мм (КСУ); 0,25 мм (КС) и трещиной (КСТ).

На рис. 17.3 приведены данные о соотношении предела текучести при 20°C и ударной вязкости образцов с трещиной (КСТ) при -253°C для четырех основных классов коррозионностойких сталей и сплавов в криогенной технике. Эти данные дают ориентировочное представление о свойствах аустенитных сталей (σ_T до 500—550 МПа), сплавов на железной и никелевой основе с σ_T до 700 МПа, в том числе дисперсионно-твердеющих, а также сталей аустенитно-мартенситного и мартенситного классов (σ_T до 1150—1200 МПа).

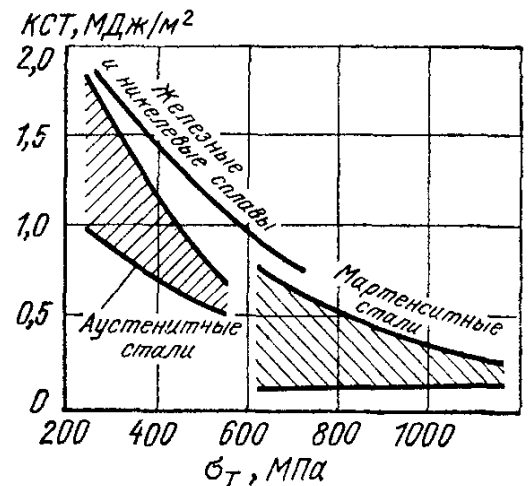


Рис 17.3 Соотношение между значениями КСТ при -253°C и пределом текучести при комнатной температуре для основных классов коррозионностойких сталей и сплавов, используемых в криогенной технике

17.3. Технология сварки и свойства соединений

17.3.1. Выбор сварочных материалов

Выбор сварочного материала определяется условиями получения бездефектного металла шва, удовлетворяющего по своим свойствам требованиям, предъявляемым к нему условиями эксплуатации конструкции. Вследствие повышенной склонности аустенитных швов к образованию горячих трещин, пониженной их коррозионной стойкости, трудности легирования легкоокисляющимися элементами (Al, Ti и другими) часто ориентируются на получение швов, по химическому составу отличающихся от свариваемого металла. В табл. 17.2 приведены рекомендации по выбору материалов для сварки различными способами коррозионностойких сталей.

При сварке сталей с большим запасом аустенитности, особенно толщиной более 14—16 мм, высокая трещиностойкость достигается при легировании швов дополнительно Mn, Mo, N, ограничении содержания S (до 0,010 %), P (до 0,01 %), Si (до 0,2—0,3 %), исключении в них Ti, Nb, Al, а в ряде случаев использовании композитного по составу и структуре многослойного металла шва [13]. В последнем случае 70—80 % сечения шва («несущие» слои) выполняются с использованием сварочных материалов, отличных по химическому составу от свариваемой стали и обеспечивающих аустенитно-ферритную структуру. Остальная часть шва, обращенная в сторону агрессивной среды, выполняется материалами близкого химического состава свариваемой стали.

17.3.2. Выбор режимов сварки

Специфическими особенностями физических свойств высоколегированных сталей являются пониженные температура из плавления и теплопроводность, высокие электросопротивление и коэффициент линейного расширения. Эти особенности и определяют поведение аустенитных сталей при сварке.

Ток при дуговой сварке коррозионностойких сталей и сплавов снижают (на 10—30 %) по сравнению со сваркой углеродистых сталей. При его назначении необходимо учитывать тип соединения, наличие разделки кромок, качество сборки, наличие или отсутствие подкладки, положение шва в пространстве и т. д.

При контактной точечной и шовной сварке, напротив, применяют более жесткие режимы сварки (в меньшей мере по току и в большей по усилию на электродах).

РЕКОМЕНДУЕМЫЕ СВАРОЧНЫЕ МАТЕРИАЛЫ ДЛЯ

Марка стали	Требования к сварным соединениям	Электродуговая
		электрод (ГОСТ 10052—75)
08X18H10T 07X18H10T 12X18H10T 06X18H11	Стойкость против общей коррозии Стойкость против общей и межкристаллитной коррозии	Э-07X20H9 (ОЗЛ-8) Э-08X20H9Г2Б (ОЗЛ-7, ПЛ-11), Э-08X19H10Г2Б (ЦТ-15), Э-02X19H9Б (АНВ-13)
03X18H11	То же	Э-02X19H9Б (АНВ-13) Э-02X21H10Г2 (ОЗЛ-22)
10X14Г14М4Т 10X14АГ15 07X21Г7АН5 08X17H13M2T 10X17H13M3T	Стойкость против общей коррозии	Э-07X20H9 (ОЗЛ-8) Э-04X20H9 (ОЗЛ-14А)
08X17H15M3T	Стойкость против общей и межкристаллитной коррозии	Э-09X19H10Г2М2Б (НЖ—13) Э-07X19H11M3Г2Ф (ЭА-400/10У) Э-02X19H18Г5АМЧ (АНВ-17)
03X16H15M3 03X21H21M4ГБ	То же	Э-02X19H18Г5АМ3 (АНВ-17)
02X8H22C6	То же	Э-02X20H14Г2М2 (ОЗЛ-20) 02X25H24M3АГЗД (АНВ-42), Э-02X19H18Г5АМ3 (АНВ-17) 02X17H14C5 (ОЗЛ-24), 02X12H11C6 (АНВ-47)

17.3.3. Выбор послесварочной термообработки

В большинстве случаев не требуется послесварочной термообработки изделий. Ее применяют тогда, когда в состоянии после сварки соединения проявляют склонность к межкристаллитной, ножевой коррозии либо предназначены для работы в условиях, вызывающих коррозионное растрескивание.

Основной термической обработкой сварных соединений коррозионностойких сталей является закалка (нагрев до температуры 1050—1100 °С, выдержка 1—1,5 мин на 1 мм стали с последующим охлаждением в воде или на воздухе). При этом достигается получение однородного твердого раствора. Стабилизирующий отжиг (нагрев до температуры 850—920 °С, выдержка 2—4 ч и последующее охлаждение на воздухе) проводят для предотвращения склонности сварных соединений из стабилизированных сталей к ножевой межкристаллитной корро-

ДУГОВОЙ СВАРКИ КОРРОЗИОННОСТОЙКИХ СТАЛЕЙ

Аргонодуговая присадочная (ГОСТ 2246—70)	Под флюсом		В CO ₂
	флюс	проволока	проволока
Св-06Х19Н9Т, Св-08Х20Н9Г7Т	АН-26, АН-45 АН-18 То же	Св-06Х19Н9, Св-08Х20Н9Г7Т	Св-08Х20Н9Г7Т
Св-08Х19Н10Б, Св-05Х20Н9ФБС	То же	Св-08Х19Н10Б, Св-05Х20Н9ФБС	Св-05Х20Н9ФБС, Св-08Х19Н10Б
Св-01Х19Н9	Не реко- мендуется	Не рекомендуется	Не рекомендуется
Св-06Х19Н9Т, Св-08Х20Н9Г7Т	АН-26, АН-45	Св-08Х19Н10Б, Св-05Х20Н9ФБС	Св-05Х20Н9ФБС, Св-08Х19Н10Б
Св-06Х19Н10МЗТ, Св-08Х19Н10МЗБ, Св-06Х20Н11МЗТБ, Св-01Х19Н18Г10АМЧ (ЭП 690)	АН-26, АН-18, АН-45	Св-06Х19Н10МЗТ, Св-06Х20Н11МЗТБ, Св-01Х19Н18Г10АМЧ	Св-06Х19Н11МЗТБ, Св-06Х19Н10МЗТ
Св-01Х19Н18Г10АМЧ	АН-18, АН-45	01Х19Н18Г10АМЧ	Не рекомендуется
То же	То же	То же	То же
Св-01Х12Н11С6Ц (ЭК-76)	—	—	—

зии, если изделия эксплуатируются при температуре выше 350 °С, либо в средах, вызывающих коррозионное растрескивание. В последнем случае применяют медленное охлаждение.

17.3.4. Коррозионная стойкость

Коррозия сварных соединений может быть равномерной и сосредоточенной. К сосредоточенной относятся: межкристаллитная, структурно-избирательная, ножевая, точечная. Межкристаллитная коррозия — наиболее опасный вид коррозионного разрушения. Применяют следующие способы повышения стойкости сварных соединений аустенитных сталей против этого вида коррозии:

1) уменьшение содержания углерода ($\leq 0,03\%$) в стали и швах (применение низкоуглеродистых конструкционных сталей и соответствующих сварочных материалов);

- 2) стабилизация карбидообразователями (легирование металла шва Ti , Nb или V);
- 3) создание двухфазной аустенитно-ферритной структуры (долегирования металла шва элементами-ферритизаторами);
- 4) применение высоких скоростей охлаждения металла в области критических температур ($500-800\text{ }^{\circ}\text{C}$) при сварке (ограничение сварочного тока, ниточные валики, принудительное охлаждение и др.);
- 5) введение гомогенизирующей термообработки (заковки) или стабилизирующего отжига.

Глава 18. АУСТЕНИТНО-ФЕРРИТНЫЕ НЕРЖАВЕЮЩИЕ СТАЛИ (Ющенко К А)

18.1. Состав, структура и назначение сталей

К наиболее распространенным сталям аустенитно ферритного класса относятся стали типа 08X22H6T, 12X21H5T, 03X23H6, 08X18Г8H2T, 08X21H6M2T, 03X22H6M2 [1] Микроструктура хромоинкелевой стали 08X22H6T и хромо-никельмолибденовой 08X21H6M2T представлена на рис 18.1. Количество аустенитной и ферритной фаз в сталях этого класса колеблется обычно в пределах 40—60%. Химический состав аустенитно ферритных сталей приведен в табл 18.1, механические свойства — в табл 18.2

Аустенитно ферритные стали имеют относительно высокие пределы текучести и прочности при удовлетворительных пластичности и ударной вязкости, а также высокую коррозионную стойкость и хорошую свариваемость. Это позволяет сократить удельный расход металла при изготовлении химической аппаратуры, рассчитываемой на прочность, благодаря уменьше-

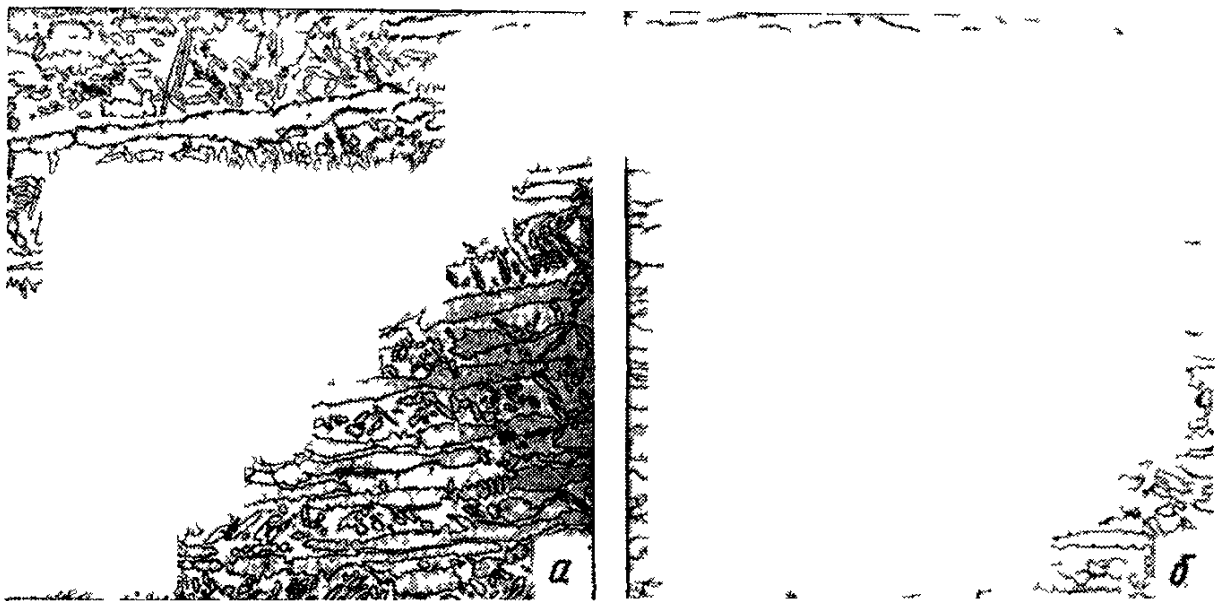


Рис 18.1 Микроструктура аустенитно ферритной стали 08X22H6T (ЭП53) (а) и 08X21H6M2T (ЭП54) (б) $\times 100$

нию толщины листа Согласно диаграмме состояний сплавы Fe—Cr—Ni (гл 16, рис 161) обладают некоторыми характерными особенностями области существования двухфазной аустенитно ферритной структуры в них находится в интервале температур 20—1350 °С, при нагреве стали выше температуры 1100 °С аустенит превращается в феррит и тем интенсивнее, чем выше температура и длительность нагрева, при температуре выше 1200 °С происходит полное $\gamma \rightarrow \alpha$ превращение, при последующем охлаждении происходит обратное превращение феррита в аустенит Конечное соотношение количества структурных составляющих зависит от скорости охлаждения стали При изотермической выдержке в области температур 700—800 °С в стали возможно образование хрупкой составляющей σ фазы Аустенитно-

ТАБЛИЦА 18 1
ХИМСОСТАВ АУСТЕНИТО ФЕРРИТНЫХ СТАЛЕЙ

Марка стали	Массовая доля элементов *, %						
	C	Si	Mn	Cr	Ni	Ti	Mo
08X22H6T	≤0,08	≤0,8	≤0,8	21,0—23,0	5,3—6,3	5— 0,65	—
12X21H5T**	0,09— 0,14	≤0,8	≤0,8	20,0—22,0	4,8—5,8	0,25— 0,5	—
08X21H6M2T	≤0,08	≤0,8	≤0,8	20,0—22,0	5,5—6,5	0,20— 0,40	1,8—2,5
03X23H6***	≤0,03	≤0,4	1,0— 2,0	22,0—24,0	5,6—6,3	—	—
03X22H6M2***	≤0,03	≤0,4	1,0— 2,0	21,0—23,0	5,6—6,5	—	1,8—2,5

* Остальное у всех сталей Fe ** Al ≤ 0,08, *** S ≤ 0,02 P ≤ 0,035 (у остальных сталей S ≤ 0,025)

ТАБЛИЦА 18 2
МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА АУСТЕНИТО-ФЕРРИТНЫХ СТАЛЕЙ

Марка стали	Режим термической обработки	$\sigma_{в'}$ кгс/мм ² (МПа)	$\sigma_{0,2'}$ кгс/мм ² (МПа)	δ , %	KCU, кгс м/см ² (Дж/см ²)
08X22H6T*	Закалка при 1000—1050 °С, охлаждение в воде	60 (588)	35 (343)	18	6 (58,8)
12X21H5T*	То же, при 950—1050 °С	70 (688)	40 (360)	14	—
08X12H6M2T*	То же, при 1050 ± ± 25 °С	60 (588)	35 (343)	20	6 (58,8)
08X18Г8Н2Т	То же, при 980—1020 °С, охлаждение в воде или водяным душем	60 (588)	35 (343)	20	6 (58,8)

* Для толщин > 25 мм механические свойства не нормируются, для толщин ≤ 6 мм стали 12X21H5T предел текучести не менее 45 кгс/мм² (441 МПа)

ПРИМЕРНОЕ НАЗНАЧЕНИЕ АУСТЕНИТНО-ФЕРРИТНЫХ СТАЛЕЙ

Марка стали	Примерное назначение
08X22H6T	Рекомендуется как заменитель марки 08X18H10T для изготовления сварной аппаратуры, применяемой для химической, пищевой и других отраслей промышленности при рабочих температурах до 350 °С. Обладает повышенным сопротивлением межкристаллитной коррозии и коррозии под напряжением и более высокой прочностью по сравнению со сталью 08X18H10T. Сталь сваривается всеми видами сварки
12X21H5T	Применяется для тех же целей, что и сталь марки 08X22H6T, но обладает более высокой прочностью. Сталь отличается удовлетворительной стойкостью к межкристаллитной коррозии и коррозии под напряжением
08X18Г8Н2Т	Рекомендуется как заменитель стали 08X18H10T для изготовления сварной аппаратуры, работающей в различных средах средней агрессивности. Рабочая температура — не выше 350 °С. Обладает хорошей стойкостью к МКК
08X21H6M2T	Рекомендуется как заменитель стали 10X17H13M3T для изготовления деталей и сварных конструкций, работающих в средах повышенной агрессивности: в фосфорной, муравьиной, молочной, уксусной и других кислотах, а также в условиях синтеза мочевины. Рабочая температура — до 300 °С.

ферритные стали поставляются в закаленном состоянии с температур 950—1050 °С. Разница по содержанию Cr и Ni между аустенитной и ферритной фазами составляет 2—5 %. Аустенитно-ферритные стали теряют вязкость при нагреве их в интервале температур 450—650 °С. Это связано с тем, что хрупкость, обусловленная выделением карбидов, усиливается действием так называемой 475° хрупкости.

Примерное назначение и температура эксплуатации аустенитно-ферритных сталей указаны в таблице 18 3

18.2. Свариваемость сталей

Аустенитно-ферритные стали отличаются повышенной склонностью к росту зерна в зоне термического влияния при воздействии сварочного термического цикла. Наряду с ростом ферритных зерен возрастает общее количество феррита. Последующим быстрым охлаждением фиксируется образовавшаяся структура. Размеры зерна и количество феррита, а также ширина зоны перегрева зависят от погонной энергии сварки, соотношения структурных составляющих в исходном состоянии и чувствительности стали к перегреву [2]. Соотношение количества структурных составляющих (γ - и α -фаз) в исходном состоянии в значительной степени зависит от содержания в стали Ti. Количеством титана в стали также определяется устойчивость

аустенитной фазы против $\gamma \rightarrow \delta$ -превращения при сварочном нагреве. Чем выше содержание Ti, тем чувствительнее сталь к перегреву (рис. 18.2). Вследствие роста зерна и уменьшения количества аустенита наблюдается снижение ударной вязкости металла околошовной зоны и угла загиба сварных соединений аустенитно-ферритных сталей. Менее чувствительными к сварочному нагреву являются стали, не содержащие Ti,— это стали 03X23H6 и 03X22H6M2.

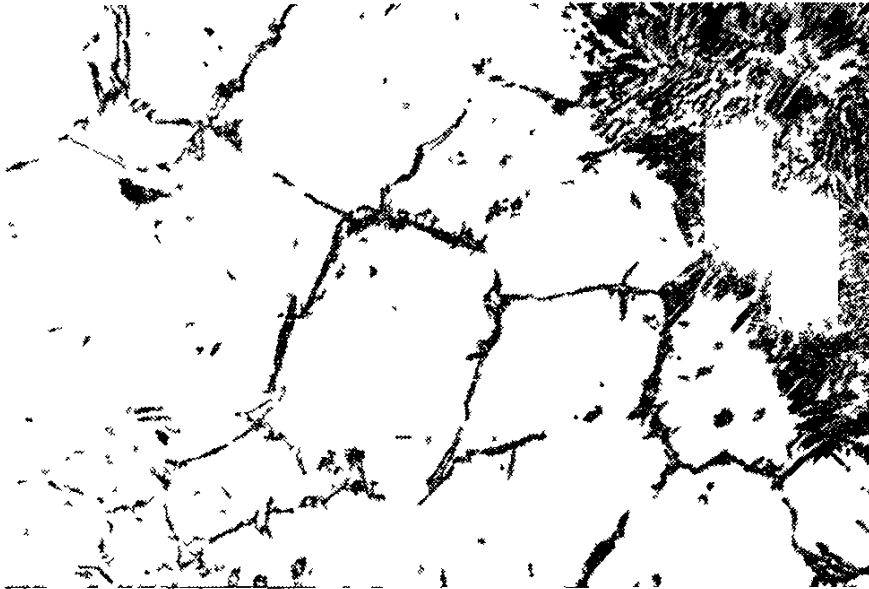


Рис. 18.2. Микроструктура участка крупного ферритного зерна, образовавшаяся в зоне термического влияния под воздействием сварочного нагрева при автоматической сварке под флюсом.
×100

18.3. Технология сварки и свойства соединений

Аустенитно-ферритные стали можно сваривать как ручной и механизированной электродуговой сваркой, так и другими способами сварки (электроннолучевой, электрошлаковой), плазменнотуговой и др.). Предпочтительнее способы сварки с невысокими погонными энергиями. Техника и режимы сварки аустенитно-ферритных сталей не отличаются от общепринятых для всего класса нержавеющей сталей. При выборе видов швов сварных соединений рекомендуется руководствоваться ГОСТ 5264—69, ГОСТ 8713—70, ГОСТ 14771—69, ОСТ 26-291—71 и стандартами предприятий. Подготовка кромок под все виды сварки производится механическим способом, чтобы исключить возникновение зон термического влияния (ЗТВ), снижающих регламентированные свойства сварных соединений. Сварочные материалы, применяемые для сварки аустенитно-ферритных сталей, приведены в табл. 18.4 и 18.5. Швы соединений, выполненные указанными сварочными материалами, имеют аустенитно-ферритную струк-

ТАБЛИЦА 18.4

МАТЕРИАЛЫ ДЛЯ РУЧНОЙ ЭЛЕКТРОДУГОВОЙ СВАРКИ
АУСТЕНИТО-ФЕРРИТНЫХ НЕРЖАВЕЮЩИХ СТАЛЕЙ
(ПО ГОСТ 10052-75)

Марка стали	Марка электрода
08X22H6T, 03X23H6 08X18H2Г8T 08X21H6M2T, 03X22H6M2	ЦЛ-11, ЦТ-15-1 ОЗЛ-7, АНВ-23 ЦЛ-11, ЦТ-15-1, ОЗЛ-7 НЖ-13, АНВ-36, ЭА-902/14, ЭА-400/13, ЭА-400/10

Примечание. Для сварки в нижнем положении.

ТАБЛИЦА 18.5

СВАРОЧНЫЕ МАТЕРИАЛЫ ДЛЯ МЕХАНИЗИРОВАННОЙ
ЭЛЕКТРОДУГОВОЙ СВАРКИ АУСТЕНИТНО-ФЕРРИТНЫХ СТАЛЕЙ

Марка стали	Сварочный материал	ГОСТ или ТУ на сварочный материал	Примечание
08X22H6T (ЭП53) 08X18H2Г8T	Св-06X21H7BT (ЭП500) Св-03X21H10AG5 (ЭК-91) Св-05X20H9ФБС Св-06X19H9T Св-07X19H10Б Св-07X18H9ТЮ* Св-04X19H9 Флюс АН-26 Флюс АНК-45МУ	ТУ 14-1-1389-75 ТУ 14-1-4176-86 ГОСТ 2246-70 ГОСТ 2246-70 ГОСТ 2246-70 ГОСТ 2246-70 ГОСТ 2246-70 ГОСТ 2246-70 ГОСТ 9081-75 ТУ ИЭС 623-87	Если не требуется стойкость против МКК
03X23H6 (ЭИ68)	Св-06X21H7BT (ЭП500) Св-03X21H10AG5 Флюс АН-26 Флюс АНК-45МУ	ТУ 14-1-1389-75 ТУ 14-1-4176-86 ГОСТ 9081-75 ТУ ИЭС 623-87	
03X22H6M2 (ЭИ67) 08X21H6M2T (ЭП54)	Св-06X20H11M3TB Св-06X19H10M3T Св-03X19H15Г6M2AB2 Св-04X19H11M3* Флюс АН-26 Флюс АНК-45МУ	ГОСТ 2246-70 ГОСТ 2246-70 ТУ 14-1-1595-76 ГОСТ 2246-70 ГОСТ 2246-70 ГОСТ 9081-75 ТУ ИЭС 623-87	Если стойкость против МКК не требуется

туру. Количество ферритной фазы в швах составляет 15—60 % и зависит не только от применяемых сварочных материалов, но и от доли участия свариваемого металла в металле шва, от колебаний химического состава в пределах марки. Самый высокий процент ферритной фазы в швах наблюдается при автоматической сварке под флюсом встык без разделки кромок проволокой Св-06X21H7BT. Благодаря высокому содер-

жанию феррита швы обладают достаточной стойкостью против образования горячих трещин. Изменение содержания ферритной фазы в шве за счет легирования или термообработки приводит к существенному изменению его механических свойств. Пределы текучести и прочности при достаточно высокой пластичности и вязкости шва достигают максимума при равном процентном содержании в нем аустенитной и ферритной фаз.

18.3.1. Механические свойства сварных соединений

Механические свойства швов и соединений, выполненных сварочными материалами, указанными в табл. 18.4 и 18.5, приведены в табл. 18.6. Анализ механических свойств показывает, что самую высокую прочность швов при автоматической сварке под флюсом хромоникелевых аустенитно-ферритных сталей можно получить, применяя проволоку Св-06Х21Н7БТ (ЭП500), а хромоникельмолибденовых — проволоку Св-06Х20Н11М3ТБ (ЭП89). Сочетание достаточно высокой прочности и пластичности достигается при применении для автоматической сварки под флюсом хромоникелевых аустенитно-ферритных сталей проволоки Св-03Х21Н10АГ5 (ЭК-91), а для хромоникельмолибденовых — проволоки Св-03Х19Н15Г6М2АВ2 (ЧС-39). Эти проволоки предпочтительнее применять при сварке стали значительных (>10 мм) толщин встык, без разделки кромок. Для улучшения пластичности сварных соединений аустенитно-ферритных сталей, если позволяют габариты изделий, можно проводить термообработку — закалку от 1000 °С с охлаждением в воде.

18.3.2. Коррозионная стойкость сварных соединений

При сварке изделий, к сварным швам которых предъявляются требования стойкости к межкристаллитной коррозии, слой шва, обращенный к агрессивной среде, должен выполняться последним. В связи с тем, что аустенитно-ферритные стали подвержены охрупчиванию в интервале температур 450—500 и 650—800 °С, особое внимание при их сварке необходимо обращать на строгое соблюдение режимов сварки и охлаждения изделий. При сварке изделий из металла толщиной 16—20 мм рекомендуется применять обработку границ швов с основным металлом сваркой аргонодуговым способом. Получаемый при этом местный нагрев с малой погонной энергией ($q=4200$ Дж/см²) участка крупного зерна ЗТВ до расплавления приводит при охлаждении к образованию мелкозернистой ферритной структуры с аустенитными прослойками по границам зерен. Металл с такой структурой пластичнее крупнозернистого феррита, образующегося при сварке в ЗТВ и более коррозионностоек.

При соотношении аустенитной и ферритной фаз, близком к единице, швы стойки как против межкристаллитной, так и против структурно-избирательной коррозии. Такая зависимость коррозионной стойкости от соотношения структурных составляющих объясняется тем, что при 40—60 % α -фазы размеры зерен феррита и аустенита примерно одинаковы, а химическая неоднородность по Cr и Ni между фазами минимальна (рис. 18.3) [3]. При уменьшении количества аустенитной фазы

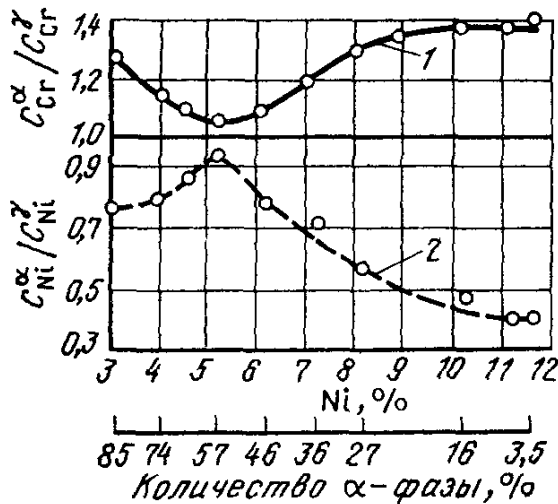


Рис. 18.3. Влияние α -фазы на химическую неоднородность по Cr (1) и Ni (2) в ферритной и аустенитной фазах аустенитно-ферритного металла:

C_{Ni}^{α} — содержание никеля в α -фазе; C_{Cr}^{α} — содержание хрома в α -фазе; C_{Ni}^{γ} — содержание никеля в γ -фазе; C_{Cr}^{γ} — содержание хрома в γ -фазе

в шве или околошовной зоне до 20 % и менее в металле проявляется склонность к межкристаллитной коррозии. Отпуск сварных соединений при 850 °С предотвращает межкристаллитную коррозию сварных соединений.

Структурно-избирательную коррозию можно объяснить разностью электродных потенциалов аустенита и феррита в двухфазном металле, а также разностью поверхностей структурных составляющих в местах контактирования с агрессивной средой. Электродные потенциалы между структурными составляющими в агрессивной среде могут отличаться при разном содержании в них легирующих элементов, обуславливающих коррозионную стойкость металла

в данной среде. В окислительных средах (азотная кислота) пассивирующая способность и, следовательно, коррозионная стойкость аустенитной и ферритной фаз металла зависят главным образом от содержания Cr, а в неокислительных (растворах серной кислоты) от содержания Ni и Mo. За ухудшение коррозионной стойкости аустенитно-ферритного металла всегда ответственна аустенитная фаза. Кроме того, в соединениях аустенитно-ферритных сталей всегда имеются участки, отличающиеся по своему электродному потенциалу. Это шов, ЗТВ, основной металл. Такое соединение в электролите представляет собой многоэлектродную систему с несколькими катодами и анодами. Преимущественному растворению в электролите будет подвергаться та часть системы, которая в данном электролите будет иметь наиболее отрицательный электродный потенциал, т. е. будет катодом.

МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ШВОВ И СОЕДИНЕНИЙ
ИЗ АУСТЕНИТО-ФЕРРИТНЫХ СТАЛЕЙ

Марка стали	Сварочный материал	Сварной шов					Сварное соединение	
		σ_T , МПа	σ_B , МПа	δ , %	ψ , %	КСУ, Дж/см ²	σ_B , МПа	угол изгиба, град
<i>Автоматическая сварка под флюсом</i>								
08Х22Н6Т	Проволока Св-06Х21Н7БТ (ЭП500), флюс АН-26	420	800	35	32	120	780	180
08Х22Н6Т	Проволока Св-05Х20Н9ФБС (ЭИ649), флюс АН-26	490	720	28	53	90	740	120
	Проволока Св-03Х21Н10АГ5 (ЭК91), флюс АНК-45	500	710	30	51	130	720	180
	Проволока Св-07Х19Н10Б, флюс АН-26	320	770	40	41	110	670	170
08Х21Н6М2Т	Проволока Св-06Х20Н11М3ТБ (ЭП-89), флюс АН-26	420	720	26	48	103	710	180
	Проволока Св-03Х19Н15М2АВ2 (ЧС-39), флюс АНК-45	470	700	37	61	105	701	180
	Проволока Св-08Х19Н10Б, флюс АН-26	340	810	46	36	94	750	180
08Х18Н2Г8Т	Проволока Св-06Х21Н7БТ (ЭП-500), флюс АНК-45МУ	485	730	28	46	120	740	180
	Проволока Св-03Х21Н10АГ5 (ЭК-91), флюс АНК-45	460	710	48	55	110	710	180
03Х23Н6	Проволока Св-08Х21Н10АГ5 (ЭК-91), флюс АНК-45	488	690	28	46	140	700	180
03Х23Н6	Проволока Св-06Х21Н7БТ (ЭП-500), флюс АНК-45МУ	460	710	28	41	120	700	180
03Х22Н6М2	Проволока Св-06Х20Н11М3ТБ (ЭП-89), флюс АН-45МУ	480	705	26	43	110	710	190
	Св-03Х19Н15Г6М2АВ2 (ЧС-39), флюс АНК-45МУ	460	690	32	49	150	700	180

Марка стали	Сварочный материал	Сварной шов					Сварное соединение	
		σ_T , МПа	σ_B , МПа	δ , %	ψ , %	КСУ, Дж/см ²	σ_B , МПа	угол изгиба, град
<i>Ручная электродуговая сварка</i>								
08X22H6T	Электроды ЦЛ-11	440	730	29	57	104	710	180
	Электроды АНВ-23	470	690	25	38	108	—	180
08X21H6M2T	АНВ-36	450	660	39	58	122	—	180
	НЖ-13	470	720	29	55	126	—	180

Установлено отрицательное влияние кремния и ванадия в сварочном шве на коррозионную стойкость в окислительных средах сварных соединений из аустенитно-ферритных сталей [4]. Таким образом, при выборе присадочного материала необходимо стремиться обеспечить равенство не только механических свойств шва и основного металла и стойкость шва против межкристаллитной коррозии, но и равенство общей коррозионной стойкости металла всех зон сварного соединения. Необходимо учитывать влияние карбидообразующих элементов (Ti и Nb) на свойства швов в соединениях аустенитно-ферритных сталей, так как для обеспечения стойкости против межкристаллитной коррозии при содержании углерода $>0,07\%$ необходимы стабилизаторы (карбидообразующие элементы). Сталь 08X22H6T стойка в азотной кислоте: 65 %-ной концентрации до температуры 50 °С, в 56 %-ной до температуры 70 °С, в 30 %-ной до температуры кипения. Сталь 08X21H6M2T стойка в муравьиной кислоте независимо от концентрации при температурах до 60 °С, в 30 %-ной кипящей и в 85 %-ной фосфорной кислоте при $T \leq 80$ °С, в 10 %-ной серной кислоте.

Глава 19. АУСТЕНИТНО-МАРТЕНСИТНЫЕ СТАЛИ (Савченко В. С.)

19.1. Состав, структура и назначение сталей

К аустенитно-мартенситному классу в соответствии с ГОСТ 5632—72 относятся стали, имеющие структуру аустенита и мартенсита, количество которых можно изменить в широких пределах. К этому классу относятся стали, химический состав которых выбран с соотношением легирующих элементов, обеспечивающих начало мартенситного превращения при 20—60 °С. Представители этого класса сталей приведены в табл. 19.1, 19.2.

Ориентировочно оценку структуры сталей в зависимости от состава можно определить по диаграмме Я. М. Потака, В. А. Сагалевич (рис. 13.3).

ТАБЛИЦА 19 1

**ХИМИЧЕСКИЙ СОСТАВ НЕКОТОРЫХ СТАЛЕЙ АУСТЕНИТО-
МАРТЕНСИТНОГО КЛАССА ([1], ГОСТ 5632—72)**

Марки сталей	Массовая доля элемента *, %		
	C	Si	Mn
07X16H6	0,05—0,09	≤0,8	≤0,8
09X15H8Ю	≤0,09	≤0,8	≤0,8
08X17H5M3	0,06—0,10	≤0,8	≤0,8
10X15H4AM3**	~0,13	≤0,8	≤1,0

Продолжение табл. 19.1

Марки сталей	Массовая доля элемента *, %			
	Cr	Ni	Mo	Al
07X16H6	15,5—17,5	5,0—8,0	—	—
09X15H8Ю	14,0—16,0	7,0—9,4	—	0,7—1,3
08X17H5M3	16,0—17,5	4,5—5,5	3,0—3,5	—
10X15H4AM3**	~15	~4,5	~2,75	—

* S ≤ 0,020 %. P ≤ 0 035 % ** [N] ~ 0.07

Стали аустенитно-мартенситного (переходного) класса, лежащего между мартенситным и аустенитным, в зависимости от термической обработки имеют структуру и обладают свойствами, близкими к свойствам сталей аустенитного или мартенситного классов

После закалки с температуры, достаточной для растворения карбидов, структура сталей переходного класса в основном аустенитная, хотя в зависимости от марки стали и условий, заданных при выплавке, сталь может содержать некоторое количество мартенсита. Однако этот аустенит неустойчив и при охлаждении до отрицательных температур (рис 19 1) либо пластической деформации при температурах $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения сравнительно легко превращается в мартенсит, причем полнота мартенситного превращения в последнем случае зависит от температуры деформации. Деформация аустенита при температуре 100—200 °С замедляет мартенситное превращение практически до нуля. Структурное состояние определяет механические характеристики сталей (табл 19 3)

ТАБЛИЦА 19 2

РЕКОМЕНДУЕМЫЕ РЕЖИМЫ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ

Марки стали	Закалка	Обработка холодом	Отпуск (старение)
	T, °C		
07X16H6	950—1000	—70	200—400
09X15H8Ю	975—1050	—70	425
08X17H5M3	950	—70	450
10X15H4AM3	1070	—70	200, 350, 450

Указанные стали рекомендуются к применению как высокопрочные стали для изделий, работающих в атмосферных условиях, уксуснокислых и других солевых средах, а также для упругих элементов. Учитывая высокую пластичность и вязкость металла после закалки, из сталей целесообразно изготавливать детали посредством глубокой штамповки с последующим упрочнением отпуском. Значительное количество остаточного аустенита при соответствующих режимах термообработки обеспечивает высокую пластичность и ударную вязкость сталей при отрицательных температурах и позволяет рекомендовать стали для изделий криогенной техники, работающих до температур -196°C [3]. В этом случае для обеспечения высокой надежности в эксплуатации стали не следует подвергать старению.

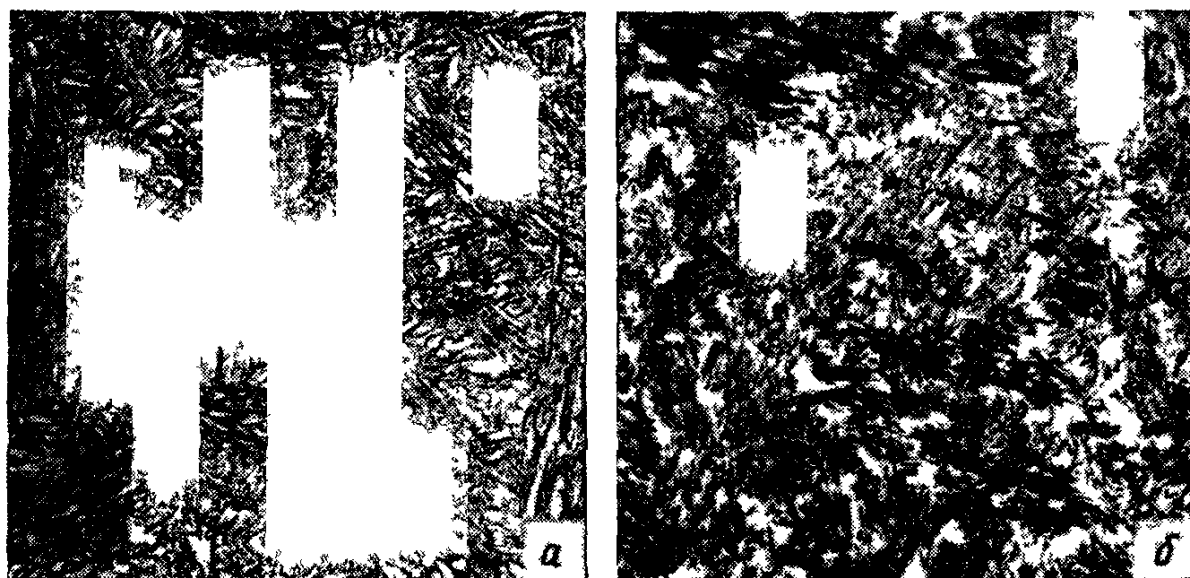


Рис 19.1 Структура стали 07X16H6 (а) и шва (б) аналогичного состава после полного цикла термической обработки $\times 200$

19.2. Свариваемость сталей

19.2.1. Структура, свойства металла шва и зоны термического влияния

После сварки сталей, прошедших полный цикл упрочняющей термообработки и имеющих благодаря этому мартенситную структуру, наблюдается широкая зона, имеющая после высокотемпературного нагрева структуру аустенита. Ширина зоны определяется температурой обратного мартенситного превращения металла ($A_{c1}-A_{c3}$) ($650-750^{\circ}\text{C}$). Одновременно в интервале температур $550-900^{\circ}\text{C}$ происходит интенсивное выделение карбидов (рис 19.2), особенно по границам аустенитных зерен. Кроме того, в узкой зоне, примыкающей к поверхности сплавления, наблюдается образование некоторого количества δ -феррита. Структурные превращения в зоне термического влияния приводят к снижению пластичности и ударной вязкости металла, а также его чувствительности к концентраторам

МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СТАЛЕЙ АУСТЕНИТНО
МАРТЕНСИТНОГО КЛАССА ПРИ НОРМАЛЬНЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ [1]

Сталь	Состояние	$\sigma_{0,2}$	σ_B	δ_5	ψ	KCV МДж/м ²
		МПа		%		
07X16H6	Закалка с 975 °С, обработка холодом, 2 ч, отпуск при 250—400 °С	1150	1300	23	—	1,6
09X15H8Ю	Закалка	300	1000	30	—	—
	Закалка с 975 °С, обработка холодом 2 ч, отпуск при 425 °С	1100	1300	15	60	1,0
08X17H5M3	Закалка с 1050 °С	250	950	30	—	—
	Закалка с 950 °С обработка холодом 2 ч, отпуск при 450 °С	1050	1250	15	~50	—
10X15H4AM3	Закалка с 1050 °С	300	1000	28	—	—
	Упрочнение с отпуском 200 °С	1250	1600	20	60	1,5
	То же, отпуск 350 °С	1150	1450	21	65	1,7
	То же, отпуск 450 °С	1250	1550	18	60	1,4

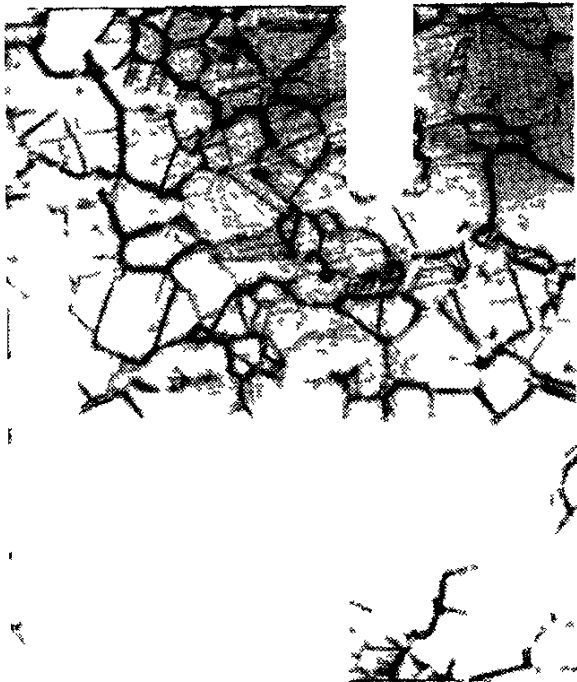


Рис 192 Структура зоны термического влияния сварного соединения стали 07X16H6 в состоянии после сварки $\times 100$

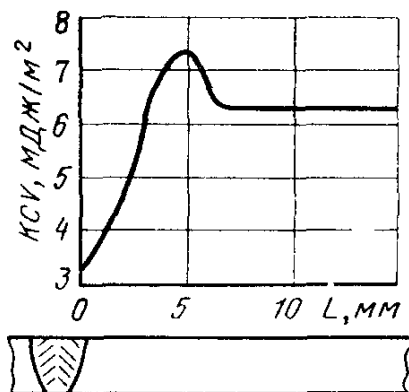


Рис 193 Изменение ударной вязкости $0,1 KCV-196$ металла ЗТВ в стали 07X16H6 $\delta = 11$ мм в состоянии после сварки (сварка в аргоне плавящимся электродом диаметр проволоки 2,0 мм $I_{св} = 350$ А) [2]

напряжений (рис. 19.3). Кроме того, эти превращения снижают коррозионную стойкость и стойкость против межкристаллитной коррозии ЗТВ.

19.2.2. Хрупкость сварных соединений

Обратное мартенситное превращение в ЗТВ и ограниченный объем последующего мартенситного превращения при охлаждении до комнатной температуры исключает при сварке сталей этого класса образование холодных трещин. Вместе с тем интенсивное выделение карбидов, и особенно образование δ -феррита, приводят к хрупкому разрушению сварных соединений в зонах структурных изменений, особенно при понижении температуры до -196°C . Последнее объясняется резким снижением пластичности δ -феррита. В этом случае полная термообработка (закалка, обработка холодом, отпуск) позволяет получить оптимальные соотношения аустенита и мартенсита, а также отсутствие δ -феррита. При этом восстанавливается вязкость зоны сплавления при сохранении прочностных характеристик сварного соединения на уровне $0,9\sigma_{\text{в}}$ основного металла в случае выполнения сварки материалами мартенситного либо аустенитно-мартенситного класса.

19.3. Технология сварки и свойства соединений

19.3.1. Выбор сварочных материалов

Соединения стали аустенитно-мартенситного класса целесообразно выполнять аргонодуговой сваркой без присадки (тонколистовые детали) либо с присадкой перечисленными ниже материалами, а также контактной точечной и роликовой сваркой и электронно-лучевой сваркой.

В случае сварки соединений, для которых отсутствует требование равнопрочности, допускается ручная электродуговая сварка электродами, дающими аустенитный наплавленный металл, либо механизированная сварка под слоем флюса марки АН-26с по ГОСТ 9087—81 либо марки 48-ОФ-6 по ОСТ 5.9206—76.

Выбор присадочного материала осуществляют, исходя из требований прочности сварного соединения. В случае отсутствия требований высокой прочности к швам в качестве присадочной можно рекомендовать аустенитную проволоку Св-01Х19Н18Г10АМ4 (ТУ 14-1-1892—71) либо Св-08Х21Н10Г6 (ГОСТ 2246—70), обладающих хорошей стойкостью против образования горячих трещин и высокой прочностью и пластичностью в широком интервале температур, в том числе отрицательных (до -196°C).

ТИПИЧНЫЕ СВОЙСТВА СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ
ИЗ НЕРЖАВЕЮЩИХ СТАЛЕЙ АУСТЕНИТНО-МАРТЕНСИТНОГО
КЛАССА

Сталь	Присадочная проволока	Толщина металла, мм	Механические свойства, σ_B , МПа	
			без термообработки	с термообработкой
07X16H6	Св-07X16H6	10	—	1200
08X17H5M3	Св-01X19H18Г10АМ4	10	655	—
	Св-08X17H5M3	4—11	—	1100—1200

При наличии требований высокой прочности сварных соединений рекомендуется к применению аустенитно-мартенситные проволоки Св-07X16H6, Св-08X17H5M3, Св-09X15H9Ю (ТУ 14-1-997—74), Св-01X12H11M2ТС (ТУ 14-1-3482—82).

Механические свойства сварных соединений, полученных с применением некоторых из указанных сварочных материалов, приведены в табл. 19.4.

Прочность сварных соединений, сваренных аустенитной присадочной проволокой, выше прочности самой присадки. Это объясняется стеснением деформации металла шва из-за более высокой прочности основного металла. Такой эффект по мере увеличения ширины шва и зоны с аустенитной структурой уменьшается.

19.3.2. Выбор режимов сварки

Режим сварки выбирают, исходя из способа сварки, толщины свариваемого материала, диаметра сварочной проволоки и других параметров.

Приведенные режимы сварки (табл. 19.5) могут быть скорректированы в зависимости от типа соединения, наличия разделки кромок, качества сборки, наличия либо отсутствия подкладки, положения шва в пространстве и т. д.

19.3.3. Выбор послесварочной термообработки

Влияние термического цикла сварки приводит к структурным изменениям, приводящим к охрупчиванию металла ЗТВ сталей, а также снижению их коррозионной стойкости и стойкости против межкристаллитной коррозии. Поэтому при изготовлении ответственных конструкций, к которым предъявляются требования высокой прочности, вязкости и коррозионной стойкости сварных соединений, целесообразно предусмотреть полный цикл

ОРИЕНТИРОВОЧНЫЕ РЕЖИМЫ СВАРКИ ВЫСОКОЛЕГИРОВАННЫХ
СТАЛЕЙ АУСТЕНИТНО-МАРТЕНСИТНОГО КЛАССА

Способ сварки	Толщина свариваемого металла, мм	Число проходов	Диаметр проволоки, мм	Сварочный ток, А	Напряжение дуги, В	Скорость сварки, м/ч	Расход аргона, л/мин
Ручная дуговая неплавящимся электродом в инертном газе	2—6	1—2	1,6—2,0	50—80	10—11	—	6—8
	6—12	2—6	2,0—3,0	80—120	10—11		8—10
	12—20	6—16	2,0—3,0	120—200	11—12		10—12
Полуавтоматическая дуговая плавящимся электродом в инертном газе	2,5	1	1,0	140—180	} 20—25	—	6—8
	3,0	1	1—1,6	150—260			6—8
	4,0	1	1—1,6	160—300			9—15
	6—8	1—2	1,6—2,0	220—360			12—17
	10,0	2—3	2,0	290—380			
Автоматическая дуговая плавящимся электродом в инертном газе	3,0	1	1,6—2,0	200—280	} 20—30	20—40	6—8
	4,0—6,0	1—2	2,0—2,5	220—360		20—30	7—12
	8,0—10,0	2	2,0—3,0	300—440		15—30	12—17
Автоматическая под слоем флюса (обратная полярность)	5—8	1	3—4	520—550	32—34	25—35	—
	10—12	1—2	4	560—600	34—36	25—30	—
	14—16	2—3	4	560—600	34—36	25	—
	18—20	3—4	4	560—600	34—36	20	—

термообработки, включающий закалку, обработку холодом и отпуск. Режим термообработки в этом случае выбирают аналогичным термообработке основного металла (см. табл. 19.2).

В случае выполнения сварки крупногабаритных изделий, исключающих возможность закалки, следует сварное соединение подвергнуть обработке холодом и последующему отпуску. При этом несколько повышается ударная вязкость сварного соединения.

19.3.4. Коррозионная стойкость соединений

Стали аустенитно-мартенситного класса имеют после закалки с температур, достаточных для растворения карбидов, высокую коррозионную стойкость, определяемую прежде всего высоким содержанием хрома. Сварные соединения имеют равную коррозионную стойкость с основным металлом.

Мартенситное превращение при обработке холодом сталей,

КОРРОЗИОННАЯ СТОЙКОСТЬ СТАЛЕЙ АУСТЕНИТНО-МАРТЕНСИТНОГО КЛАССА В РАЗЛИЧНЫХ СРЕДАХ [1]

Среда	Концентрация	Т, °С	Скорость коррозии, мм/г		
			09X15H8Ю	08X17H5M3	12X18H10T
Азотная кислота	10	40	0	0,001	0,001
То же	10	Кипение	0,020	0,012	0,010
»	30	20	0	0	0
»	30	40	0	0	0
»	30	Кипение	0,110	0,100	0,030
Фосфорная кислота	20	То же	0,03	0,01	0,004
Едкое кали	30	»	0,003	0,004	0,003
Хлористый магний	42	135	0,01	0,01	0,003

прошедших закалку, не влияет на коррозионную стойкость и способность сталей к пассивации.

Низкотемпературный отпуск и старение после обработки холодом также не вызывают каких-либо изменений общей коррозионной стойкости.

Стали аустенитно-мартенситного класса 09X15H8Ю, 07X16H6, 08X17H5M3 в соответствии с требованиями ГОСТ 6032—84 после полного цикла термообработки стойки также против межкристаллитной коррозии. Вместе с тем при нагреве выше 500 °С наблюдается интенсивное падение стойкости против межкристаллитной коррозии в связи с выделением по границам бывших аустенитных зерен карбидов, богатых хромом.

Холодная пластическая деформация сталей аустенитно-мартенситного класса, при которой образуется до 75 % мартенсита, не уменьшает склонность стали к общей и межкристаллитной коррозии. Таким образом, нержавеющие стали рассматриваемого класса и их сварные соединения во многих случаях имеют хорошее сочетание высокой прочности и коррозионной стойкости в агрессивных средах (табл. 19.6).

Глава 20. МАРТЕНСИТНО-СТАРЕЮЩИЕ СТАЛИ (Лазько В. Е.)

20.1. Состав, структура сталей и их назначение

Мартенситно-стареющие стали отличает особый механизм упрочнения, основанный на выделениях интерметаллидов типа Ni (Ti, Al), Ni₃Ti, Ni₃Mo при нагреве 400—550 °С твердых растворов железа с никелем и добавками различных элементов замещения. При этом обеспечивается $\sigma_{\text{в}} = 1500 \div 2000$ МПа,

а для ряда композиций до 2800 МПа. Максимальное упрочнение при старении достигается в безуглеродистых сплавах как необходимом условии предотвращения связывания легирующих элементов в карбиды. Поэтому образующийся при закалке таких сталей мартенсит сравнительно мягок ($\sigma_{\text{в}} = 700 \div 1100$ МПа) и пластичен.

Основной системой легирования мартенситно-стареющей стали, обеспечивающей максимальный уровень прочности, является железоникелевый сплав (18—25 % Ni), содержащий добавки Mo, Co, Ti и Al (Н18К9М5Т, Н18К8М5ТЮ, Н18К12М5Т и др.). Другой распространенной системой, обеспечивающей уровень прочности $\sigma_{\text{в}} \leq 1600$ МПа, является железохромоникелевый сплав (10—13 % Cr и 5—10 % Ni) с добавками Mo, Co, Ti и Al (Х11Н10М2ТЮ, Х12Н9К4МВТ, 03Х12К14Н5М5Т и др.). В структуре этих сталей может быть 10—40 % остаточного аустенита. Третьей системой легирования мартенситно-стареющих сталей, обеспечивающей уровень прочности $\sigma_{\text{в}} \leq 1500$ МПа, является сплав Fe с 12 % Ni и дополнительным легированием Cu, Mn, V и другими элементами, вызывающими умеренное старение (Н12М2Д2ТЮ, 03Н12Х5М3, Н8Г4Ф3Д2 и др.). Четвертой системой легирования является железоникелькобальтовый сплав (9 % Ni—4 % Co) с добавками карбидообразующих элементов и содержанием C 0,2—0,4 %. Смешанный карбидно-интерметаллидный механизм упрочнения обеспечивает уровень прочности $\sigma_{\text{в}} = 1300 \div 2000$ МПа. Химический состав некоторых мартенситно-стареющих сталей и их свойства приведены в табл. 20.1

Микроструктура типичных мартенситно-стареющих сталей представляет так называемый «массивный» мартенсит в виде пакетов ферритных пластин, разделенных малоугловыми границами. Высокая плотность дислокаций и границ в объеме мартенсита обеспечивает однородное распределение выделяющихся при старении частиц с расстоянием между ними 0,2—0,5 мкм.

Мартенситно-стареющие стали изготавливаются в виде поковок, штампов, листов, отливок, прутков и проволоки, в том числе и сварочной. Для стабилизации значений пластических характеристик, увеличения усталостной прочности и предотвращения водородного охрупчивания применяется вакуумный переплав металла, повышающий чистоту по содержанию неметаллических включений, газов и примесей цветных металлов. Для уменьшения содержания углерода и азота в некоторых случаях применяют электроно-лучевой переплав.

Относительно высокая стоимость мартенситно-стареющих сталей ограничивает применение конструкциями, где на первый план выдвигается необходимость обеспечения повышенной удельной прочности, в том числе и при сварке закаленных элементов, при низкой чувствительности к наличию над-

ТАБЛИЦА 20.1

ХИМИЧЕСКИЙ СОСТАВ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА
МАРТЕНСИТНО-СТАРЕЮЩИХ СТАЛЕЙ

Марка стали	Содержание элементов, %								Механические свойства		
	Ni	Co	Mo	Cr	Ti	Al	C	прочие	$\sigma_{\text{в}}$, МПа	ψ , %	KCU, МДж/м ²
Н18К9М5Т	18	9	5	—	0,7	0,15	0,02	—	2100	50	0,3
03Х11Н9М2Т	9,7	—	2	10,8	0,7	—	0,03	—	1600	60	0,7
Н12Х5М3	11,5	—	2,5	4	0,15	0,10	0,03	—	1200	68	0,9
08Х15Н5Д2Т	5	—	—	14,5	0,10	—	0,08	2Cu	1300	58	1,4
30Н8К4ХМФ	8	5	1	1	—	—	0,32	0,1V	1600	55	0,8

резов и трещиноподобных дефектов Типичные области применения: оболочки летательных аппаратов, корпуса двигателей, сосуды высокого давления, изделия криогеничного назначения и др. [1].

20.2. Свариваемость сталей

20.2.1. Фазовые и структурные превращения

По свариваемости мартенситно-стареющие стали превосходят широко используемые углеродистые легированные стали. Они мало чувствительны к образованию горячих и холодных трещин; обеспечивают повышенный уровень механических свойств сварных соединений в нетермообработанном состоянии и возможность достижения равнопрочности основному металлу проведением после сварки старения.

Высокая прокаливаемость мартенситно-стареющих сталей предопределяет получение мартенситной структуры независимо от скорости охлаждения после аустенитизации. Повышенное содержание легирующих элементов может сместить температуру окончания мартенситного превращения ниже комнатной, что обусловит наличие в структуре определенного количества остаточного аустенита. Другой причиной его появления является нагрев закаленной стали на температуру, близкую к 600 °С, что приводит к обратному α — γ -превращению.

Как при сварке в термоупрочненном, так и отожженном состоянии старение в зоне термического влияния происходит там, где нагрев достигал температур 480—540 °С. В тех случаях ЗТВ, где температура была 650 °С, мартенсит распадается на феррит и обогащенный никелем и, следовательно, стабильный аустенит. При охлаждении до комнатной температуры эти структурные составляющие сохраняются и не претерпевают изменений в результате старения после сварки.

ТАБЛИЦА 20.2

ХИМИЧЕСКИЙ СОСТАВ И СВОЙСТВА СВАРОЧНЫХ ПРОВОЛОК

Марка сварочной проволоки	Содержание элементов, %							Свойства наплавленного металла			
	Ni	Mo	Cr	Ti	Al	C	прочие	$\sigma_{кр}$, м/с, 10^{-5}	$\sigma_{кр}$, МПа	$\sigma_{в}$, МПа	KCU, МДж/м ²
03X12H9M2C	8,7	2	11,8	0,05	—	0,03	1,5Si	14	1100	1300	0,90
03H18K9M5T	18	4,5	—	0,5	0,2	0,03	8Co	7	1100	1650	0,35
03X11H10M2T	9,5	2	10,8	0,7	0,15	0,03	—	13,5	1100	1500	0,40
06X13H6K8M4	5,5	4	13	—	—	0,06	8Co	13,3	1120	1700	0,50
18H8XMA	8	0,8	1	—	—	0,2	0,8Mn	7	500	1300	0,62

20.2.2. Сопrotивляемость ГТ

Благодаря низкому содержанию углерода в большинстве марок мартенситно-стареющих сталей сопротивляемость ГТ находится на высоком уровне (табл. 20.2). Случаи поражения сварных швов горячими трещинами наблюдались при содержании С 0,1—0,2 % или наличии в сварочной проволоке редкоземельных элементов свыше 0,03 %. Согласно [1], сварочная проволока не должна также содержать Са, В и Zr. Легирование Со до 5 % приводит к увеличению сопротивляемости трещинам [2].

20.2.3. Сопrotивляемость ХТ

Безуглеродистые и малоуглеродистые мартенситно-стареющие стали проявляют чувствительность к образованию ХТ только в присутствии Н. Неравномерность распределения водорода по зонам сварного соединения предопределяет места преимущественного зарождения трещин по центру сварного шва, линии сплавления и карбидной сетке в зоне термического влияния. Особенно неблагоприятна многопроходная сварка, при которой увеличение продолжительности пребывания металла в температурном интервале выпадения карбидов и интерметаллидов приводит к росту размеров включений, повышению локального напряженного состояния и концентрации Н, облегчающих зарождение трещин. Предотвращение образования ХТ достигается при наличии в структуре свыше 20 % остаточного аустенита. Действие легирующих элементов обусловлено в основном влиянием двух факторов: изменения растворимости Н и содержания остаточного аустенита в металле шва. При мартенситной структуре повышение содержания Мо и Ni ухудшает, а Mn и Со увеличивает сопротивление холодным трещинам в соответствии с изменением растворимости Н. В то же время Ni и Мо могут играть положительную роль, если при легировании образуется остаточный аустенит.

20.2.4. Структурные и технологические дефекты сварных соединений

Низкий уровень содержания элементов-раскислителей (С, Si и Mn) в мартенситно-стареющих сталях обуславливает определенные трудности с предотвращением образования пористости, несплавлений и загрязненности неметаллическими включениями металла шва. Развитие указанных явлений в существенной мере зависит от содержания Al и Ti, определяющих также и уровень прочности соединения. Типичное содержание Al и Ti в сварочных проволоках вызывает неравномерное окисление легирующих элементов в зоне сварки и, как следствие, нестабильность

состава и свойств металла шва. Окисление титана, кроме того, приводит при сварке малых толщин к образованию на поверхности металла шва местных утолщений в виде пленки окислов, а также криволинейной форме соединения вследствие повышенного эффекта блуждания дуги (перемещения анодного пятна на участок металла, свободного от шлаков).

Специфический дефект сварных швов—дендритный излом, сопровождаемый резким ухудшением ударной вязкости и усталостной прочности металла шва. В первую очередь этому способствует укрупнение размера зерна в металле шва с более высоким содержанием Ni при чрезвычайной устойчивости возникшей крупнозернистой структуры к различного вида термической обработке (структурная наследственность). Другая причина связана с высокой химической неоднородностью распределения элементов, в частности Ti и Mo, способствующих неравномерному распаду твердого раствора при старении с образованием скоплений грубых частиц по границам крупнозернистого металла. Обычно применяемая для предотвращения грубокристаллитной структуры металла шва регламентация 1,5—4 % δ -феррита, препятствующего прорастанию дендритов через несколько слоев, ограничена только группой нержавеющей мартенситно-старяющихся сталей, где возможно добиться необходимого соотношения между феррито- и аустенитообразующими элементами.

20.3. Технология сварки и свойства сварных соединений

20.3.1. Способы сварки плавлением

Мартенситно-старяющиеся стали могут свариваться всеми видами сварки. Благодаря специфическому механизму упрочнения технология изготовления различных изделий из этих сталей отличается простотой и надежностью. Это связано как с возможностью сваривать без подогрева и последующего немедленного отпуска, так и обеспечить близкие к основному металлу свойства применением после сварки простой операции старения.

Наиболее распространенными способами сварки мартенситно-старяющихся сталей являются ЭЛС и аргонодуговая сварка вольфрамовым электродом: импульсная, с поперечными колебаниями электрода, со сканирующей дугой (для малых толщин) и в щелевую разделку (для больших толщин). Указанные способы сварки обеспечивают мелкозернистое строение металла шва, малый перегрев околошовной зоны и близкие к основному металлу механические свойства. Для устранения глубоко залегающих дефектов применяют вращающийся неплавящийся электрод при осевой подаче присадочной проволоки. Используемые присадочные проволоки обычно имеют близкий к основ-

ному металлу состав (табл. 20.2). Для компенсации потерь упрочняющих элементов при выгорании их содержание может быть увеличено по сравнению со свариваемой сталью [1].

К достаточно распространенным способам дуговой сварки следует отнести ручную штучными электродами с покрытием и автоматическую под слоем флюса. Имеется ряд работ о возможности получения качественных сварных соединений при использовании самозащитной порошковой проволоки или сварке в углекислом газе [3, 4].

Весьма перспективно применение лазерной сварки, позволяющей получить соединения с большей стойкостью против коррозионного растрескивания, чем при ЭЛС и АДС.

20.3.2. Способы сварки давлением

Контактная стыковая сварка сопротивлением весьма подходит для соединения мартенситно-стареющих сталей. Этот способ с успехом применяется, когда необходимо получить более или менее одинаковые сварные детали, и он очень удобен при проведении предварительных опытов по нахождению оптимальных условий сварки.

Наиболее широко распространена контактная точечная сварка. Сравнительно мягкий и пластичный мартенсит предотвращает преждевременное разрушение по присущему этому типу соединений концентратору напряжений, что наблюдается при сварке обычной высокопрочной стали.

Для изготовления единичных деталей применяется диффузионная сварка и сварка взрывом. Для определенных деталей перспективна сварка трением.

20.3.3. Меры предотвращения дефектов

Для предотвращения пористости при сварке все материалы и агрегаты должны быть скрупулезно чистыми. Детали, изготовленные резанием с использованием СОЖ, необходимо обезжирить, а затем промыть горячей водой для удаления натрийсодержащих веществ на свариваемых кромках, вызывающих пористость и интенсивное разбрызгивание. Для снижения концентрации растворенных элементов и получения более гладкого сварного шва кромки листа должны быть по возможности скошены.

Особое внимание следует уделять закреплению и установке свариваемого изделия в приспособлении. При некачественной подгонке сварочных стыков, когда зазоры в корневой части составляют около 1,6 мм, предотвращение горячих трещин представляет серьезную проблему. Особо подвержены растрескиванию при кристаллизации угловые швы, поскольку проплавление

более тонкой пластины увеличивает ширину зазора между сварочными кромками, тем самым задерживая кристаллизацию центральной части шва. Сопrotивляемость горячим трещинам можно повысить увеличением коэффициента формы шва, что достигается переходом от однопроводной к двухпроводной сварке, увеличением угла разделки кромок и изменением состава защитного газа. Сварка на пониженных токах также способствует устранению трещин вследствие перехода от швов с вогнутой формой к выпуклой.

Для предупреждения формирования по высоте сварного шва осевого столба кристаллитов и возникновения древовидного излома при многопроводной сварке следует стремиться к щелевой разделке кромок. Целесообразно также менять от слоя к слою направление сварки, что дезориентирует структуру металла шва, снижая чувствительность к горячим трещинам и образованию дендритного излома. Этим же целям служит и сварка на оптимальных скоростях, приводящая к смене ячеистой на дендритную структуру металла шва.

Для предотвращения холодных трещин следует ограничивать содержание Н в соединении менее $0,5\text{--}0,8\text{ см}^3/100\text{ г}$. Это достигается как проведением обезводороживающего отжига основного металла и сварочной проволоки, так и отпуска или старения после сварки в интервале $300\text{--}540\text{ }^\circ\text{C}$. Следует тщательно контролировать проведение многопроводной сварки, добиваясь отсутствия мартенситного превращения в нижележащих слоях перед выполнением последующих слоев (сварка с предварительным и сопутствующим подогревом, регулирование термического цикла сварки и др.). Это уменьшает уровень максимальных напряжений I и II рода и предотвращает карбидные выделения в корне шва, являющиеся местами аккумуляции водорода и зарождения холодных трещин.

Для гомогенизации и измельчения структуры металла шва перед окончательной термообработкой целесообразно проводить нормализацию с температур $1000\text{--}1050\text{ }^\circ\text{C}$. Это позволяет получать соединения с близкими к основному металлу пластическими и вязкими свойствами.

20.3.4. Механические свойства сварных соединений

Проведение после сварки упрочняющей термообработки делает сварное соединение равнопрочным основному металлу в случае идентичности химического состава. Однако небольшое снижение пластичности и вязкости металла шва может определить возникновение хрупкого разрушения, когда в условиях высокопрочного состояния уровень данных показателей для основного металла близок к минимально допустимым. Поэтому уровень прочности металла шва обычно не стремятся повысить сверх

σ_B -1700 МПа. В тех случаях, когда для обеспечения работоспособности конструкции важна ударная вязкость, применяют сварку без последующей термообработки. При этом предел прочности соединений близок σ_B -1000 МПа при $KCU = 1$ МДж/м². При многослойной сварке применяют подогрев, предотвращающий охлаждение наплавленных слоев ниже температур γ - α -превращения с явлением подстаривания. В противном случае старение мартенсита нижних слоев сопровождается возрастанием прочности и твердости и снижением вязкости металла шва. При этом достигается комплекс механических свойств, промежуточный между свойствами закаленного и термоупрочненного состояния. Для ряда мартенситно-стареющих сталей повышения надежности сварных соединений достигают отказом от проведения старения после сварки или применяют подстаривание при более низкой температуре (~ 350 °С) для ограничения уровня прочности металла шва и околошовной зоны.

20.3.5. Служебные свойства сварных соединений

Температура эксплуатации мартенситно-стареющих сталей не превосходит 400 °С в связи с явлениями старения и перестаривания. Высокая хладостойкость позволяет успешно эксплуатировать сварные изделия до температур -70 — -100 °С, а из отдельных марок стали и при криогенных температурах. Важнейшее свойство сварных изделий — высокая несущая способность при приложении статических нагрузок, в том числе и при наличии концентраторов напряжений. Это не касается конструкций, работающих в условиях вибрационных нагрузок, где преимуществ по сравнению с высокопрочными низколегированными сталями не наблюдалось. При $\sigma_{0,2} \geq 1400$ МПа в ряде случаев отмечалось ускоренное развитие трещин в сварных соединениях. Другим перспективным направлением использования мартенситно-стареющих сталей является износостойкая наплавка.

Глава 21. ВЫСОКОЛЕГИРОВАННЫЕ СПЛАВЫ НА НИКЕЛЕВОЙ ОСНОВЕ (Якушин Б. Ф.)

21.1. Состав, структура и назначение

Высоколегированные сплавы никеля обладают наряду с высокой жаропрочностью и окислостойкостью значительной коррозионной стойкостью в газовых, соляных и жидкометаллических средах и могут эксплуатироваться до температур 1000—1100 °С (табл. 21.1). Никелевые сплавы делят на две группы: гомогенные нетермоупрочняемые и гетерогенные термоупрочняемые дисперсионным твердением [1, 2].

Термоупрочняемые гетерогенные сплавы никеля могут иметь несколько исходных состояний. В закаленном состоянии сплавы имеют наименьшую жаропрочность, но наибольшую пластичность (в том числе штампуемость и другие технологические свойства). В дисперсно-упрочненном (состаренном) состоянии пластичность минимальна, а жаропрочность максимальна и зависит от объема, химического состава и морфологии, упрочняющих фаз.

Главная роль в обеспечении жаропрочности никелевых сплавов принадлежит γ' -фазе, общее количество которой пропорционально содержанию Ti+Al или Nb+Al. При $\Sigma(\text{Ti}, \text{Al}) > 8\%$ доля γ' -фазы достигает 60 % (по массе). Под γ' -фазой понимают интерметаллиды типа $\text{Ni}_3(\text{Ti}, \text{Al})$, Ni_3Al , $\text{Ni}_3(\text{Nb}, \text{Al})$, имеющие ГЦК решетку. Они когерентны, выделяются в объеме матрицы при старении и обеспечивают дисперсное твердение сплава.

В комплексно-легированных сплавах γ' -фаза имеет сложный состав, так как никель и алюминий могут замещаться другими элементами. Положительное влияние на механические свойства γ' -фазы состоит в том, что, выделяясь в объемах зерен при температурах 600—950 °С в виде большого числа когерентных мелкодисперсных частиц, она создает эффективные барьеры для движения дислокаций. В то же время γ' -фаза значительно пластичнее карбидов, а прочность ее возрастает с увеличением температуры.

Наряду с основными фазами возможно образование ряда побочных некогерентных фаз, которые, выделяясь по границам зерен вследствие сегрегации или ликвации, приводят к охрупчиванию сплавов: η -фаза (Ni_3Ti), σ -фаза (FeCr), карбиды (Me_{23}C_6 и Me_6C), бориды (Me_3B_2).

В перестаренном состоянии (старение при повышенных температурах) сплавы имеют промежуточные значения жаропрочности и пластичности вследствие коагуляции упрочняющих фаз.

21.2. Свариваемость никелевых сплавов

21.2.1. Структура, свойства металла шва и зоны термического влияния

Первичная структура металла шва высоколегированных никелевых сплавов формируется путем зарождения на подложке — оплавленных зернах основного металла — укрупненных столбчатых кристаллитов, конкурентный рост которых приводит к выклиниванию других, неблагоприятно ориентированных кристаллитов и прекращению их роста. Эта особенность однофазной кристаллизации приводит к резкому укрупнению кристаллитов в швах и является *первым фактором* понижения свариваемости. *Второй фактор* — высокий уровень легирования расплава; он обуславливает в литом металле на периферии шва ячейисто-дендритный и дендритный (в центре) тип субструктуры со значительно выраженной ликвационной неоднородностью (табл. 21.2) [3].

Основное следствие ликвации — неоднородность химического состава, приводящая к образованию в шве менее эффективных интерметаллидных фаз по сравнению с фазами в основном металле. Так, в результате преимущественной ликвации титана в зонах ликвации будет при старении выделяться фаза Ni_3Ti , обладающая меньшей жаропрочностью и тугоплавкостью, чем γ' -фаза [4]. *Третий фактор* — транскристаллитность швов, в цен-

ХИМИЧЕСКИЙ СОСТАВ И ПРИМЕНЕНИЕ ВЫСОКОЛЕГИРОВАННЫХ

Марка сплава	C	Mn	Si	S	P	Cr	W
	не более						
ХН77ТЮ (ЭИ437А)	0,06	0,4	0,6	0,007	0,015	19—22	—
ХН70ВМТЮ (ЭИ617)	0,12	0,5	0,6	0,01	0,015	13—16	5—7
ХН67ВМТЮ (ЭП202)	0,08	0,5	0,6	0,01	0,015	17—20	4—5
ХН60ВМТЮ (ЭП539)	0,09	0,5	0,5	0,01	0,015	17—19	2,5—4,0
ХН75ВМТЮ (ЭИ602)	0,08	0,4	0,8	0,02	0,02	19—22	—
ХН70МВТЮ (ЭП99)	0,10	0,4	0,5	0,015	0,015	18—22	6—8
ХН62МБВЮ	—	—	—	—	—	13—15	4—5
Нимоник 80А (Англия)	0,1	1,0	1,0	—	—	18—21	—
Инконель 718 (США)	0,04	0,18	0,27	—	—	17	—
Рене 41	0,12	—	—	—	—	19	—
Удимет-700 (США)	0,15	—	—	—	—	13—17	—
Хастеллой Н (США)	0,5	0,8	0,1	0,002	0,015	6—8	—
МАР М211 (США)	0,15	0,2	0,2	—	—	9,0	5,5
Нимоник 115 (Англия)	0,15	—	—	—	—	15	—
ЖС6К	0,2	0,4	0,4	—	—	10,5— —12,5	4,5—5,5
Н70М27Ф (ЭП496)	0,05	0,5	0,2	—	—	0,3	—
ОХН65М16В (ЭП-567)	0,05	1,0	0,15	—	—	14,5— —16,5	3,0—4,5

тре которых на больших скоростях сварки формируется «зона слабину» — стык двух фронтов кристаллизации с явно выраженной зональной ликвацией. При малых скоростях сварки в центре шва образуются осевые кристаллиты, по граням которых возникают две зоны срастания боковых и осевых кристаллитов, также характеризующиеся пониженными свойствами.

Изменения структуры в ЗТВ:

укрупнение зерна в гомогенных сплавах;

растворение упрочняющих фаз в гетерогенных сплавах в зоне, нагреваемой выше 900 °С, фиксируемое по изменению твердости;

оплавление фаз в перестаренных сплавах;

перестаривание (при сварке состаренных сплавов), приводящее к укрупнению упрочняющих фаз.

Развитие указанных негативных явлений зависит от дли-

ЖАРОПРОЧНЫХ СПЛАВОВ НА НИКЕЛЕВОЙ ОСНОВЕ [1]

Ti	Al	Другие элементы	Применение
2,3—2,7	0,55—0,95	До 4,0Fe+0,01Ce	Диски турбин, газоводы
1,8—2,3	1,7—2,3	До 5,0Fe; 0,02B; 0,02Ce; 2,0—4,0Mo; 0,1—0,5V	Лопатки турбин
2,2—2,8	1,0—1,5	До 4,0Fe; 0,01B; 0,01Ce; 4—5Mo	То же
2,3—3,0	3,0—4,0	До 4,0Fe; 0,02B; 0,02Ce; 5—7Mo	»
0,35—0,75	0,35—0,75	До 3,0Fe; 0,2Cu; 1,6— 2,3Mo; 0,9—1,3Nb	Камеры сгорания
1,0—1,5	2,5—3,5	До 5,0Fe; 0,005B; 0,002Ce; 5—8Co; 3,5—5Mo	Сопловые лопатки
—	0,9—1,4	8—10Fe; 4,5—5,5Mo; 5,1— 0,02	То же
1,8—2,7	0,5—1,8	До 5,0Fe; 2,0Co	Лопатки турбин
1,0	0,3	19,0Fe; 3,0Mo; 0,1Co; 0,0025B; 2—5 (Nb+Ta)	Детали обшивки ракет
3	1,52	1,0Fe; 0,05B; 1,13Co; 10,0Mo	Диски турбин
3,0—4,0	3,75—4,75	1,0Fe; 0,10B; 17—20Co; 4,5—5,75Mo	Лопатки турбин
0,5	2	≤5,0Fe; 16—18Mo	Трубопровод для агрессивных сред
2,0	5,0	≤1,5Fe; 10,0Co; 2,5Mo; 2,7Nb; 0,05Zr; 0,015B	Лопатки и литые роторы
4	5	3Mo; 15Co	Лопатки газовых турбин
2,5—3,0	5,0—6,0	≤2Fe; 0,02B; 3,5—4,5Mo; 4,0—5,0Co	Лопатки и литые роторы
—	—	25—29Mo; 4,0Fe; 1,4— 1,7V	Трубопроводы агрессивных сред
—	—	≤1,0Fe; 15—17Mo	То же

тельности высокотемпературного нагрева, исходного состояния сплава и его химического состава, определяющего стабильность фаз при нагреве.

ТАБЛИЦА 21.2

ХИМИЧЕСКАЯ НЕОДНОРОДНОСТЬ МЕТАЛЛА ШВА

Марка сплава	Коэффициенты неоднородности $k_c = c_o/c_m$					
	Fe	Cz	Ni	Mn	Mo	Nb
X20H45M2Г6Б	1,28	1,23	1,10	0,55	0,50	0,066
X20H45M6Г2Б	1,29	1,19	1,10	0,47	0,59	0,08
X20H45M6Г6Б	1,17	1,30	1,11	0,60	0,58	0,14

Примечание. c_o — концентрация (%) элемента в осях дендритов, c_m — концентрация (%) элемента в межосных объемах.

21.2.2. Трещины в сварных соединениях

21.2.2.1. Трещины при сварке. При сварке гомогенных никелевых сплавов (типа Х20Н45, ХН69ВТ, ХН78Т) возможно образование кристаллизационных и подсолидусных горячих трещин в металле шва.

При сварке гетерогенных сплавов наряду с возникновением горячих трещин в шве более вероятно их появление в ЗТВ, где велика протяженность ТИХ из-за наличия легкоплавких ликватов (В и т. д.) и мала пластичность из-за крупнозернистой структуры.

Металлургические способы предотвращения горячих трещин:

повышение чистоты сплавов по примесям (переплав, гранульная металлургия) (табл. 21.3);

ограничение полноты рекристаллизации при прокатке сплавов, позволяющее инициировать рекристаллизацию при сварке и соответственно снизить сегрегацию в условиях ускоренной миграции границ зерен в ЗТВ при сварке;

сварка в аустенитизированном или перестаренном состоянии. Значение $v_{кр}$, несмотря на неизменность химического состава шва, при сварке в аустенитизированном состоянии повышается в 1,5—2 раза.

Технологические способы предотвращения трещин:

снижение до минимума погонной энергии (сварка неплавящимся электродом, ЭЛС, лазер, импульсная дуга);

ограничение скорости сварки;

применение электромагнитных полей и других внешних воздействий для измельчения элементов первичной структуры;

применение теплопроводящей оснастки и охлаждающих сред (подача паровоздушной смеси на сварочную ванну). Сопrotивляемость образованию горячих трещин наиболее употребляемых присадок приведена в табл. 21.4.

21.2.2.2. Трещины при послесварочной термообработке. Термообработка сварных соединений производится с целью снятия сварочных напряжений, а для гетерогенных термоупрочняемых сплавов — и для восстановления жаропрочности в сварном соединении. Наиболее эффективно сочета-

ТАБЛИЦА 21.3
ВЛИЯНИЕ СПОСОБА ВЫПЛАВКИ
НА СОПРОТИВЛЯЕМОСТЬ
ГОРЯЧИМ ТРЕЩИНАМ ПРИ СВАРКЕ
СПЛАВА Х20Н45М4В3БГ

Способ выплавки	$T_{г.н}^*$, °С	ТИХ, °С	$v_{кр} \cdot 10^{-5}$, м/с
В индукционных печах	1238	100	0,95
ВДП	1268	71	1,02
ЭШП	1277	57	1,21

* $T_{г.н}$ — нижняя граница ТИХ.

СОПРОТИВЛЯЕМОСТЬ МЕТАЛЛА ШВА ОБРАЗОВАНИЮ ГОРЯЧИХ ТРЕЩИН И ЕГО ДЛИТЕЛЬНАЯ ПРОЧНОСТЬ ПРИ 800 °С

Состав шва	$v_{кр}$, мм/мин	σ_d , кгс/мм ²	
		после сварки	после выдержки при 700 °С, 16 ч
ЭП-435 (Св-ХН78Т)	1,0	5	—
ЭП-602 (Св-ХН75МБТЮ)	2,4	—	—
ЭП 868 (Св-ХН60ВТ)	3,0	9	—
ЭП 367 (Св-06Х15Н60М15)	4,5	10	11
ЭП 533 (Св-08Х20Н57М8В87)	4,0	—	23
ЭП 595 (Св-Х11Н60М23)	10,0	12	16

ние закалки и старения. На этапе медленного нагрева в интервале дисперсионного твердения возникают трещины.

Сплавы с $\Sigma(Ti+Al) \geq 4\%$ весьма склонны к трещинам при термообработке сварных соединений. Сравнительная оценка

склонности к таким разрушениям при термообработке дана на рис. 21.1. В сплавах, легированных Nb вместо Ti, ослаблена интенсивность старения. Это позволяет на первом этапе старения снизить сварочные напряжения по механизму релаксации, а на втором — повысить жаропрочность старением. Такие сплавы, например ХН62МБВЮ (ЭП-709) с упрочняющей γ' -фазой $Ni_3(Nb, Al)$, не склонны к образованию трещин в процессе термообработки при сохранении значительной жаропрочности до 800 °С. Также способствуют предотвращению трещин при термообработке все способы рафинирования сплавов, измельчения зерна в ЗТВ, снижение сегрегаций по их границам, сведение к минимуму времени высокотемпературного нагрева при сварке и повышение скорости нагрева при послесварочной термообработке до 60 °С/мин и выше [5].

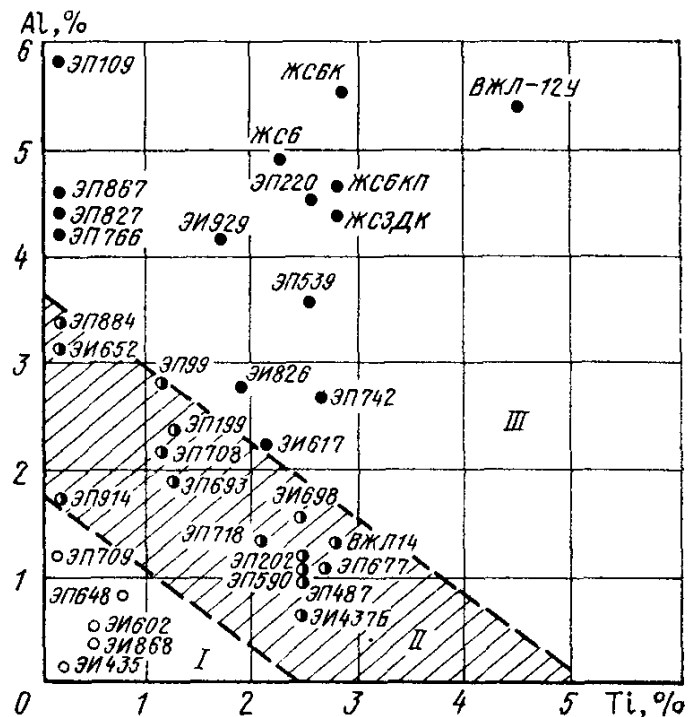


Рис. 21.1. Склонность никелевых сплавов к образованию трещин при термической обработке сварных соединений. I, II, III — сплавы, не склонные, умеренно склонные и весьма склонные к трещинам соответственно

21.2.3. Охрупчивание при эксплуатации

21.2.3.1. *Высокотемпературное.* В процессе длительной высокотемпературной эксплуатации происходит снижение предела длительной прочности и пластичности основного металла и сварных соединений. Однако интенсивность их снижения выше для металла шва и ЗТВ, особенно в условиях циклического высокотемпературного нагружения по следующим причинам:

изменение морфологии γ' -фазы в результате высокотемпературной деформации при сварке, приводящее к пластинчатой форме выделений η -фазы с ромбической решеткой, некогерентной матрице;

преобразование первичных карбидов MeC во вторичные Me_6C и $Me_{23}C_6$, имеющие пластинчатую форму и выпадающие на границах;

образование оксидов Me_2O , способствующих диффузионному окислению сплавов по межзеренным границам [6];

разнозернистость металла в ЗТВ;

межзеренное проскальзывание в ЗТВ в процессе сварки, приводящее к зарождению трещин у включений и ступенек, образовавшихся при выходе дислокаций на границах.

Чем короче длительность высокотемпературного нагрева при сварке и меньше разница в сопротивлении деформированию металла шва, ЗТВ и основного металла, тем слабее развиваются указанные необратимые изменения, выше эксплуатационные свойства и свариваемость сплавов.

21.2.3.2. *Под воздействием агрессивных сред* охрупчивание металла вызывается преимущественно сульфидной и межкристаллитной коррозией. Сульфидная коррозия связана с образованием легкоплавких сульфидов никеля NiS ($T_{пл} = 810$ °C) при наличии в газовом потоке сернистых соединений. Сульфиды имеют большой объем, что вызывает разрыхление металла и проникновение сульфидов по границам зерен, особенно сильное в восстановительных средах, где нет плотных окисных защитных пленок. Чем крупнее зерно в ЗТВ, чем больше напряжения и длительность высокотемпературного нагрева при сварке, тем ниже стойкость сварных соединений против газовой коррозии по отношению к основному металлу.

Межкристаллитная коррозия вызывается распадом твердого раствора при сварочном нагреве в интервале 550—750 °C и выпадением карбидов в результате диффузии C и Cr на границах зерен. В условиях контакта с электропроводной средой образуется многофазная система анод—катод, что приводит к растворению наиболее электроотрицательной фазы, располагающейся вдоль границ зерен. Подавлению склонности швов к межкристаллитной коррозии способствует легирование ниобием, исходя из соотношения $Nb/C \geq 20$ при работе соединений

ниже 550 °С и $Nb/C \geq 40$ при более высоких температурах длительной эксплуатации, ограничение содержания С не более 0,03—0,06 % и аустенитизация сварных соединений.

21.2.3.3. Радиационное. Под воздействием нейтронов, α -частиц в кристаллической решетке металлов образуются гелиево-водородная фаза, а также вакансии, так как атомы твердого тела выбиваются из своих регулярных положений и переходят в междоузлия, что снижает пластичность. Высокотемпературные свойства под действием облучения изменяются по различным законам в зависимости от химического состава сплавов и его структуры. Наиболее сильно снижаются длительная прочность у дисперсионно-твердеющих сплавов (особенно для сварных швов), содержащих Со, N, В и др. Значительно меньшее влияние оказывает нейтронный поток на гомогенные сплавы, не склонные к дисперсионному твердению. Их свойства восстанавливаются после отжига при $0,5T_{пл}$ К.

Свариваемость облученного материала (что важно при разработке ремонтной технологии ядерного оборудования) также понижена в связи с повышенной склонностью к порообразованию, а также к образованию горячих трещин в ЗТВ по механизму гелиевой хрупкости. Выбор сварочных материалов и технологии должен быть направлен на снижение гетерогенности швов и концентрации высокотемпературных деформаций, влияющих не только на появление горячих трещин, но и на длительную прочность сварных соединений.

21.3. Технология сварки и свойства соединений

21.3.1. Выбор сварочных материалов

При выборе сварочных материалов необходимо предотвратить горячие трещины в шве и ЗТВ, трещины при термообработке, а также обеспечить равную жаропрочность сварных соединений и основного металла. При сварке гомогенных сплавов применяют присадочные проволоки, близкие по химическому составу к основному. Отличия состоят в увеличении доли элементов, повышающих энергию активации процессов диффузии (Мо, W, Mn), и в уменьшении упрочняющих добавок (Ti, Al) [7].

Типовые составы присадочных материалов приведены в табл. 21.5.

При сварке гетерогенных сплавов с большим содержанием Ti и Al применяют присадочные проволоки, в которых часть титана заменена ниобием.

Марка сплава	Содержание					
	C	Si	Mn	P	S	W
ВЖ-98	0,1	0,8	0,5	0,005	0,01	13—16
ЭП-683	0,1	0,5	1,0	0,02	0,02	—
ЭП-367	0,04	0,5	1,0—2,0	0,015	0,01	—
ЭП-533	0,01	0,6	0,5	0,015	0,01	7,0—9,0
ЭП-648	0,1	0,4	0,5	0,015	0,01	4,3—5,3

21.3.2. Выбор режимов сварки

При сварке плавлением гомогенных сплавов главная проблема выбора режимов — сохранение жаропрочных свойств сплавов в зоне сварки, а при сварке гетерогенных сплавов — предотвращение трещин при послесварочной термообработке.

Наиболее общий принцип выбора режимов — максимально возможное сокращение времени высокотемпературного нагрева, увеличение скорости охлаждения и уменьшение размеров сварочной ванны [8], снижение сварочных напряжений. Указанные требования выполняются при сварке наиболее концентрированным источником энергии — лазерным или электронным лучом на скорости ≤ 50 м/ч.

Выбор режимов сварки давлением обусловлен более высокой жаропрочностью сплавов и электросопротивлением. Поэтому с увеличением доли легирующих элементов давление на электродах увеличивают, а силу тока снижают. Чтобы уменьшить перегрев, электроды и изделие помещают в воду или омывают струями воды. Перед сваркой поверхности деталей тщательно зачищают или обезжиривают травлением.

Сплавы с большим содержанием $\Sigma(Ti + Al) > 4\%$ являются плохосвариваемыми. Такие сплавы рекомендуют соединять диффузионной сваркой и пайкой [4].

Выбор режимов послесварочной термообработки. Для гомогенных сплавов рекомендуется аустенитизация сварных узлов при температуре 1050—1200 °С, которая приводит к растворению избыточных фаз, а также к снятию сварочных напряжений, что повышает работоспособность сварных соединений в коррозионных средах (табл. 21.6.).

При сварке гетерогенных дисперсионно-упрочняемых сплавов послесварочная термообработка включает аустенитизацию и стабилизирующий отжиг. Более эффективна двукратная обработка, которая формирует глобулярную структуру карбидов и γ' -фазы по границам. Последующее двухступенчатое старение при 900 °С, 8 ч и при 850 °С, 15 ч приводит к выделению

ПРИСАДОЧНЫХ МАТЕРИАЛОВ [4]

элементов, %						
Cr	Mo	Fe	B	Al	Ti	Nb
23,5—26,0	—	0,4	—	—	—	—
14,0—16,0	18,0—21,0	0,6	0,3—0,55	—	—	—
14,0—16,0	14,0—16,0	4,0	—	—	0,3—0,7	—
19,0—22,0	7,0—9,0	3,0	0,005	0,04	2,3—2,5	—
32,0—35,0	2,3—3,3	4,0	0,008	0,5—1,1	0,5—1,1	0,5—1,1

γ' -фазы в объемах зерен и стабилизирует структуру для последующей высокотемпературной эксплуатации, но не изменяет морфологию карбидов.

ТАБЛИЦА 21.6

ЖАРОПРОЧНОСТЬ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ НИКЕЛЕВЫХ СПЛАВОВ

Сплав	Способ сварки	Испытуемый образец	Условия испытания		Время до разрушения, ч	Место разрушения
			T, °C	напряжение, МПа		
НХ77ТЮР (ЭП-437Б)	—	Основной металл	700	44	115	Основной металл
НХ77ТЮР (ЭП-437Б)	ЭЛС	Сварное соединение	700	44	89	По шву
НХ77ТЮР (ЭП-437Б)	АДС	То же	700	44	30	То же
ХН60ВТ	—	Основной металл	800	10	128/182*	Основной металл
ХН60ВТ	ЭЛС	Сварное соединение	800	10	203/115*	По шву
ХН67МВТЮ (ЭП-202)	—	Основной металл	800	25	130	Основной металл
ХН67МВТЮ (ЭП-202)	ЭЛС	Сварное соединение	800	25	110	То же
Х35Н50ВМ (ЭП-648)	—	Основной металл	900	60	100	»
Х35Н50ВМ (ЭП-648)	Лазерная без присадки	Сварное соединение	900	50	182	»

* Аустенитизация 1200 °C 1 ч, воздух.

21.3.3. Жаропрочность соединений

Качественные сварные соединения жаропрочных никелевых сплавов обнаруживают высокие значения жаропрочности и сопротивляемости термической усталости, мало отличающиеся от таковых для основного металла (табл. 21.6).

Раздел 5

ЧУГУНЫ

Глава 22. СЕРЫЕ ЧУГУНЫ (Грецкий Ю. Я., Метлицкий В. А.)

22.1. Состав и свойства

22.1.1. Классификация по составу и свойствам

Согласно диаграмме состояния Fe—C, область чугунов охватывает сплавы, содержащие свыше 2,1 % C. В процессе кристаллизации и последующего охлаждения чугуна избыточный C выделяется в виде включений графита или карбида. Количество графита, форма, размеры и характер распределения его в металлической матрице оказывают существенное влияние на механические свойства чугунов.

Нелегированным считают чугун, содержащий до 3,5—4,0 % Si, до 1,5—2,0 % Mn, до 0,3 % P, до 0,25 % S и до 0,1 % Cr, Ni или Cu (порозий). В низколегированном чугуне суммарное содержание легирующих элементов (Cr, Ni, Cu) обычно не превышает 1,0—1,5 %, в среднелегированном оно может достигать 7 %, а в высоколегированном превышает 7—10 %. Добавки сотых и даже тысячных долей процента Mg, N, В считают легирующими (микролегирование, модифицирование). Классификация чугунов по механическим свойствам указана ниже.

— по твердости	<i>HВ</i>
мягкий чугун	до 149
средней твердости	149—197
повышенной твердости	197—269
твердый	>269
— по прочности	σ_B , МПа
обыкновенной прочности	до 200
повышенной прочности	200—380
высокой прочности	>380
— по пластичности	δ , %
непластичный	до 1
малопластичный	1—5
пластичный	5—10
повышенной пластичности	>10

По специальным свойствам чугуны подразделяют на износостойкие, антифрикционные, коррозионностойкие, жаростойкие, немагнитные.

22.1.2. Основные марки, структура и свойства

В соответствии с ГОСТ 1412—85 серые чугуны маркируются буквами СЧ и двухзначными цифрами, обозначающими величину предела прочности металла при растяжении: СЧ10, СЧ15—СЧ45. Прочность серого чугуна с пластинчатым графитом, таким образом, находится в пределах 100—450 МПа.

Структура серого чугуна весьма разнообразна и является главным фактором, определяющим его свойства. В ферритных серых чугунах матрица состоит из зерен α -раствора; в перлитных она представляет собой эвтектоидную смесь α -раствора и карбида; в ферритно-перлитных эти составляющие присутствуют в различных соотношениях. Существуют также перлитно-карбидные, бейнитные, мартенситные и аустенитные чугуны. Устойчивость аустенита в последних при комнатной температуре достигается высоким комплексным легированием Ni, Mn, Cr и др. Характеризуя структуру матрицы, следует также указать на фосфидную эвтектику в виде изолированных включений или сетки.

Структура чугуна и, следовательно, его свойства во многом определяются скоростью охлаждения. С уменьшением скорости охлаждения увеличиваются графитные включения, укрупняется зерно металлической основы, понижаются прочность и твердость.

Чугун не подчиняется закону Гука и ведет себя как неупругий материал. Временное сопротивление серого чугуна на сжатие примерно в 2—4 раза выше, чем на растяжение. Отношение между прочностью на срез и временным сопротивлением на растяжение составляет 0,75—1,80. Ударная вязкость серого чугуна (на образцах без надреза) из-за пластинчатой формы графита не превышает 10 кДж/м², однако демпфирующая способность велика. Усталостная прочность серого чугуна увеличивается с повышением временного сопротивления при растяжении.

22.2. Свариваемость серых чугунов

Чугун обладает небольшой усадкой, примерно в два раза меньшей, чем сталь. Поэтому вероятность образования трещин в случае больших объемов наплавленного металла в виде чугуна уменьшается. Высокое содержание С в сварочной ванне при этом способствует уменьшению количества цементита и ледебурита в зоне сплавления. Отбел наплавленного чугуна исключается при сварке с нагревом изделия до температуры 600—700 °С. Последующее охлаждение изделий со скоростью не более 50—100 °С/ч гарантирует отсутствие цементита и мартенсита не только в структуре наплавленного чугуна, но и ЗТВ.

Структура металла шва представляет собой чугун с пластинчатым графитом и матрицей от ферритной (при медленном охлаждении соединения) до перлитной (при ускоренном охлаждении). Обеспечивается идентичность механических, физических и эксплуатационных свойств соединений, аналогичных свойствам свариваемого чугуна.

Создание сварочных материалов, обеспечивающих получение работоспособных соединений чугуна при сварке без подогрева, идет двумя путями. Один путь предусматривает применение цветных металлов (Ni, Cu) и их сплавов, которые не образуют стойких карбидов, оставаясь пластичными после наплавки на чугун.

Железоникелевые сплавы образуют непрерывный ряд твердых растворов. Сплавы, содержащие свыше 30 % Ni, являются аустенитными при комнатной температуре и не имеют α -превращения. Расплавленный Ni может растворять значительное количество С, который выделяется при охлаждении большей частью в виде графита. Присутствие С в тройном сплаве Fe—Ni—С способствует получению аустенитной структуры при меньшей концентрации Ni. Никелевый аустенит, растворяющий большое количество С без образования карбидов, имеет высокую пластичность и низкую твердость. Эти особенности никелевого аустенита обуславливают хорошую обрабатываемость сварных соединений чугуна и стойкость против образования трещин.

Си, как и Ni, не образует карбидов, но в отличие от Ni практически не растворяет С и Fe. Благодаря высокой пластичности и указанному отношению к С медь используется в качестве электродного или присадочного металла.

Другой путь предусматривает использование электродов на железной основе. Стальной шов легируют сильными карбидообразующими элементами (V, Nb, Ti), которые связывают С в мелкие карбиды, равномерно распределенные в металлической низкоуглеродистой матрице. Промышленное применение нашло легирование V до 10 %.

В обоих случаях прочность металла шва превосходит прочность основного металла — серого чугуна с пластинчатым графитом, которая и определяет прочность сварного соединения в целом.

Зона термического влияния (ЗТВ) характеризуется наличием разнообразных структур как в силу широкого диапазона максимальных температур нагрева, так и по причине большой химической и физической неоднородности свариваемого чугуна. В результате нагрева до температур 1150—1250 °С чугун во время сварки находится в жидко-твердом состоянии. После сварки охлаждение его идет с большой скоростью — 10—20 °С/с и выше. В твердой фазе участка при таких скоростях охлаждения формируются мартенсит и троостит, жидкая фаза кристаллизуется с образованием ледебурита.

На границе между сварочной ванной и зоной неполного расплавления протекают диффузионные процессы, которые могут значительно изменить характер формирования структуры. Если сварка чугуна производится малоуглеродистой сталью, сварочная ванна отличается от основного металла значительно меньшим содержанием С и Si. Поэтому диффузия этих графитизаторов будет протекать из участков неполного расплавления в ванну, и образование в зоне сплавления ледебурита и цементита неизбежно. В случае сварки чугуна чугуном с повышенным содержанием указанных графитизаторов диффузия последних протекает в сторону зоны сплавления, что снижает вероятность

формирования в ней нежелательной структуры ледебурита. При сварке чугуна никелевыми материалами создаются благоприятные условия для диффузии Ni в последние оплавленные участки основного металла как вследствие возникающего градиента концентрации, так и большого коэффициента диффузии в жидком расплаве этого элемента по сравнению с другими. Если время диффузии достаточно большое, то в зоне сплавления образуется железоникелевый сплав, содержащий C в свободном состоянии. Медь напротив, слабо действует как графитизатор в условиях больших скоростей охлаждения, поэтому при сварке чугуна медью в зоне сплавления образуются ледебурит и цементит.

В металле ЗТВ, который нагревается до 1150—850 °С, при охлаждении появляются продукты неравновесного распада аустенита — троостит и мартенсит. На конечную структуру участка состав электродного материала практически не влияет, поэтому при сварке без подогрева любыми электродами здесь всегда отмечается повышение прочности и твердости, а также снижение пластичности свариваемого чугуна. Стойкость сварного соединения против образования трещин во многом зависит от размеров ЗТВ. Чем она уже, тем большие напряжения может выдержать сварное соединение.

22.3. Технология сварки и свойства соединений

22.3.1. Ручная дуговая сварка

Применяемые технологические процессы можно выделить в две большие группы: ручная дуговая сварка и механизированная сварка, в каждой из которых используются материалы, обеспечивающие получение в наплавленном металле чугуна, стали или цветного сплава.

Наиболее высокие механические свойства сварных соединений чугуна достигают при сварке однородным металлом. При сварке чугуна чугуном необходимо обеспечить заданный состав наплавленного металла (обычно близкий основному — серому чугуну) и определенную скорость охлаждения, чтобы избежать образование отбела и трещин. Сварку осуществляют с нагревом изделия до температуры 400—700 °С. Последующее охлаждение со скоростью 50—100 °С/ч гарантирует отсутствие цементита и ледебурита в структуре наплавленного чугуна и околошовной зоне.

Разработаны штучные электроды двух типов. Первый тип характеризуется чугуном стержнем и сравнительно тонким покрытием. В электродах второго типа в качестве стержня используют стальную малоуглеродистую проволоку, а в состав покрытия вводят в большом количестве C, Si и другие компо-

ненты с таким расчетом, чтобы наплавленный металл представлял собой синтетический чугун.

Для изготовления электродов первого типа используют литые прутки из чугуна следующего состава, %: С 3,0—3,6; Si 3,6—4,8; Mn 0,5—0,6; Ni 0,3—0,5; Cr ≤ 0,5; S ≤ 0,08, P 0,2—0,5. Покрытия выполняют две главные функции: повышение содержания графитизаторов по сравнению с имеющимися в прутках, а также предохранение их от окисления. Основой покрытия служат компоненты, содержащие С и Si (графит, ферросилиций, карборунд и др.). Другие компоненты покрытия вводятся для стабилизации сварочной дуги. Масса покрытия подбирается таким образом, чтобы при ванной сварке не возникало большого количества шлаков, которые мешают процессу, покрывая поверхность жидкого чугуна. Электроды представляют собой длинные стержни (до 500 мм) большого сечения (до 300 мм²). Сварку такими электродами выполняют непрерывно на токе величиной до 1400 А обратной полярности (возможна сварка и на переменном токе). При этом производительность по наплавленному металлу составляет 10—12 кг/ч.

Наплавленный металл в виде чугуна можно получить, применяя не только электроды с чугуном, но и со стальным стержнем. Разрабатывают покрытия, состоящие в основном из графита и кремнийсодержащих компонентов. Примером могут служить электроды марки ЦЧ-5. Недостатком электродов со стальным стержнем является структурная неоднородность наплавленного чугуна. В начале сварки расплавленный металл не успевает в достаточной степени насытиться графитизаторами, получается низкоуглеродистый доэвтектический чугун. В структуре первого слоя и особенно в зоне сплавления часто обнаруживается значительное количество цементита и ледебурита, а в ЗТВ — их сплошная гряда. Это ведет к образованию трещин; механическая обработка соединений невозможна. Электроды со стальным стержнем применяют ограниченно, в основном для декоративной заварки мелких дефектов на необрабатываемых поверхностях чугунных отливок.

Для значительного снижения твердости наплавленного стального слоя и повышения пластичности необходимо получить ферритную либо аустенитную структуру матрицы. Если использовать электроды, в покрытии которых содержатся сильные карбидообразующие элементы (V, Nb, Ti) в количестве, достаточном для полного связывания всего С, переходящего из основного металла, то удастся получить структуру шва с ферритной матрицей и равномерно распределенными мелкодисперсными карбидами (электроды марки ЦЧ-4 (ТУ 14-4-831—77) (табл. 22.1). Рекомендуется местный подогрев до 300 °С.

При сварке *электродами на основе меди* наплавленный на чугун металла представляет собой медный сплав с вкраплени-

ПАРАМЕТРЫ СВАРКИ ЧУГУНА ЭЛЕКТРОДАМИ БЕЗ ПОДОГРЕВА [2]

Марка электрода	Рекомендуемые значения тока, А, для диаметров электрода, мм				Коэффициент наплавки, г/(А·ч)	Расход электродов на 1 кг наплавленного металла
	3,0	4,0	5,0	6,0		
ЦЧ-4	65—80	90—120	130—150	—	9—11	1,8
ОЗЧ-2	90—110	120—140	160—190	220—250	13—14	1,7
ОЗЖН-1	100—120	130—150	160—180	—	10—12	1,4
МНЧ-2	90—110	120—140	160—190	210—230	11—12	1,5

Примечание. Сварочный ток указан для сварки в нижнем положении. При вертикальной сварке электродами трех последних марок значения тока выбирают на 10—20 А меньше. Электрод ЦЧ-4 используют для сварки в нижнем положении.

ями железоуглеродистых частиц. Такой характер структуры определяется тем, что медь практически не растворяет Fe и C. Свойства швов и их обрабатываемость зависят от соотношения Cu и Fe в сплаве. Оптимальной считается композиция сплава из 80—90 % Cu и 10—20 % Fe. Требуемое соотношение меди и железа в шве достигают за счет использования в качестве стержня электрода медной проволоки и введения в покрытие соответствующего количества железного порошка. Можно применить и оплетку на стержне в виде жести. Покрытие электрода ОЗЧ-2 (ТУ 32-096-001—78) содержит ферромарганец, карбид кремния, мрамор, плавиковый шпат, маршалит.

Режимы сварки электродом ОЗЧ-2 приведены в табл. 22.1. Сварку медножелезными электродами выполняют на постоянном токе обратной полярности участками длиной 30—50 мм с обязательной тщательной проковкой каждого слоя. Без проковки швов получить качественное соединение часто не удастся, поэтому при сварке в труднодоступных местах, где проковка невозможна или затруднена, применение медножелезных электродов нецелесообразно.

Электроды на основе никеля и его сплавов обеспечивают качество сварных соединений, которые имеют удовлетворительную прочность и поддаются механической обработке. По составу стержня электроды можно разделить на три группы: а) практически чистый никель; б) сплавы никеля с железом (30—50 % Fe); в) сплавы никеля с медью (25—35 % Cu).

В соответствии с этим электроды обеспечивают различные свойства сварных соединений и имеют разные основные области применения. Швы, наплавленные никелевыми (ОЗЧ-3, ОЗЧ-4) и никелемедными (МНЧ-2; ТУ 14-4-780—76) электродами, хорошо обрабатываются и легко проковываются. В то же время прочность на разрыв и стойкость швов против образования трещин лучше при сварке железоникелевыми (ОЗЖН-1; ТУ 14-4-

318—73) электродами. Поэтому никелевые электроды используют больше для серого чугуна, особенно для тонкостенных отливок.

Электроды со стержнем из монель-металла предназначены для заварки небольших пороков отливок, которые обнаруживаются на рабочих поверхностях в процессе механической обработки. Хорошая обрабатываемость соединений достигается главным образом благодаря тому, что никелевая основа обеспечивает отсутствие карбидов в швах и зоне сплавления. Пониженная температура плавления стержня способствует уменьшению ширины околошовной зоны, что также благоприятно сказывается на обрабатываемости мест заварки.

Электроды со стержнем из железоникелевого сплава обладают удовлетворительной стойкостью против образования горячих трещин и достаточной прочностью по отношению к чугуну с шаровидным графитом. Железоникелевые электроды рекомендуется применять для сварки ответственных нагруженных деталей.

22.3.2. Механизированная сварка

Широко регулировать состав наплавленного металла и механизировать процесс сварки при достаточно высокой производительности позволяет применение порошковой проволоки. В состав проволок для сварки чугуна, кроме железа, вводят необходимое количество элементов-графитизаторов (С, Si), благодаря чему наплавленный металл получается однотипным с основным металлом. Нужную форму графита обеспечивают соответствующим модифицированием сварочной ванны. Для сварки серого чугуна с пластинчатым графитом используют порошковые проволоки марок ПП-АНЧ-1, ПП-АНЧ-2, ПП-АНЧ-3, ППЧ-3М, ППЧ-9, ППСВ-7 и другие.

Диапазон возможных режимов сварки проволокой диаметром 3 мм составляет: $I_{св} = 250 \div 600$ А; $U_{д} = 30 \div 40$ В; $v_{п.пр} = 100 \div 300$ м/ч; ток постоянный прямой полярности.

Сварку и наплавку чугуна порошковой проволокой производят, как правило, открытой дугой. В отдельных случаях при плохом качестве основного металла целесообразно создавать дополнительную защиту углекислым газом с расходом 600—900 л/ч. При сварке с высоким подогревом ванным способом газовую защиту не применяют.

Структура металлической основы, а также форма и размеры графитных включений в наплавленном чугуне зависят от состава проволоки и условий охлаждения после сварки (табл. 22.2).

При сварке чугуна самозащитной проволокой марки ПАНЧ-11 (ТУ 48-21-593—82) в отличие от ручной при идентич-

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА МЕТАЛЛА, НАПЛАВЛЕННОГО
ПОРОШКОВЫМИ ПРОВОЛОКАМИ [7]

Марка проволоки и T , °С, подогрева	Структура наплавлен- ного металла	σ_B , МПа		Твер- дость, HV
		при рас- тяжении	при из- гибе	
Проволочка ПП-АНЧ-1, сварка без подогрева	Перлитно-ферритная основа, псевдозвтек- тический графит, от- дельные карбиды и участки ледебурита	180—220	400—450	250—300
Проволока ПП-АНЧ-2, 350	Феррито-перлитная основа, розеточный графит	170—250	350—450	170—190
Проволока ПП-АНЧ-3, 600	Перлитно-ферритная основа, мелкий зави- хреинный графит	280—320	460—520	180—210

ном составе металла шва успешно решается задача получения прочноплотных сварных соединений, стойких против образования трещин в шве и ЗТВ. Состав проволоки разработан для сварки чугуна открытой дугой и без предварительного подогрева. При этом обеспечивается получение шва с аустенитной структурой матрицы. Свойства сварного соединения определяются свариваемым чугуном, поскольку при испытании на растяжение сварные образцы разрушаются по основному металлу. Ширина зоны с повышенной твердостью (до HV 350) составляет 100—200 мкм, поэтому последующая термическая обработка не требуется и соединение легко обрабатывается режущим инструментом.

Технологию механизированной сварки проволокой ПАНЧ-11 применяют при массовом ремонте чугунных деталей тракторных, комбайновых и автомобильных двигателей. Заваривают трещины различной конфигурации и протяженности на рубашках охлаждения и в масляных каналах, в перемычках между цилиндрами и клапанными гнездами, приваривают отбитые части.

22.3.3. Электрошлаковая сварка

Этот вид сварки имеет ряд характерных особенностей, которые используют при сварке чугуна и в первую очередь более мягкий, чем при дуговой сварке, термический цикл вследствие применения больших токов (до 3000 А и выше) и малых скоростей сварки (0,3—1,0 м/ч).

При ЭШС серого чугуна можно получить равнопрочное, хорошо обрабатываемое сварное соединение без предварительного подогрева деталей за счет тепла шлаковой ванны. ЭШС серого

чугуна однородным металлом технически мало отличается от сварки стальных деталей. Свариваемые заготовки собирают с обязательным зазором, несколько бóльшим, чем при сварке сталей. В качестве формирующих приспособлений можно использовать графитовые пластины.

Для доброкачественной заварки дефектов на массивных чугунных отливках в ряде случаев необходим местный предварительный подогрев. Чтобы регулировать степень разогрева дефектного места, целесообразно использовать в качестве источника нагрева неплавящиеся электроды, например, графитовые.

22.3.4. Газовая сварка

Газовая сварка обеспечивает возможность регулировать в широких пределах скорости нагрева основного металла и охлаждения сварного шва, просто осуществляется местная термическая обработка для отжига наплавленного металла. В результате получают сварное соединение чугуна, легко обрабатываемое по всему сечению, и металл шва, соответствующий по качеству основному металлу.

Газовую сварку серого чугуна применяют при исправлении литейных дефектов и ремонте деталей небольшой массы, реже — при восстановлении изделий больших габаритных размеров и массы с подогревом. Сварку деталей малой массы производят без предварительного подогрева.

Относительными недостатками газовой сварки являются сравнительно низкая производительность и высокие требования как к сварочным материалам, так и к профессиональному мастерству газосварщика.

В качестве горючего газа используют ацетилен, пропан-бутан и городской газ, сварку выполняют нормальным пламенем. В качестве присадочного материала применяют чугунные прутки по ГОСТ 2671—80, а также используют преимущественно кислые флюсы, состоящие из борсодержащих веществ.

22.3.5. Дефекты и их предотвращение

Холодные трещины — наиболее распространенный дефект. Одной из причин большой склонности соединений серого чугуна к образованию холодных трещин является наличие графита в металлической матрице. Графит играет роль надреза. Под действием растягивающих напряжений у вершин графитных пластинчатых включений создается перенапряжение, которое и может вызвать разрушение. У серого чугуна практически отсутствует запас пластичности, поэтому разрушение происходит хрупко, путем отрыва и в основном по графитовым включениям. Присутствие в чугуне цементита, ледебурита и мартенсита повышает хрупкость и способствует образованию трещин.

Стойкость наплавленного чугуна против образования холодных трещин зависит от степени графитизации в процессе его кристаллизации. С увеличением количества свободного углерода (графита) уменьшаются величина свободной линейной усадки наплавленного металла и сварочных напряжений, улучшается структура матрицы (больше графита) и повышается пластичность чугуна в целом. Росту степени графитизации способствует увеличение содержания С и предварительный подогрев свариваемого изделия.

Образования трещин в стальных валиках и однопроходных швах избежать невозможно. Меньше трещин получается при механизированной сварке стальной проволокой малого диаметра в защитном газе на низком режиме. Сварку выполняют небольшими участками, первый валик сразу перекрывают вторым для замедления охлаждения и отпуска закалочных структурных составляющих.

Поперечные трещины в основном металле встречаются чаще всего при сварке тонкостенных чугуновых отливок ($\delta = 5 \div 10$ мм). Прилегающая к шву достаточно широкая зона основного металла нагревается до температуры выше $550\text{—}600^\circ\text{C}$ и под влиянием сжимающих напряжений претерпевает пластическую деформацию. После выравнивания температуры шва и околошовной зоны при дальнейшем охлаждении соединения в этих зонах основного металла напряжения меняют знак и могут привести к разрушению. Опасность образования поперечных трещин в основном металле тем больше, чем тоньше чугун, чем больше в нем фосфидной эвтектики и чем больше грубого пластинчатого либо междендритного графита.

Продольные трещины в околошовной зоне при внешнем осмотре не обнаруживаются, но выявляются при испытании сварных соединений на герметичность. Они образуются только при сварке чугуна без предварительного подогрева. Различают отколы — трещины, проходящие по ЗТВ, и отрывы, возникающие в результате отслоения шва от основного металла. Образованию отколов способствует наличие хрупких составляющих в структуре металла околошовной зоны. Отрыв шва при сварке чугуна возникает, если основной элемент состава шва не образует с железом твердых растворов в широком диапазоне концентраций (например, Си) или дает интерметаллидные прослойки по границе (как Zn или Al). Вероятность образования отрывов увеличивается при сварке ферритных чугунов с грубыми включениями пластинчатого графита, которые препятствуют смачиванию сварочной ванной оплавленной поверхности основного металла. Образованию отрывов способствует дефект в виде цепочки мелких пор по границе сплавления что часто наблюдается при сварке чугуна высоконикелевыми сплавами.

Выполнение сварки с предварительным местным подогревом до температуры 150—250 °С, тщательная проковка участков шва, использование в качестве основного металла чугуна с мелким завихренным или компактным графитом, не окисленного и не пропитанного маслами в процессе эксплуатации, способствуют исключению продольных трещин в околошовной зоне.

Горячие трещины. Образованию трещин способствует наличие легкоплавких эвтектик, остающихся жидкими между затвердевшими кристаллами. С и S уменьшают стойкость швов против горячих трещин, особенно при сварке чугуна высоконикелевыми сплавами. Углерод создает несплошности, которые ослабляют формирующийся шов. Это проявляется сильнее, если включения графита имеют пластинчатую форму. При сварке чугуна никелем важно добиться, чтобы в структуре шва включения графита имели компактные формы, лучше всего шаровидную или точечную.

S не растворяется в Ni, но может образовывать с ним соединения, например сульфид никеля Ni₃S₂, который дает с Ni хрупкую эвтектику с температурой плавления 644 °С. При содержании S в Ni свыше 0,01 % в швах, как правило, появляются трещины. Снижение содержания серы в наплавленном металле и связывание ее в тугоплавкие соединения является важной задачей при разработке сварочных материалов для чугуна.

Предварительный подогрев изделия до 150—250 °С благоприятно сказывается на стойкости швов против горячих трещин, поскольку снижается темп нарастания деформации при кристаллизации шва. Проковка как технологический прием здесь неэффективна, так как трещины образуются гораздо раньше, чем может быть осуществлено деформирование металла шва.

Поры — серьезный дефект сварных соединений чугуна, особенно для деталей, работающих под давлением. Отдельные поры в чугуне, наплавленном при заварке крупных дефектов, не представляют опасности. Однако при значительной пораженности металла шва сварное соединение не может быть признано удовлетворительным.

Поры представляют собой не успевшие выделиться до затвердевания металла пузырьки H₂, N₂, водяного пара, оксида углерода. В наибольшей степени образованию пор в наплавленном чугуне способствуют N₂ и H₂ вследствие скачкообразного изменения их растворимости в период кристаллизации сварочной ванны.

Уменьшение пористости наплавленного чугуна достигают тщательной очисткой основного металла от ржавчины и органических загрязнений (борьба с водородом), связыванием водорода в соединения (HF, OH), нерастворимые в жидком металле. Благодаря способности N₂ образовывать стойкие нитриды титана, алюминия, циркония исключают его вредное влияние пу-

тем легирования сварочной ванны этими элементами. Чтобы предотвратить образование газовых пузырьков водяного пара и оксида углерода, сварочную ванну жидкого чугуна раскисляют Ti, Al, Si. Вероятность образования пор снижается с уменьшением скорости кристаллизации жидкого чугуна. Поэтому при больших объемах ванны, характерных для сварки с предварительным подогревом, успевает пройти дегазация и поры не образуются.

Глава 23. КОВКИЕ, ВЫСОКОПРОЧНЫЕ и ЛЕГИРОВАННЫЕ ЧУГУНЫ (Грецкий Ю. Я., Метлицкий В. А.)

23.1. Состав и свойства

23.1.1. Классификация по составу и свойствам

Ковкие чугуны (КЧ), которые получают в результате отжига белого чугуна, характеризуются повышенной прочностью, пластичностью и ударной вязкостью вследствие образования при отжиге хлопьевидного графита. Основные преимущества КЧ заключаются в однородности их свойств по сечению, практическом отсутствии напряжений в отливках, высоких механических свойствах и хорошей обрабатываемости.

Отличительной особенностью высокопрочных чугунов с шаровидным графитом (ЧШГ) являются еще более высокие прочностные свойства, обусловленные сферической формой графита, при которой в меньшей степени, чем при других формах графита, ослабляется рабочее сечение матрицы и гораздо ниже концентрация напряжений у графитовых включений.

Легированные чугуны обладают специальными свойствами, обеспечивающими длительную и надежную работу отливок в разнообразных условиях эксплуатации.

Ковкие чугуны (ГОСТ 1215—79) получают ферритными или перлитными. Содержание основных элементов в КЧ составляет, %: С 2,3—3,0; Si 0,9—1,6; Mn 0,3—0,6 (при ферритной матрице) и до 1,2 (при перлитной матрице). Снижение содержания углерода в указанных пределах увеличивает прочность КЧ благодаря уменьшению количества и размеров графита, а также улучшению его формы. Фосфора и серы в КЧ меньше, чем в сером чугуне.

Чугуны с шаровидным графитом (ГОСТ 7293—85) различают на ферритные, перлитно-ферритные, перлитные и бейнитные. Содержание основных элементов в ЧШГ составляет, %: С 3,2—3,8; Si 1,9—2,9 (в бейнитных — 3,4—3,6); Mn 0,4—0,9; Cr ≤ 0,1. Примеси достигают, %: S ≤ 0,02; P ≤ 0,1, т. е. значительно ниже, чем в сером чугуне. Содержание магния — сфероидизатора графита — колеблется от 0,03 до 0,08 %.

Легированные хромовые чугуны подразделяются на жаростойкие, коррозионноустойкие и износостойкие и содержат до 36 % Cr; с увеличением хрома содержание С, Si, Mn уменьшается. Никелевые имеют в своем составе до 21 % Ni, кремнистые — до 18 % Si, марганцевые — до 12 % Mn, высоколегированные алюминиевые — до 31 % Al. Практически все легированные чугуны могут иметь как пластинчатую, так и шаровидную форму графита.

23.1.2. Основные марки, структура и свойства

Ковкий чугун маркируют буквами КЧ и цифровыми обозначениями в зависимости от механических свойств. Первые две цифры соответствуют временному сопротивлению, вторые — относительному удлинению (ферритные — от КЧ 30-6 до КЧ 37-12, перлитные — от КЧ 45-6 до КЧ 63-2). Ферритные КЧ имеют более высокую пластичность, а высокая твердость перлитного чугуна обеспечивает лучшую стойкость против износа КЧ с зернистым перлитом используют для изготовления отливок, подверженных знакопеременным (в том числе, ударным) нагрузкам при эксплуатации [1].

Аналогично ковким маркируются высокопрочные *чугуны с шаровидным графитом*: ферритные (ВЧ 38-7 и ВЧ 42-12), перлитно-ферритные (ВЧ 45-5 и ВЧ 50-2), перлитные (от ВЧ 60-2 до ВЧ 80-3), бейнитные (ВЧ 100-4 и ВЧ 120-4). ЧШГ обладают комплексом ценных свойств, значительно превосходящих те же характеристики серого чугуна: износостойкостью, жаростойкостью, коррозионной стойкостью и др. Многие свойства дополнительно повышаются в результате рационального легирования и термической обработки [1].

Промежуточными по свойствам между КЧ и ЧШГ являются *чугуны с вермикулярным графитом*, обозначаемые ЧВГ.

Обозначение *легированных чугунов* разнообразное. Согласно ГОСТ 7769—82 и 11849—76 жаростойкие хромовые чугуны обозначают ЖЧХ, а коррозионностойкие — ЧХ, после чего ставят цифры, указывающие содержание Cr и других элементов (как при обозначении сталей, например, ИЧХ13Г3М). Пример обозначения никелевого чугуна: ЧН15Д7Х2. Если графит имеет шаровидную форму, добавляется буква Ш. Аналогично обозначение кремнистых чугунов, обладающих окалино-, росто- и коррозионностойкостью (ЖЧС5, ЖЧЮ7Х2, ЧС15М4); алюминиевых жаропрочных (ЖЧЮ7Х2) и марганцевых износостойких чугунов (ИЧХ4Г7Д).

Характерными структурными составляющими матрицы легированных чугунов являются: феррит, перлит, аустенит, карбиды. Условие образования аустенита в никелевом чугуне (содержащем 2,3—3,6 % С и до 2 % Si): $Ni + 2,5 Mn + Cu \geq 18$ [1].

23.2. Свариваемость чугунов

23.2.1. Склонность к образованию трещин

Склонность сварных соединений к образованию трещин в ЗТВ у ЧШГ значительно выше по сравнению с обычными серыми чугунами при одинаковых содержаниях С, Si и Mn. В то же время требование высокой прочности, предъявляемое к сварным соединениям ЧШГ, является одним из основных при изготовлении и ремонте деталей. Только выполнение сварки с высоким предварительным подогревом всей детали или местным, если позволяет конструкция, способствует исключению трещин, а получение наплавленного металла в виде ЧШГ дает полную равнопрочность сварных соединений с основным металлом.

Свариваемость легированных чугунов (в первую очередь, стойкость против образования трещин) ухудшается с ростом содержания легирующих элементов. Особенно свойственно это хромовым, кремнистым и марганцевым чугунам вследствие уве-

личения в их структуре количества карбидов Cr, Si, Mn. Исключения составляют чугуны с аустенитной основой: никелевые, марганцевые и более сложного состава, которые обладают удовлетворительной свариваемостью. С другой стороны, высоконикелевые чугуны, хорошо противостоящие появлению холодных трещин, склонны к образованию ГТ из-за эвтектик, образующихся в шве и ЗТВ сварного соединения.

23.2.2. Влияние химического состава и структуры

Термический цикл, которому подвергаются КЧ и ЧШГ в процессе сварки плавлением, ухудшает механические свойства основного металла в ЗТВ. Это происходит из-за наличия структурно-свободного углерода, который при высоких температурах интенсивно растворяется в аустенитной матрице. Вследствие протекающей диффузии углерода от хлопьевидных или шаровидных включений графита в аустенитную матрицу понижается температура плавления матрицы в приграничных микрообъемах и происходит ее расплавление в зонах вокруг графитных включений. В условиях последующего быстрого охлаждения эта фаза, обогащенная углеродом, затвердевает с образованием ледебурита. Присутствие в ЗТВ игл первичного цементита, ледебурита и мартенсита охрупчивает металл околошовной зоны и облегчает появление трещин [4].

Увеличение содержания углерода в КЧ и ЧШГ способствует более полной графитизации металла шва и ЗТВ, снижению твердости соединения и уменьшению опасности образования трещин.

Модифицирующие элементы (Mg, PЗМ, Y и др.), глобуляризирующие графитную фазу в ЧШГ, одновременно способствуют переохлаждению и кристаллизации с образованием цементита и ледебурита. Поскольку в условиях сварки это явление усиливается, всегда существует опасность образования оторочки вокруг шва, содержащей в структуре карбиды и мартенсит и вызывающей появление трещин [4].

Сера и фосфор снижают механические свойства сварных соединений из-за образования в металле шва участков, обогащенных сернистыми и фосфидными эвтектиками на основе железа. Содержание этих вредных примесей ограничено стандартами в КЧ, %: $S \leq 0,12-0,18$ и $P \leq 0,12-0,2$, а в ЧШГ, %; $S \leq 0,02$ и $P \leq 0,1$. Чистыми по этим элементам должны быть и компоненты электродных материалов.

Структура основы КЧ и ЧШГ оказывает меньшее влияние на свариваемость, чем химический состав. Чугуны с ферритной матрицей более стойкие против образования трещин, чем перлитные, благодаря запасу пластичности и вязкости, но уровень прочности сварных соединений у них ниже.

23.2.3. Способы сварки и свойства соединений

Дуговая сварка. Все специальные чугуны соединяют ручной дуговой сваркой с применением электродов со стержнем, однородным основному металлу. Так, например, прутки марки ПЧС-2 (стержень электрода ЭВЧ-2) для сварки ЧШГ содержит, %: С 3,0—3,8; Si 2,4—3,6; Mn 0,2—0,5; Y 0,1 ≤ 0,4; Ce 0,03—0,15; Ca 0,03—0,1; Cr ≤ 0,5; Ni ≤ 0,3; S ≤ 0,08; P ≤ 0,2 и обеспечивает получение шаровидного графита в металле шва [2]. В компонентах покрытий большое количество графитизаторов: С и Si. Сварку КЧ и ЧШГ производят с предварительным подогревом отливок и деталей до температуры 400—700 °С и замедленным охлаждением после сварки. Для низколегированных чугунов с пластинчатым графитом температура подогрева может быть значительно ниже.

При сварке без подогрева требуемое качество соединений достигают при использовании электродов на никелевой и железоникелевой основе: ОЗЧ-3, ОЗЧ-4, ОЗЖН-1. Металл шва (наплавленный металл) имеет аустенитную структуру с включениями междендритного графита. В зависимости от доли никеля структура шва, кроме аустенита, может содержать и продукты его распада, снижающие прочность и пластичность.

Механические свойства наплавленного металла при использовании электрода ОЗЖН-1 (со стержнем, содержащим 50 % Ni) близки к свойствам ЧШГ: $\delta_b = 400—600$ МПа; $\delta_t = 300—470$ МПа; $\delta = 6—13$ %; *HV* 180—200. Однако сварные соединения, выполненные железоникелевыми электродами, в состоянии после сварки имеют прочность на 20—40 % ниже прочности основного металла и при испытании на растяжение разрушаются хрупко. Улучшить механические свойства удастся только с помощью термической обработки. Для надежного исключения трещин по зоне сплавления при сварке ЧШГ и КЧ электродами ОЗЖН-1 применяют предварительный подогрев деталей до температуры 200—350 °С.

Электроды марки ЦЧ-4 со стальным стержнем и феррованадием в покрытии ограничено применяют для сварки КЧ и ЧШГ. Твердость наплавленного металла, который представляет собой ванадиевую сталь с мелкодисперсными карбидами V, позволяет вести механическую обработку, однако в ЗТВ при сварке без подогрева неизбежно образование ледебурита и мартенсита, что повышает ее твердость до *HV* 500—600. Возникает опасность образования трещин, соединение не обрабатывается режущим инструментом. Равнопрочность соединений основному металлу не достигается, поэтому часто для надежности сварку выполняют со стальными ввертышами. Медно-стальные электроды (ОЗЧ-2, ОЗЧ-6) и электроды для сварки конструкцион-

ных сталей применяют лишь для декоративной заварки мелких литейных дефектов.

Механизированная дуговая сварка наиболее перспективна для применения порошковых проволок. При сварке КЧ, ЧШГ и легированных чугунов с шаровидным графитом структура металла шва должна характеризоваться компактной или глобулярной формой графита, а также подобной матрицей, чтобы сохранить в соединении ценные свойства основного металла. Сфероидизации графитной фазы достигают введением в состав порошковых проволок Mg, Ca, Y, PЗМ. Так, проволока ПП-АНЧ-5 содержит комплекс модифицирующих элементов: Mg, Ca, PЗМ, которые вводят в шихту в виде лигатуры на основе кремния.

Сварку порошковой проволокой ПП-АНЧ-5 выполняют с предварительным нагревом отливок и деталей до температуры 400—600 °С. Диапазон режимов определяется скоростью подачи проволоки; при диаметре проволоки 3 мм он составляет: $I_{св} = 250—600$ А; $U_d = 25—40$ В; $v_{п.пр} = 80—350$ м/ч; ток — постоянный прямой полярности. Заваренные отливки, как правило, подвергают термической обработке. Сварные соединения равнопрочны ЧШГ ферритного (ВЧ 42-12) и перлитно-ферритного (ВЧ 45-5, ВЧ 50-2) класса [4].

Шихта порошковой проволоки ППВЧ-1 содержит модификаторы МР-1 или МР-2, изготовленные из иттрий содержащего сырья. Сварку можно осуществлять с перегревом сварочной ванны без опасности потери шаровидной формы графита в шве [2]. Порошковая проволока ППСВ-7 содержит большое количество силикокальция (Ca — глобуляризатор графита).

Автоматическую сварку ЧШГ низкоуглеродистой стальной проволокой производят под керамическим флюсом, содержащим Cr и Mn. Аустенитную структуру металла шва достигают при содержании в нем 20—26 % Mn и 9—12 % Cr. Кроме аустенита, в матрице есть небольшое количество феррита и мелкодисперсные карбиды, твердость составляет HRC 25—30. Прочность сварных соединений ферритного ЧШГ достигает 80—90 % прочности основного металла.

Сварку ЧШГ стальной проволокой осуществляют также с присадкой керамических стержней. Введение в их состав редкоземельных металлов обеспечивает получение в металле шва чугуна с шаровидным графитом и перлитной основой. Состав керамического стержня СКВЧ-1 для сварки ЧШГ % (по массе): графит 10—15; чугуновый порошок 5—15; карбид кремния 10—20; лигатура с PЗМ 5—10; алюмомагний порошок 8—12; криолит 12—22; альгинат натрия 1—3; плавиковый шпат — остальное.

Ремонтную сварку поврежденных деталей из КЧ, ЧШГ и легированных (особенно, никелевых) чугунов выполняют самозащитной проволокой сплошного сечения из сплава на основе

Ni. Проволока ПАНЧ-11 (ТУ 48-21-593—82) обеспечивает малое тепловложение в основной металл и неглубокое проплавление. Особенности сварки проволокой ПАНЧ-11 подробно отражены в п.22.2.2.

Проволоки на основе меди ограниченно применяют для сварки специальных чугунов, главным образом, для заварки мелких литейных дефектов.

Электрошлаковая сварка ЧШГ осложнена тем, что из-за длительного пребывания сварочной ванны в жидком состоянии трудно обеспечить стабильное получение в металле шва графита шаровидной формы. Для надежного модифицирования металла шва необходимо применять флюсы, содержащие элементы — глобуляризаторы графита. Другой путь — использование порошковых проволок, лент или присыпок с модификаторами.

Электрошлаковую технологию перспективно использовать для наплавки слоев чугуна с заданным составом и свойствами, в частности высокохромовых и высококремнистых чугунов. При этом достигают большой производительности процесса.

Газовую сварку ЧШГ осуществляют с присадкой прутков марки ПЧС-2. Используют ацетилен, пропан-бутан и другие горючие газы. Флюс ФПСН-1 можно применять при сварке любым газом. Техника сварки та же, что и для серого чугуна.

Контактную сварку применяют в производстве лито-сварных изделий из ЧШГ. Предварительный подогрев и последующая термообработка обеспечивают получение ферритно-перлитной структуры стыка без включений цементита. Предел прочности сварного соединения близок к прочности основного металла (ВЧ 45-5) и составляет 400—450 МПа. Контактной сварке хорошо поддаются КЧ и многие марки легированных чугунов.

Сварка трением. При компактной форме графита в чугуне удается получить соединения чугунных деталей между собой или со сталью. Для сварки КЧ с углеродистой сталью рекомендуется режим: частота вращения 3600 об/мин; давление на стадии нагрева 40—90 МПа; давление проковки 90 МПа, время нагрева 20—80 с. При давлении нагрева 70 МПа и времени нагрева 40 с получают соединение, равнопрочное чугуну.

23.2.4. Предупреждение пор и трещины

При сварке КЧ и ЧШГ с получением однородного металла шва основной мерой предотвращения холодных трещин является предварительный (иногда и сопутствующий) подогрев отливок или деталей и замедленное охлаждение после сварки. Температура подогрева варьируется в зависимости от марки чугуна, толщины стенки отливки, сложности выполняемых сварочных работ и составляет 300—700 °С. Резко возрастает опасность образования трещин, если сварку производят на отливках из

КЧ или ЧШГ до графитизирующего отжига при наличии свободных карбидов в структуре. Термическую обработку (отжиг или более сложную) желательно выполнить до и после проведения сварки.

Мерой повышения стойкости металла шва против образования горячих трещин является модифицирование его структуры. Так, проволока ПАНЧ-11 содержит в своем составе редкоземельные металлы, которые придают глобулярную форму неметаллическим включениям, нейтрализуют вредное действие серы.

Для исключения пор в высоконикелевых швах предупреждают попадание в них H_2 и O_2 . Действенными мерами являются: удаление, влаги, ржавчины, следов масла, краски со свариваемых деталей, максимальное снижение параметров режима $I_{св}$ U_d , сварка короткой дугой, применение защитных газов, подогрев до температуры 200—300 °С.

Раздел 6 ЛЕГКИЕ ЦВЕТНЫЕ МЕТАЛЛЫ И СПЛАВЫ

Глава 24. АЛЮМИНИЙ, МАГНИЙ И ИХ СПЛАВЫ (Арбузов Ю. П., Лукин В. И.)

24.1. Основные марки сплавов и их свойства

Все алюминиевые и магниевые сплавы разделяются на две большие группы: деформируемые и литейные. Среди деформируемых алюминиевых сплавов следует выделить сплавы, которые по своему назначению относятся к ковочным сплавам. Деформируемые алюминиевые и магниевые сплавы в свою очередь подразделяются на сплавы, не упрочняемые и сплавы упрочняемые термической обработкой (табл. 24.1). Большинство литейных сплавов относятся к группе сплавов, упрочняемой термической обработкой. Механические свойства различных полуфабрикатов представлены в табл. 24.2.

24.2. Свариваемость алюминиевых и магниевых сплавов

Свариваемость — совокупность определенных свойств материала, позволяющих при рациональном технологическом процессе получать качественные сварные соединения. Часто свариваемость оценивается сопоставлением свойств сварных соединений с аналогичными свойствами основного металла. Принято рассматривать склонность материала к образованию дефектов при сварке (трещин, пор, оксидных плен и другие дефекты), свойства при статических, повторно статических, высокочастотных и ударных нагрузках, коррозионную стойкость с учетом условий эксплуатации изделий.

МАРКИ. ХИМИЧЕСКИЙ СОСТАВ И СВАРИВАЕМОСТЬ АЛЮМИНИЕВЫХ И МАГНИЕВЫХ ДЕФОРМИРУЕМЫХ СПЛАВОВ.

Система	Марка сплава	Химический состав, % (по массе)	Свариваемость (сварка плавлением)			Рекомендуемые марки сварочной проволоки	Горючеломкость		
			без присадки	с присадкой, гр. А	с присадкой, гр. Б		крестовая проба, К, %	проба МВТУ, А, мм/мин	
Al	АД1	99,3 Al	СВ	СВ	СВ	СВА 97; СВ. А85	5,0	9,0	
	Al—Mn Al—Mg	АМц	1,3 Mn	СВ	СВ	—	СВ АМц	0,7	7,0
		АМг1	1,1 Mg	СВ	СВ	—	СВ. АМг1	12,0	6,0
		АМг2	2,2 Mg; 0,4 Mn	НС	НС	СВ	СВ. АМг3	12	6,0
		АМг3	3,6 Mg; 0,6 Si; 0,5 Mn	СВ	СВ	—	СВ. АМг3	8,0	8,0
		АМг4	4,3 Mg; 0,6 Mn; 0,06 Ti	СВ	СВ	СВ	СВ. АМг4	10	7,0
		АМг5	5,3 Mg; 0,6 Mn; 0,06 Ti	СВ	СВ	СВ	СВ. АМг5	10	7,0
АМг6	6,3 Mg; 0,6 Mn; 0,06 Ti	СВ	СВ	СВ	СВ. АМг6	8,0	8,0		
Al—Cu	Д20 1201	6,5 Cu; 0,6 Mn; 0,15 Ti; 6,3 Cu; 0,3 Mn; 0,06 Ti; 0,17 Zr; 0,1 V	СВ	СВ	—	Д20 СВ. 1201	15	6,0	
			СВ	СВ	—		5,0	10	
			НС	НС	СВ		12	6,0	
	01205	6,3 Cu; 0,6 Mn; 0,06 Ti; 0,11 Zr; 0,15 Cd	НС	НС	СВ	СВ. АК5 СВ. АК5 СВ. АК5	15 12 12	6,0 6,0 6,0	
			НС	НС	СВ				
			НС	НС	СВ				
			НС	НС	СВ				
	АВ	1,1 Mg; 1,0 Si; 0,7 Mn; 0,25 Cr 0,7 Mg; 0,3 Cu; 0,85 Si; 0,25 Mn	НС	НС	СВ	СВ. АК5	10	7,0	
			НС	НС	СВ				
			НС	НС	СВ				

А л ю м и н и е в ы е с п л а в ы

А. Термически неупрочняемые

Б. Термически упрочняемые

Продолжение табл. 24.1

Система	Марка сплава	Химический состав, % (по массе)	Свариваемость (сварка плавлением)			Рекомендуемые марки сварочной проволоки	Горючеломкость	
			без присадки	с присадкой, гр. А	с присадкой, садкой, гр. Б		крово-вая проба, К, %	проба МВТУ, А, мм/мин
Al—Zn—Mg	B92ц	4,4 Mg; 3,2 Zn; 0,8 Mn; 0,13 Zr; 0,14 Cr	св	св	нс	св. В92ц	12	6,0
	1915	1,1 Mg; 3,7 Zn; 0,4 Mn; 0,18 Zr	нс	нс	св	св. 1557	10	7,0
Al—Mg—Cu	ВАД1	2,5 Mg; 4,1 Cu; 0,6 Mn; 0,06 Ti; 0,15 Zr	св	св	нс	ВАД1	10	7,0
	Д1	0,6 Mg; 4,3 Cu; 0,6 Mn	нс	нс	нс	Д1	40	2,0
	Д16	1,5 Mg; 4,3 Cu; 0,6 Mn	нс	нс	нс	Д16	50	1,0
	Д19	2,0 Mg; 4,0 Cu; 0,75 Mn	нс	нс	нс	Д19	45	2,0
Al—Mg—Cu—Zn	B95	2,3 Mg; 1,7 Cu; 6,0 Zn; 0,4 Mn; 0,18 Cr	нс	нс	нс	B95	50	1,0
	B96	2,6 Mg; 2,3 Cu; 8,5 Zn	нс	нс	нс	B96	60	1,0
Al—Mg—Si—Cu	AK6	0,6 Mg; 2,2 Cu; 0,9 Si; 0,6 Mn	нс	нс	нс	AK6	45	—
	AK8	0,6 Mg; 4,3 Cu; 0,9 Si; 0,7 Mn	нс	нс	нс	AK8	50	—
Al—Mg—Cu—Fe—Si	AK4	1,6 Mg; 2,2 Cu; 1,2 e; 1,3 Ni	нс	нс	нс	AK4	60	—
	AK4-1	1,6 Mg; 2,2 Cu; 1,2 e; 1,2 Ni	нс	нс	нс	AK4	65	—

Система	Марка сплава	Химический состав, % (по массе)	Свариваемость (сварка плавлением)			Рекомендуемые марки сварочной проволоки	Горючеломкость	
			без присадки	с присадкой, гр. А	с присадкой, гр. Б		крестовая проба, К, %	проба МВТУ, А, мм/мин
Mg—Mn	МА1	1,9 Мп	св	св	нс	МА1	10	—
	МА8	1,9 Мп; 0,25 Се	нс	нс	св	МА2-1	20	—
Mg—Zn	МА20 (ВМД8)	1,25 Zn; 0,2 Се; 0,09 Zr	нс	нс	св	МА20-1	10	—
	МА2	3,5 Al; 0,5 Zn; 0,3 Мп	нс	нс	св	МА2-1	15	—
Mg—Al—Zn	МА2-1	4,4 Al; 1,1 Zn; 0,4 Мп	св	св	нс	МА2-1	20	—
Mg—Zn—Cd—La	МА15 (ВМД3)	1,6 Cd; 3,0 Zn; 0,9 La; 0,7 Zr	нс	нс	нс	МА15	30	—
	МА19 (ВМД6)	0,6 Cd; 6,2 Zn; 1,7 Nd; 0,7 Zr	нс	нс	нс	МА19	>30	—
Mg—Zn	МА14 (ВМ65-1)	5,5 Zn; 0,6 Zr	нс	нс	нс	МА14	>40	—
	МА12	3,0 Nd; 0,6 Zr	св	св	нс	МА12	15	—
Mg—Al—Zn	МА5	8,5 Al; 0,5 Zn; 0,3 Мп	св	св	нс	МА5	20	—
Mg—Mn—Nd	МА11	3,0 Nd; 2,0 Мп; 0,2 Ni	нс	нс	нс	МА11	>40	—

Магние в ы е с п л а в ы

А. Термические упрочняемые

Б. Термические упрочняемые

Примечания: 1. св — сплав свариваемый; нс — сплав трудносвариваемый; 2. «Гр. А» — проволока химического состава основного металла, «гр. Б» — проволока химического состава не идентична с основным металлом, 3. при контактной сварке (точечной, роликовой) все сплавы относятся к сплавам свариваемым (св.).

МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ПОЛУФАБРИКАТОВ АЛЮМИНИЕВЫХ И МАГНИЕВЫХ СПЛАВОВ

Сплав	Состояние	Лист S = 2 мм		Лист S = 10 мм		Плита S = 20 мм		Профиль			Поковка m = 30—100 кг		
		$\sigma_{в'}$ МПа	$\sigma_{0,2'}$ МПа	$\delta, \%$	$\sigma_{в'}$ МПа	$\sigma_{0,2'}$ МПа	$\delta, \%$	$\sigma_{в'}$ МПа	$\sigma_{0,2'}$ МПа	$\delta, \%$	$\sigma_{в'}$ МПа	$\sigma_{0,2'}$ МПа	$\delta, \%$
АДЮ	М	80	3,5	35	80	—	—	—	—	—	—	—	
АД1	Н	150	100	6	150	—	—	—	—	—	—	—	
АМц	М	120	60	40	110	—	—	—	—	—	—	—	
	П	170	130	25	170	120	—	—	—	—	—	—	
	Н	220	180	5	220	—	—	—	—	—	—	—	
АМг1	М	120	65	25	—	—	—	—	—	—	—	—	
	Н	200	180	6	—	—	—	—	—	—	—	—	
АМг2	М	190	80	25	170	—	—	—	—	—	—	—	
	Н	270	220	4	220	—	—	—	—	—	—	—	
АМг3	М	220	100	25	190	—	—	—	—	—	—	—	
	П	250	200	7	—	—	—	—	—	—	—	—	
АМг4	М	280	140	20	260	—	—	—	—	—	—	—	
	Н	340	160	12	—	—	—	—	—	—	—	—	
АМг5	М	300	150	20	280	—	—	—	—	—	—	—	
	Н	—	—	—	340	170	—	—	—	—	—	—	
АМг6	М	340	170	20	320	160	—	—	—	—	—	—	
	Н	400	300	9	—	—	—	—	—	—	—	—	
Д20	Т1	400	300	10	380	280	—	—	—	—	—	—	
1201	Т1	430	320	60	400	300	—	—	—	—	—	—	
	Т1Н	450	350	55	420	340	—	—	—	—	—	—	
01205	Т1	440	350	9	420	330	—	—	—	—	—	—	
Д21	Т1	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	
АД31	Т	170	80	22	170	—	—	—	—	—	—	—	
	Т1	240	190	11	240	—	—	—	—	—	—	—	

Алюминиевые сплавы

Продолжение табл. 24.2

Сплав	Состояние	Лист S = 2 мм			Лист S = 10 мм			Плита S = 20 мм			Профиль			Поковка m = 80—100 кг		
		$\sigma_{в'}$ МПа	$\sigma_{0.2'}$ МПа	$\delta, \%$	$\sigma_{в'}$ МПа	$\sigma_{0.2'}$ МПа	$\delta, \%$	$\sigma_{в'}$ МПа	$\sigma_{0.2'}$ МПа	$\delta, \%$	$\sigma_{в'}$ МПа	$\sigma_{0.2'}$ МПа	$\delta, \%$	$\sigma_{в'}$ МПа	$\sigma_{0.2'}$ МПа	$\delta, \%$
АД33	Т	250	110	19	250	110	19	—	—	—	180	110	15	—	—	—
	Т1	310	260	14	310	260	14	290	270	10	290	260	12	270	20	8
АД35	Т	240	140	18	240	140	18	270	200	13	270	200	13	—	—	—
	Т1	320	250	12	320	250	12	330	300	10	330	300	10	330	300	10
АВ	Т	250	160	23	250	160	23	—	—	—	180	—	14	—	—	—
	Т1	320	270	13	320	270	13	330	290	13	335	295	12	300	260	10
В92ц	Т	400	250	15	400	250	15	420	280	12	440	320	10	420	280	10
	Т1	420	300	12	420	300	12	—	—	—	470	360	8	430	300	8
1915	Т	350	220	17	350	220	17	—	—	—	370	250	11	350	220	14
	Т1	380	300	10	380	300	10	420	260	14	400	320	10	370	290	12
ВАД1	Т	420	290	8	440	340	7	420	270	7	430	310	10	—	—	—
	Т1	430	300	7	450	360	6	—	—	—	—	—	—	410	290	7
Д1	Т	370	200	15	380	200	15	380	220	11	380	230	12	360	180	6
Д16	Т	420	280	13	440	280	10	420	280	6	430	310	15	—	—	—
	Т1	465	355	12	465	360	8	—	—	—	445	370	11	—	—	—
Д19	Т1	430	280	12	435	280	10	—	—	—	—	—	—	—	—	—
В95	Т1	520	440	14	—	—	—	—	—	—	600	550	8	610	550	10
В96	Т1	—	—	—	—	—	—	—	—	—	680	640	7	—	—	—

В табл. 24.1 приведена оценка свариваемости сплавов при сварке их плавлением (дуговая сварка неплавящимся электродом в среде инертных газов) и контактной сварке (точечная и роликовая). Выбор марки сварочной проволоки при сварке, прихватке и подварке сплавов осуществляется в соответствии с рекомендациями, представленными в табл. 24.1.

24.2.1. Дефекты в сварном соединении

При дуговой сварке алюминиевых сплавов в среде инертных газов встречаются различные дефекты: газовая пористость (~48%), оксидные пленки (~32%), вольфрамовые включения (~12%), трещины, несплавления и смещение кромок и др.

Кристаллизационные (горячие) трещины, окисные пленки, непровар, несплавление, обнаруженные в сварном соединении,

ТАБЛИЦА 24.3

СВАРОЧНЫЕ ДЕФЕКТЫ (ПОРЫ, ВОЛЬФРАМОВЫЕ ВКЛЮЧЕНИЯ И ДР.).
ДОПУСТИМЫЕ БЕЗ ИСПРАВЛЕНИЯ

Толщина свариваемого материала S , мм	I		II		I		II		I		II		I		II	
	единичные дефекты		Скопление мелких дефектов (на площади 1 см^2 при протяженности не более 20 мм)						цепочка мелких дефектов							
	диаметр D_1 , мм, не более		диаметр дефекта d_1 , мм, не более		расстояние между дефектами l_1 , мм, не менее		Количество дефектов n , мм, не более		диаметр дефекта d_2 , мм, не более		расстояние между дефектами l_2 , мм, не менее		суммарная протяженность дефекта ΣL , мм, не более			
До 3	0,4S	0,5S	0,2S	0,25S	2,5	2,0	6	8	0,1S	0,15S	3	2	15	20		
3—6	1,5	1,7	0,6	0,7	3,0	2,5			0,4	0,6						
6—10	1,8	2,0	0,8	1,0	4,0	3,0	10	1,5	0,7	0,8	4	3	20	25		
Свыше 10	2,5	3,0	1,0	1,2	5,0	4,0			0,9	1,0						

Примечания: 1. независимо от толщины свариваемого материала допускается единичный дефект на 100 мм шва в количестве 3 шт. (I категория) и 5 шт. (II категория); 2. скопление мелких дефектов: для I категории 100 мм шва — 2 участка; для II категории на 100 мм шва — 3 участка; 3. цепочка мелких дефектов: для I категории на 100 мм шва — 1 шт.; для II категории на 100 мм шва — 2 шт.

подлежат обязательному устранению. Что касается пор, вольфрамовых включений, раковин и других дефектов, то они допускаются без исправления конструкции в определенном количестве и объеме. Дефекты, выходящие по размерам и количеству из нормы, приведенные в табл. 24.3, 24.4, подлежат исправлению методом подварки. Суммарная длина дефектных участков, подлежащих подварке, не должна превышать 20 % длины шва (но не более 300 мм) для сварных соединений I категории и для II категории — 30 % (но не более 400 мм). Длина единичного дефектного участка не должна превышать 60 мм при расстоянии между ними не менее 100 мм (I категория) и 80 мм (II категория).

24.2.2. Сопротивляемость ГТ

При сварке сплавов Al—Mg, Al—Cu, Al—Zn и Al—Si установлена повышенная склонность к трещинообразованию на сплавах с максимальным эффективным интервалом кристаллизации. Металлургические способы уменьшения склонности к трещинам заключаются во введении в основной металл и сварочную проволоку отдельных химических элементов, которые, изменяя эффективный интервал кристаллизации и пластичность металла в твердо-жидком состоянии, оказывают влияние не только на величину горячеломкости металла при сварке, но и позволяют за счет смещения неравновесного солидуса по отношению к равновесному перенести трещину из опасной зоны (зоны сплавления) в наплавленный металл.

Технологические мероприятия по уменьшению трещин в сварном соединении находятся во взаимосвязи с темпом деформации в температурном интервале хрупкости, а также с наличием концентратора напряжений.

Во избежание образования кристаллизационных трещин следует обратить внимание на жесткость стыкуемых деталей. При сварке деталей с резким перепадом толщины необходимо предусматривать со стороны точеных деталей (фланец, шпангоут и др.) полку, длина которой должна составлять $2S$ (S — толщина стыкуемых деталей в зоне сварки), но не менее 30 мм. Для уменьшения жесткости свариваемых деталей из тонколистового материала ($S < 2$ мм) рекомендуется зиговка заготовок.

В зависимости от толщины материала при сварке врезных фланцев на цилиндрических и сферических поверхностях устанавливается минимально допустимый диаметр. Так, для материалов толщиной до 2 мм — диаметр не менее 60 мм, при толщине до 6 мм — не менее 120 мм и т. д. Наблюдаются трещины при сварке в зоне термического влияния, если шероховатость поверхностей свариваемых элементов составляет $R_z > 40$ мкм.

СВАРОЧНЫЕ ДЕФЕКТЫ (ПОДРЕЗЫ, СМЕЩЕНИЕ)

Толщина свариваемого материала, мм	Категория свароч							
	I	II	I	II	I	II	I	II
	подрез в зоне сплавления со стороны усиления шва							
	глубина h_1 , не более		длиной L , не более		расстоянием между ними l , не менее		суммарной протяженностью ΣL , не более	
мм								
До 3	0,04S	0,1S						
3—6		0,3	50	80	80	50	0,1L _{III}	0,15L _{III}
6—10	0,25	0,35	—	—	—	—		
Свыше 10								

При выполнении соединения в «отбортовку» на сплавах с $\sigma_B > 250$ МПа (АМг5, АМг6, Д20 и др.) очень часто на практике в районегиба наблюдаются микронадрывы, которые являются очагом образования трещины при сварке. Следует избегать соединения «по кромке», так как в них возможно появление несплавления и трещин в корне шва из-за наличия оксидной пленки на поверхности металла. При изготовлении изделий со швами различной протяженности рекомендуется в первую очередь выполнять швы большой протяженности и швы максимального сечения, а затем короткие швы.

24.2.3. Оксидные пленки

Высокая химическая активность Al, Mg и их сплавом с кислородом приводит к образованию на поверхности металла оксидов (Al_2O_3 , MgO). Толщина пленки при комнатной температуре увеличивается во времени. Оксидные пленки относятся к группе плотных пленок (Al_2O_3 , $\gamma = 4,00$; MgO, $\gamma = 3,65$), которые предохраняют металл от дальнейшего окисления и взаимодействия его с окружающей средой. На поверхности двойных сплавов алюминия с элементами меди, марганца, кремния, железа, цинка образуется оксидная пленка, по структуре аналогичная пленке на чистом алюминии.

По данным А. В. Курдюмова, при содержании в сплаве $Mg < 0,02\%$ в оксидной пленке обнаруживается шпинель $MgAl_2O_4$ и $\gamma-Al_2O_3$, при $0,01-0,1\%$ Mg оксидная пленка состоит из $MgAl_2O_4$ и MgO. В оксидной пленке преобладает MgO при содержании магния в алюминиевых сплавах $> 1\%$. Обра-

КРОМОК) ДОПУСТИМЫЕ БЕЗ ИСПРАВЛЕНИЯ

ных соединений							
I	II	I	II	I	II	I	II
смещение свариваемых кромок							
на всей длине		местное					
по высоте H_1 , не более		по высоте H , не более		длиной L не более		суммарной протя- женностью ΣL , не более	
мм							
0,1S	0,15S	0,2S	0,3S	0,1L _{III} (<200)	0,15L _{III} (<250)	0,15L _{III}	0,2L _{III}
0,1S (<1,5)	0,15S <2,0	2,0	3,0				

зованием рыхлой оксидной пленки MgO на поверхности магниевых и магниевых сплавов объясняется их повышенная склонность к образованию пористости при сварке. Введение малых добавок бериллия в сплавы системы Al—Mg снижает окисляемость в десятки раз.

Наличие на поверхности металла тугоплавкой пленки ($T_{пл}^{Al_2O_3} = 2050^\circ C$; $T_{пл}^{MgO} = 2800^\circ C$) с высоким электросопротивлением оказывает отрицательное влияние на стабильность протекания процесса сварки. Оксидная пленка не плавится и не растворяется в жидком металле сварочной ванны. К этому следует добавить, что оксидная пленка активно адсорбирует влагу. При нагреве происходит диссоциация пара с выделением водорода — основного источника пор в сварных швах.

В связи с этим для обеспечения формирования наплавленного металла при сварке необходимо разрушить оксидную пленку. Это достигается за счет катодного распыления при горении сварочной дуги в среде аргона (переменный ток, постоянный ток на обратной полярности) или за счет высокой концентрации тепла при сварке в гелии на постоянном токе прямой полярности.

24.2.4. Газовая пористость

Многолетняя статистика брака сварных конструкций позволяет установить, что одним из основных дефектов (~48 %) при сварке алюминиевых и магниевых сплавов является газовая пористость.

Исследования взаимодействия Al и Mg с различными газами показали, что наибольшую растворимость в них имеет водород. Так, анализ газов в Al при температуре 1200 °C показал следующее соотношение: 78 % H, 12 % CO, 4 % CO₂, 6 % N. В твердом алюминии водород практически нерастворим ($S_{\text{ТВ}}^{\text{H}_2} = 0,036 \text{ см}^3/100 \text{ г}$). Заметная растворимость наблюдается лишь с увеличением температуры до 660 °C и выше ($S_{\text{Ж}}^{\text{H}_2} = 0,69 \text{ см}^3/100 \text{ г}$) и находится в зависимости от времени выдержки и давления газа над расплавом. Значительно увеличивается растворимость водорода у магния в жидком и в твердом состояниях ($S_{\text{Ж}}^{\text{H}_2} = 51 \text{ см}^3/100 \text{ г}$ и $S_{\text{ТВ}}^{\text{H}_2} = 19 \text{ см}^3/100 \text{ г}$). Растворимость водорода в алюминии снижается при введении Cu, Si и Sn, тогда как присадка Mn, Ni, Mg, Fe, Cr, Zr, Th и Ti, наоборот, ее повышает.

Причиной образования пористости в сварных швах из алюминиевых и магниевых сплавов является водород. К основным источникам появления водорода при сварке в среде инертных газов следует отнести: влажность защитной инертной среды, загазованность основного и присадочного металла, а также присутствие влаги на поверхности свариваемого материала. При этом основной объем газа (около 60 %) приходится на поверхность металла сварочной проволоки.

Основные направления в разработке средств повышения плотности сварного соединения предполагают:

а) химическую, тепловую и механическую обработку поверхности (химическое травление, прогрев проволоки в аргоне, $T = 250\text{—}300 \text{ °C}$, шабрение кромок $R_z < 40 \text{ мкм}$);

б) соблюдение нормативной длительности хранения материала перед сваркой (основной металл после шабрения $< 3 \text{ ч}$; сварочной проволоки после химического травления $< 8 \text{ ч}$);

в) обеспечение культуры производства (влажность 75—85 %, запыленность IV класс чистоты, температуры 18—20 °C);

г) уменьшение доли участия поверхности сварочной проволоки при формировании наплавленного металла (увеличение диаметра сварочной проволоки с 1,5 до 3 мм; освоение формы разделки кромок под сварку C1, C3 вместо C5 и C6, уменьшение числа проходов при выполнении сварочного соединения);

д) эффективное воздействие на условие кристаллизации жидкого металла сварочной ванны (скорость всплывания газового пузырька должна превышать скорость кристаллизации, чему способствуют подогрев, погонная энергия дуги, дополнительные источники тепла: двухдуговая, трехфазная сварка и т. д.);

е) механическое воздействие на жидкий металл сварочной ванны (обработка УЗК при сварке, магнитное перемешивание и др.).

24.2.5. Вольфрамовые включения

Сварку Al, Mg и их сплавов производят, как правило, неплавящимся (вольфрамовым) электродом в атмосфере инертного газа. Высокая температура плазмы электрической дуги, достигающая 6000—10 000 К, и высокая плотность тока ($\sim 10^4$ — 10^6 А/см²) создают значительные тепловые нагрузки на электрод, работающий в условиях дугового разряда. Снижение дефектности по вольфрамовым включениям в сварном соединении возможно путем повышения эрозионной стойкости вольфрама за счет введения оксидов (оксид лантана или оксид иттрия и др.). Стойкость к токовым нагрузкам вольфрама марки ВЧ меньше, чем у других марок (ВЛ, СВИ, ВИ). Более долговечен в эксплуатации за счет высокой эмиссионной способности вольфрам с оксидом лантана (ВЛ) или оксидом иттрия (ВИ-20, ВИ-30, СВИ-1). Этот вольфрам поддерживает более высокую устойчивость дугового разряда.

Оптимизации технологии сварки способствует уменьшению тепловой перегрузки электрода со стабильной защитой W от воздействия окружающей среды. Для уменьшения перегрева W регламентируется продолжительность выполнения сварки. Следует избегать коротких замыканий электрода при сварке, обратив особое внимание на условия выполнения сварного соединения (труднодоступные места, сварка в пространственном положении и т. д.).

Наибольшая стойкость W при сварке на постоянном токе прямой полярности, меньшая — при переменном токе, минимальная — при постоянном токе обратной полярности. Оптимальный расход газа обеспечивает стабильный процесс горения дуги и хорошую защиту W от воздействия окружающего воздуха, а тем самым повышается стойкость W и уменьшается дефектность в сварных соединениях.

24.3. Технология сварки и свойства сварных соединений

24.3.1. Особенности технологии сварки

Наибольшее распространение при изготовлении сварных конструкций из легких цветных сплавов получила дуговая сварка в среде инертных газов.

Особенности сварки алюминиевых и магниевых сплавов определяют повышенные требования к ее технологии. Первостепенное значение приобретает культура производства. В сборочно-сварочных цехах не допускается выполнение работ, связанных с интенсивным образованием пыли и дыма (газовая резка, электродуговая сварка, зачистка абразивными кругами и т. п.). Сварка алюминиевых и магниевых сплавов производится в чистых помещениях, чистота которых достигается их отделкой,

ХАРАКТЕРИСТИКА КАТЕГОРИЙ ОТВЕТСТ

Категория сварных соединений	Назначение сварного узла	Контроль сварного узла		Автоматизация, %		Квалификация рабочих (разряд)	
		способ контроля	объем, %	автоматическая сварка	ручная сварка	сварщик	слесарь-сборщик
I	Особо ответственное	Рентген + ультразвук	100 выборочно	100	0	VI	V
II	Ответственное	Рентген	100	80	20	V	IV
III	Не ответственное	Визуально	100	0	100	IV	III

тщательной уборкой. Все подгоночные и сварочные работы выполняются в чистой специальной одежде и в сухих чистых хлопчатобумажных перчатках. Сварные изделия изготавливают в цехах с относительной влажностью воздуха не более 70 %, в районах повышенной влажности не более 80 %. При этом цеховая температура поддерживается для холодного периода в пределах $+18 \pm 2$ °С и теплого $+20 \pm 2$ °С.

Наиболее целесообразным, с точки зрения качества сварных швов, является химический способ обработки поверхности основного металла и проволоки. После химического травления допустимая продолжительность хранения заготовок перед механической зачисткой свариваемых поверхностей составляет не более 120 ч (I и II категории сварных соединений) и 200 ч для соединения III категории.

Детали, прошедшие механическую обработку (шабер, фреза, щетка и др.), поступают на сварку не позднее 3 ч (I категория), 5 ч (II категория) и не более 8 ч для сварных соединений III категории. Срок хранения проволоки после химического травления не более 8 ч. При хранении проволоки в герметичной упаковке (под вакуумом, в среде инертных газов), ее срок хранения возрастает до 72 ч.

При отработке технологического процесса сварки конкретного узла необходимо уделять внимание точности сборки заготовок под сварку и возможности применения сборочно-сварочной оснастки.

ВЕННОСТИ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ

Дефектность сварного соединения				Культура производства			Повторные нагревы (подварки)
трещины	оксидные пленки	поры	вольфрамовые включения	запыленность (класс чистоты)	влажность, %	температура $T, ^\circ\text{C}$	
Не допускается	Не допускается	Допускается Табл. 24.3	Допускаются Табл. 24.3	VI	70—80	18—20	До 2 раз
				V	80—90	16—24	До 3 раз
				—	90	16—24	—

24.3.2. Механические свойства сварных соединений

Исходя из условий работоспособности, надежности в процессе эксплуатации сварной конструкции разработчик изделия определяет категорию ответственности сварного соединения: I — особо ответственная, II — ответственная и III — неответственная (табл. 24.5).

При оценке степени ответственности сварного элемента следует принимать во внимание, что в конструкциях со сварными соединениями в наплавленном металле швов могут возникать напряжения двух родов — рабочие и связующие. В связи с этим, к I и II категории сварных соединений следует относить сварные соединения, в которых действуют рабочие напряжения, III категория сварных соединений распространяется на сварные соединения со связующими напряжениями.

Временное сопротивление стыкового сварного соединения с усилением зависит от способа сварки, толщины свариваемого материала и определяется коэффициентом разупрочнения сваркой основного металла (табл. 24.6).

Наряду с оценкой горячеломкости при сварке для общей оценки свариваемости необходимо располагать данными по работоспособности сварных соединений по отношению к основным металлам при статическом растяжении, повторно статическом и усталостном нагружениях (табл. 24.7, 24.8).

КОЭФФИЦИЕНТ РАЗУПРОЧНЕНИЯ ($\eta_{\sigma} = \sigma'_B / \sigma_B$)
ОСНОВНОГО МЕТАЛЛА

Состояние материала до и после сварки	Категория сварного соединения	Ручная дуговая сварка неплавящимся электродом для толщин, мм			Автоматическая дуговая сварка неплавящимся электродом для толщин, мм		
		≤3	3—10	≥10	≤3	3—10	≥10

Термически неупрочняемые сплавы

Отжиг + сварка	I	0,9	0,85	0,8	0,9	0,9	0,85
	II	0,85	0,8	0,75	0,9	0,85	0,80
	III	0,70	0,6	0,5	0,8	0,7	0,6

Термически упрочняемые сплавы

Закалка + искусственное старение + сварка	I	0,6	0,55	0,5	0,65	0,6	0,55
	II	0,55	0,5	0,45	0,6	0,55	0,5
	III	0,5	0,45	0,4	0,55	0,5	0,45
Закалка + сварка + искусственное старение	I	0,7	0,65	0,6	0,75	0,7	0,65
	II	0,65	0,6	0,55	0,7	0,65	0,6
	III	0,6	0,5	0,45	0,65	0,6	0,5

Примечание: 1. Сплавы термически неупрочняемые σ'_B — временное сопротивление разрыву основного металла в отожженном состоянии. 2. Сплавы, термически упрочняемые σ_B — временное сопротивление разрыву основного металла в исходном состоянии закаленного и искусственно состаренные).

Одним из мероприятий по обеспечению равнопрочности (при сохранении пластических характеристик) сварного соединения при сварке сплавов в нагартованном или термически обработанном состоянии является утолщение кромок в зоне сварки, полученное механическим способом обработки или химическим фрезерованием. Что касается толщины зоны утолщения кромок стыкуемых деталей, то она определяется расчетным путем, исходя из условий равнопрочности сварного соединения с основным металлом. Одним из основных рычагов повышения механических свойств сварных соединений является проковка, прокатка роликами сварного соединения в холодном или теплом состоянии. Вышеуказанные технологические операции подлежат всесторонней проверке с целью определения их влияния на пластичность и коррозионную стойкость сварных соединений.

При сварке сплавов термически упрочняемых возможно поднять прочность сварного соединения до уровня основного металла последующей (после сварки) термообработкой сварного узла (закалка + искусственное старение). При сварке термически упрочняемых сплавов искусственное старение сварных соединений повышает предел выносливости на 15—20 МПа (табл. 24.8).

ОЦЕНКА РАБОТОСПОСОБНОСТИ И ПЛАСТИЧНОСТИ СВАРНОГО
СОЕДИНЕНИЯ, АРГОНОДУГОВАЯ СВАРКА НЕПЛАВЯЩИМСЯ
ЭЛЕКТРОДОМ (ЛИСТ ТОЛЩИНОЙ 2 ММ)

Сплав	Проволока	Состояние	Работоспособность			Технологи- ческая пластичность η_{α}
			η_{σ}	$\eta_{R'}$	η_R	

Алюминиевые сплавы

АД0	св. А97	М+св	1,00	—	0,85	1,0
АД1	св. А5	М+св	0,95	—	0,85	1,0
АМц	св. АМц	М+св	0,9	0,75	0,9	1,0
АМг1	АМг1	М+св	0,9	—	—	1,0
АМг2	св. АМг3	М+св	0,95	0,9	0,7	1,0
АМг3	св. АМг3	М+св	0,9	0,85	0,5	0,9
АМг4	св. АМг4	М+св	0,9	0,75	0,75	0,9
АМг5	св. АМг5	М+св	0,9	0,8	0,6	0,85
АМг6	св. АМг6	М+св	0,9	0,8	0,45	0,75
Д20	Д20	Т1+св	0,7	0,85	0,75	0,75
1201	св. 1201	Т1+св	0,7	0,8	0,7	1,15
1205	св. 1201	Т1+св	0,65	—	—	0,75
АД31	св. АК5	Т1+св	0,8	—	—	0,5
АД33	св. АК5	Т1+св	0,75	0,7	0,5	0,65
АД35	св. АК5	Т1+св	0,75	—	—	0,7
АВ	св. АК5	Т1+св	0,7	—	—	0,65
В92	В92ц	Т1+св	0,85	0,65	0,6	0,9
1915	св. 1557	Т1+св	0,85	0,65	0,6	1,2
ВАД1	ВАД1	Т1+св	0,8	0,65	0,7	0,7

Магниеые сплавы

МА1	МА1	М+св	0,8	—	—	0,9
МА8	МА2-1	М+св	0,7	—	—	1,7
МА20	МА20-1	М+св	0,9	—	—	0,8
МА2	МА2-1	М+св	0,8	—	—	1,1
МА2-1	МА2-1	М+св	0,8	—	—	1,1
МА15	МА15	М+св	0,8	—	—	1,2
МА12	МА12	Т1+св	0,7	—	—	1,1
МА5	МА5	Т3+св	0,9	—	—	1,2

Примечания: 1. $\eta_{\sigma} = \sigma'_B / \sigma_B$ — коэффициент работоспособности сварного соединения при растяжении; 2. $\eta_{R'} = \sigma'_{R'} / \sigma_R$ — коэффициент работоспособности сварного соединения при повторно-статическом нагружении: $N = 20 \cdot 10^8$ циклов; $n = 0,07 + 0,16$ Гц; 3. $\eta_R = \sigma'_R / \sigma_R$ — коэффициент работоспособности сварного соединения при усталостном нагружении: $N = 5 \cdot 10^7$ циклов при $n = 47$ Гц; 4. $\eta_{\alpha} = \alpha' / \alpha$ — коэффициент технологической пластичности сварного соединения при изгибе.

ЭКСПЛУАТАЦИОННЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ ОСНОВНОГО МЕТАЛЛА И СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ

Сплав	Проволока	Т, °С, испытаний					σ _в , МПа			Сварочные напряжения и деформации			Общая коррозионная стойкость	Склонность к межкристаллитной коррозии	Склонность к коррозионному растрескиванию		
		+20		-196	+100	+200	+300	σ _{max} , МПа	ε прод., · 10 ⁴ %	Δ _{полн.} , мм							
		предел прочности σ _Р , МПа	предел выносливости σ _Р , МПа	предел выносливости σ _Р , МПа	предел выносливости σ _Р , МПа	предел выносливости σ _Р , МПа											
Алюминиевые сплавы																	
АД1	свА5	80	180	40	170	65	37	20	—	—	—	—	—	—	—	—	—
АМц	свАМц	80	180	35	160	60	35	20	—	—	—	—	—	—	—	—	—
АМГ1	свАМГ1	120	180	60	210	95	70	45	105	70	60	4,4	0,43	—	—	—	—
АМГ2	свАМГ3	110	180	55	170	95	70	40	80	70	—	—	—	—	—	—	—
АМГ3	свАМГ3	120	180	—	220	100	80	50	—	—	—	—	—	—	—	—	—
АМГ4	свАМГ4	110	180	—	200	100	80	48	—	—	—	—	—	—	—	—	—
АМГ5	свАМГ5	190	180	70	300	180	130	65	210	130	30	3,2	0,55	—	—	—	—
		180	180	50	240	160	120	60	180	120	—	—	—	—	—	—	—
		220	180	100	320	210	150	70	200	150	35	1,8	0,6	—	—	—	—
		200	160	50	260	180	140	65	170	140	—	—	—	—	—	—	—
		280	160	110	380	260	170	90	260	170	55	5,2	0,54	—	—	—	—
		260	140	80	310	240	160	80	200	160	—	—	—	—	—	—	—
		300	140	120	420	270	180	110	270	180	—	—	—	—	—	—	—
		280	120	75	370	260	170	90	210	170	—	—	—	—	—	—	—

Продолжение табл. 24.8

Сплав	Проволока	Т, °С, испытаний						σ _в , МПа			Сварочные напряжения и деформации			Общая коррозионная стойкость	Склонность к межкристаллитной коррозии	Склонность к коррозионному растрескиванию	
		+20		-196	+100		+200	+300	σ _{max} , МПа	ε прод., 10 ⁴ %	Δ попл., мм	OA	OA				OA
		σ _в , МПа	Угол загиба α, град		предел выносливости σ _в , МПа	предел выносливости σ _в , МПа											
АМГ6	сВАМГ6	340	120	140	280	460	320	190	140	75	4,6	0,53	OA	OA	OA	OA	
Д20	Д20	320	90	60	220	400	290	180	120	95	7,6	0,51	OA	A	A	A	
1201	сВ1201	400	80	80	300	480	360	280	180	62	4,8	0,48	B	B	B	A	
		280	60	60	260	440	250	240	140				B	B	B	A	
01205	сВ1201	440	60	100	290	510	340	280	209				B	B	B	A	
		320	70	70	230	460	270	240	160				B	B	B	A	
		440	60	-	-	540	360	300	200				B	B	B	A	
		280	45	-	-	440	260	220	160				B	B	B	A	
АД31	сВАК5	240	140	-	-	340	210	160	60				OA	A	OA	OA	
		190	70	-	-	270	150	110	50				OA	A	OA	OA	
АД33	сВАК5	300	70	120	290	420	260	190	80			0,54	OA	A	OA	OA	
		220	60	60	200	320	180	130	70		2,0		OA	A	OA	OA	
АД35	сВАК5	320	70	-	-	400	250	200	90				OA	A	OA	OA	
		240	50	-	-	290	190	140	80				OA	A	OA	OA	

Сплав	Проволока	Т, °С, испытаний						Сварочные напряжения и деформации			Общая коррозионная стойкость	Склонность к межкристаллитной коррозии	Склонность к коррозионному растрескиванию
		+20		-196		σ _в , МПа		σ _{max} , МПа	ε _{прод.} , %	Δ _{полн.} , мм			
		σ _в , МПа	Угол загиба α, град	предел выносливости σ _в , МПа	ограниченный предел выносливости σ _в , МПа	300	+200						
АВ	свАК5	320	80	—	—	410	300	240	100	—	А	Б	ОА
В92	В92ц	230	50	—	—	310	210	170	90	—	А	Б	ОА
1915	св1557	420	100	120	320	500	380	270	140	110	Б	Б	Б
		360	90	70	200	440	340	240	80	—	Б	Б	Б
ВАД1	ВАД1	380	60	120	300	450	320	220	120	55	А	Б	А
		320	70	70	190	400	290	180	90	—	А	Б	А
		430	100	100	320	510	410	340	180	50	Б	Б	Б
		340	70	70	210	420	320	270	150	—	Б	Б	Б
<i>Магннвые сплавы</i>													
МА1	МА1	220	80	75	—	—	176	170	—	—	А	—	ОА
		180	70	—	—	—	170	100	—	—	А	—	ОА
МА8	МА2-1	250	35	70	—	—	200	138	—	—	А	—	ОА
		200	60	—	—	—	160	120	—	—	А	—	ОА
М20	МА20-1	240	80	100	—	—	190	136	—	—	Б	—	ОА
		215	60	—	—	—	150	114	—	—	Б	—	ОА

Продолжение табл. 24.8

Сплав	Проволока	Т, °С, испытаний						Сварочные напряжения и деформации			Общая коррозионная стойкость	Склонность к межкристаллитной коррозии	Склонность к коррозионному растрескиванию			
		+20			-196			$\sigma_{\text{в}}, \text{ МПа}$	$\sigma_{\text{max}}, \text{ МПа}$	$\epsilon_{\text{прод}}, 10\%$				$\Delta_{\text{пол}}, \text{ мм}$		
		$\sigma_{\text{в}}, \text{ МПа}$	Угол загиба α , град	предел выносливости $\sigma_{\text{в}}^{\text{выно}}$, МПа	предел выносливости $\sigma_{\text{в}}^{\text{выно}}$, МПа	Ограниченный предел выносливости $\sigma_{\text{в}}^{\text{огр}}$, МПа	$\sigma_{\text{в}}, \text{ МПа}$								$\sigma_{\text{в}}, \text{ МПа}$	$\sigma_{\text{в}}, \text{ МПа}$
МА12	МА12	300	45	70	—	340	230	210	—	—	—	—	—	—	—	ОА
		190	50	—	—	200	170	130	—	—	—	—	—	—	—	А
МА2	МА2-1	270	60	100	—	400	210	—	—	—	—	—	—	—	—	А
		200	55	—	—	320	158	—	—	—	—	—	—	—	—	А
МА2-1	МА2-1	270	50	100	—	380	215	135	—	—	—	—	—	—	—	Б
		220	65	—	—	340	192	120	—	—	—	—	—	—	—	Б
МА5	МА5	310	50	130	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	Д
		270	45	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—
МА15	МА15	270	48	110	—	—	190	140	—	—	—	—	—	—	—	А
		240	60	—	—	—	170	120	—	—	—	—	—	—	—	А

Примечания: 1. аргондуговая сварка неплавящимся электродом. Лист толщиной 2 мм. Сварное соединение с усилением и проплавом. Соединение материала: сплав термически неупрочняемый (отжиг + сварка) сплав термически упрочняемый (закалка + искусственное старение + сварка), сплав В92д (закалка + естественное старение + сварка + естественное старение, 3 месяца).

2. при испытании при повышенных температурах время выдержки 30 мин.
 3. предел выносливости определяется на базе $N = 50 \cdot 10^7$ циклов при $n = 47$ Гц.
 4. ограниченный предел выносливости определяется на базе $N = 20 \cdot 10^3$ циклов при $n = 0,007 - 0,16$ Гц.
 5. сварочные напряжения и деформации определялись по методике МВТУ.
 6. оценка коррозионной стойкости: ОА — весьма стойкие; А — стойкие; Б — удовлетворительная стойкость; Д — пониженная стойкость.
 7. в числителе — основной металл, в знаменателе — сварное соединение.

24.3.3. Коррозионная стойкость сварных соединений

В табл. 24.7 приведена общая оценка коррозионной стойкости основного металла и сварных соединений серийных алюминиевых сплавов. Приведенные данные следует рассматривать как ориентировочные, ибо отдельные виды полуфабрикатов, их технология изготовления, а также условия эксплуатации могут существенно оказать влияние на их коррозионную стойкость. Так, например, нагартовка сплава АМгб перед сваркой приводит к уменьшению сопротивляемости межкристаллитной коррозии, особенно в загрязненной атмосфере и морской среде. Для защиты от коррозии рекомендуются анодно-оксидные, химические и лакокрасочные покрытия.

Глава 25. ТИТАН И ЕГО СПЛАВЫ (Шиганов И. Н.)

25.1. Основные марки сплавов титана и их свойства

Металл Ti относится к четвертой группе периодической системы элементов. Атомный номер 22, атомная масса 47,9. Титан имеет две аллотропические модификации: низкотемпературную α с гексагональной плотноупакованной решеткой, существующую при температурах ниже 882 °С, и высокотемпературную β с объемноцентрированной кубической решеткой, существующей при температурах вплоть до точки плавления. Температура полиморфного превращения титана $\alpha \rightleftharpoons \beta$ в равновесных условиях равна 882,5 °С [1].

При рассмотрении вопросов свариваемости Ti необходимо учитывать следующие особенности его физических свойств. Титан обладает весьма высокой температурой плавления (1668 °С) и кипения (3260 °С). Скрытая теплота плавления, а также испарения Ti почти в два раза больше, чем у Fe, поэтому расплавление Ti требует больших затрат энергии. По удельной теплоемкости Ti занимает промежуточное место между Al и Fe.

Поскольку значение коэффициента теплопроводности Ti в четыре раза меньше, чем для Fe, и в 13 раз меньше, чем для Al, при сварке Ti, во-первых, меньше потерь энергии, чем при сварке стали, а, во-вторых, осуществляется весьма концентрированный нагрев при значительном градиенте температур. В отдельных случаях это может привести к заметному возрастанию внутренних напряжений, что необходимо учитывать при выборе оптимальных режимов сварки конструкций из Ti.

Высокое электросопротивление Ti, превосходящее значение такого же показателя для железа почти в 6 раз, а для алюминия — более чем в 20 раз, необходимо учитывать, например, при выборе контактирующих устройств для сварки плавлением с использованием присадочной проволоки.

Механические свойства технически чистого Ti невысоки (табл. 25.1) и повышаются в основном за счет легирования.

В химическом отношении Ti — весьма активный металл при высоких температурах, особенно в расплавленном состоянии. При комнатной температуре устойчив против окисления. Титан обладает высоким сопротивлением коррозии во многих агрессивных средах. Преимущество его перед другими коррозионностойкими материалами в практически полном отсутствии язвенной и межзеренной коррозии.

Наиболее широко сплавы титана используются в сварных конструкциях. Легирующие элементы в значительной степени влияют на температуру

СТРУКТУРА, СОСТАВ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА
ПРОМЫШЛЕННЫХ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ [1]

Сплавы	Марка сплава	Средний химический состав, %	Механические свойства		Примечание
			σ_B , МПа	δ , %	
α	BT1-00	Нелегированный титан	294—442	25	ГОСТ 19807—74
	BT1-0	То же	393—539	20	ГОСТ 19807—74
	BT1-1	»	442—563	25	ГОСТ 19807—74
	BT5	4,3—6,2 Al	735—932	10	ГОСТ 19807—74
	BT5-1	4,3—6,0 Al; 2,0—3,0 Sn	785—981	10	ГОСТ 19807—74
	4200	0,15—0,3 Pd	471—539	25	ОСТ 1.90013—71
	OT4-0	0,2—1,4 Al; 0,2—1,3 Mn	490—637	20	ГОСТ 19807—74
	OT4-1	1,0—2,5 Al; 0,7—2,0 Mn	588—735	15	ГОСТ 19807—74
	OT4	3,5—5,0 Al; 0,8—2,0 Mn	686—785	10	ГОСТ 19807—74
	BT-20	5,5—7,5 Al; 0,5—2,0 Mo; 0,8—1,8 V; 1,5—2,5 Zr	932—1128	10	ГОСТ 19807—74
Псевдо- α -сплавы	AT-3	2,0—3,5 Al; 0,2—0,5 Cr; 0,2—0,4 Si; 0,2—0,5 Fe	588—735	15	ОСТ 1.90013—71
	AT6	5,0—6,5 Al; 0,3—0,9 Cr; 0,2—0,4 Si; 0,3—0,6 Fe	785—932	12	ОСТ 1.90013—71
	ПТ-3В	3,5—5,0 Al; 1,5—2,5 V	686—785	12	ГОСТ 19807—74
	ПТ-7М	1,8—2,5 Al; 2,0—3,0 Zr	490—686	15	ГОСТ 19807—74
$\alpha + \beta$	BT4	5,0 Al; 1,5 Mn	821—981	12	ГОСТ 19807—74
	ТС-5	5,0 Al; 2,0 Zr; 3,0 Sn; 2 V	931—1079	8	ГОСТ 19807—74
	BT6C	5,0 Al; 4,0 V	875—932	10	
	BT6	6,0 Al; 4,5 V	932—987	7	ОСТ 1.90013—71
	BT3-1	6,0 Al; 2,5 Mo; 2,0 C; 0,3 Si; 0,5 Fe	981—1180	10	ОСТ 1.90013—71
	BT9	6,0—7,3 Al; 2,8—3,8 Mo; 0,2—0,4 Si	981—1180	10	ОСТ 1.90013—71
	BT14	3,5—6,3 Al; 2,0—3,8 Mo; 0,9—1,9 V	883—1030	10	ГОСТ 19807—74

Сплавы	Марка сплава	Средний химический состав, %	Механические свойства		Примечание
			σ_B , МПа	δ , %	
$\alpha + \beta$	BT16	1,8—3,8 Al; 4,5—5,5 Mo; 4,0—5,5 V	834—932	8	ГОСТ 19807—74
	B22	2,3—3,6 Al; 4,0—5,5 Mo; 4,0—5,5 V; 0,5—2,0 Cr; 0,5—1,5 Fe	1079—1226	8	ГОСТ 19807—74
	BT23	4,5 Al; 2,0 Mo; 4,5 V; 0,6 Fe; 1 Cr	1370	5	ГОСТ 19807—74
	BT15	2,3—3,6 Al; 6,8—8,0 Mo; 9,5—11,5 Cr	1270—1470	3	ОСТ 1.90013—71
	Псевдо- β -сплавы	TC6	3,0 Al; 5,0 Mo; 6,0 V; 11,0 Cr	1370—1470	4
4201		31—35 Mo	834—883	16	ГОСТ 19807—74

полиморфного превращения, растворимость, стабилизацию той или иной фазы. Существуют следующие группы легирующих элементов:

1) α -стабилизаторы, повышающие температуру $\alpha \rightarrow \beta$ -превращения, значительно растворяющиеся в α -фазе и незначительно в β -фазе, основным легирующим элементом является алюминий;

2) β -стабилизаторы, делящиеся на две основные группы: изоморфные — неограниченно растворяющиеся в β -фазе (V, Nb, Ta, Mo, W) и эвтектоидообразующие, обладающие большей, но ограниченной растворимостью в β -фазе, чем в α -фазе (Mn, Fe, Cr, Co, Ni, Cu, Si и др.).

В зависимости от структуры в нормализованном состоянии титановые сплавы подразделяются на следующие классы:

- 1) α -сплавы, структура представлена α -фазой;
- 2) $\alpha + \beta$ -сплавы, структура представлена α - и β -фазами;
- 3) β -сплавы, структура которых представлена механически стабильной β -фазой.

Существует также два переходных класса: а) псевдо- α -сплавы, структура которых состоит из α -фазы и небольшого количества β -фазы (не более 5 %); б) псевдо- β -сплавы, структура которых представлена метастабильной β -фазой и небольшим количеством α -фазы.

Основные сведения по титановым сплавам представлены в табл. 25.1.

Механические свойства, структура титана и его сплавов зависят от примесей, содержание которых ограничивается следующими пределами, % (по массе): $O_2 < 0,15 - 0,2$; $N_2 < 0,05$; $H_2 < 0,006 - 0,01$; $C < 0,1$; $Fe < 0,25 - 0,3$; $Si < 0,15$; сумма прочих примесей не должна превышать 0,3 %.

Наиболее существенно влияние примесей внедрения (O_2 , N_2 , C, H_2). Кислород снижает пластические свойства в области малых концентраций (до 0,1 %); в интервале концентраций 0,1—0,5 % он относительно мало влияет на пластичность, но при больших содержаниях (>0,7 %) титан полностью теряет способность к пластическому деформированию. Азот полностью

охрупчивает титан при содержании более 0,2 % Водород — вредная примесь в титановых сплавах, приводящая к охрупчиванию.

Перед сваркой с поверхности титана необходимо убирать газонасыщенную пленку, иначе на поверхности может остаться альфированный слой. Сохранение такого слоя недопустимо, так как переход газов из слоя в шов вызывает его охрупчивание.

25.2. Свариваемость

25.2.1. Показатели свариваемости

Обязательным условием получения качественного сварного соединения является надежная защита от газов атмосферы. Насыщение металла шва кислородом, азотом и водородом происходит при температурах более 350 °С. Это резко снижает пластичность и длительную прочность сварных конструкций. Сварку необходимо производить в среде защитных газов (аргона или гелия) высокой частоты, под специальными флюсами или в вакууме. Защитные средства должны обеспечивать защиту зоны сварки, ограниченной изотермой более 350 °С. Необходимо также тщательно защищать и обратную сторону шва даже в том случае, если слой металла не расплавлялись, а только нагревались выше этой температуры.

Чувствительность к сварочному термическому циклу выражается в протекании полиморфного превращения $\alpha \rightleftharpoons \beta$, в резком росте размеров зерна β -фазы и перегреве на стадии нагрева, в образовании хрупких фаз при охлаждении и старении, неоднородности свойств сварных соединений, зависящих от химического и фазового состава сплава. Перегрев шва и околошовной зоны связан с низкой теплопроводностью титана. Устранить указанные трудности удастся применением оптимальных режимов сварки, которые выражаются в снижении погонной энергии для α - и псевдо- α -сплавов и в увеличении погонной энергии для $\alpha + \beta$ -сплавов [2].

Положительные результаты дает применение концентрированных источников энергии (лазерный и электронный лучи).

Титан и его сплавы не склонны к образованию кристаллизационных (горячих) трещин в металле шва. Наиболее распространенными дефектами являются поры и холодные трещины. Поры в сварных соединениях чаще всего располагаются в виде цепочки по зоне сплавления. Они снижают статическую и динамическую прочность соединений. Образование пор может быть связано с попаданием водорода в шов вместе с адсорбированной влагой на присадочной проволоке, флюсе, кромках свариваемых изделий или из атмосферы при нарушении защиты. Для получения беспористых швов необходимо обеспечить требуемую чистоту основного металла и сварочных материалов, сварку

выполнять на оптимальных режимах с соблюдением всех требований технологических процессов.

Холодные трещины возникают в результате повышенного содержания водорода в сварном соединении в сочетании с растягивающими напряжениями первого рода (остаточными сварочными и от внешней нагрузки). Трещины такого типа могут возникнуть сразу же после сварки, а также после вылеживания сварных изделий до нескольких лет (процесс замедленного разрушения).

Радикальными мерами борьбы с холодными трещинами являются: а) снижение газов в основном и присадочном металле: $H_2 < 0,008 \%$, $O_2 < 0,1-0,12 \%$; $N_2 < 0,04 \%$; б) соблюдение технологии сварки для предотвращения попадания паров воды и вредных газов в зону сварки; в) снятие остаточных сварочных напряжений; г) предотвращение возможности наводороживания сварных соединений при эксплуатации.

Помимо общих закономерностей свариваемости, отдельные группы титановых сплавов обладают специфическими особенностями.

25.2.2. Титановые сплавы с α - и псевдо- α -структурой

Низколегированные титановые сплавы с α - и псевдо- α -структурой удовлетворительно свариваются различными способами сварки плавлением, что выражается в стабильном формировании

ТАБЛИЦА 25.2

МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ИЗ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ ТОЛЩИНОЙ 2—3 ММ, ВЫПОЛНЕННЫХ НЕПЛАВЯЩИМСЯ ЭЛЕКТРОДОМ БЕЗ ПРИСАДКИ [2]

Марка сплава	$\sigma_{\text{в}}$, МПа	α , град	δ , %	KCU, кДж/м ²	Марка сплава	$\sigma_{\text{в}}$, МПа	α , град	δ , %	KCU, кДж/м ²
BT1-0	460	—	27	2165	AT6	989	—	12,5	372,4
	411,6	—	33	2195		1087	—	8,7	372,4
AT2	647,5	120	21	1205	BT5-1	824	44	10,5	392
	696,5	100	16,5	1087		820	50	12,5	597,8
OT4	824	72	14,4	803	TC5	1019	—	12,0	597
	804	58	14,3	490		989,8	—	12,5	627,2
AT3	699,5	100	16	1323					
	664,1	86	16	1274					

Примечание. В числителе — свойства сплавов, в знаменателе — свойства металла шва.

нии шва, отсутствии трещин и высоких механических свойствах сварных соединений.

Одним из важных критериев свариваемости сплавов этого класса является незначительная чувствительность к изменению режимов сварки. Однофазные α -сплавы имеют широкий интервал скоростей охлаждения, при котором сохраняются достаточно высокие свойства соединений. Наибольшие значения характеристик пластичности сварных соединений достигаются при средних и относительно высоких скоростях охлаждения. Механические свойства сварных соединений α -сплавов, полученных аргонодуговой сваркой без присадки, приведены в табл. 25.2.

Для обеспечения высокого уровня пластичности швов, равнопрочных основному металлу, используют присадочные проволоки, отличающиеся по химическому составу от основного металла и имеющие по сравнению с ним пониженную концентрацию легирующих элементов (табл. 25.1).

Рассматриваемые сплавы не упрочняются термической обработкой. С целью снятия напряжений конструкции с жесткими соединениями подвергаются отжигу, который включает нагрев при температурах выше температуры начала рекристаллизации, но ниже температуры полиморфного превращения и последующее охлаждение на воздухе. Ниже приведены характерные температуры отжига [3] α -сплавов:

Марка сплава	$T, ^\circ\text{C}$
BT1-0; BT1-00	670—690
OT4-0; AT2	690—710
OT4-1; AT3, OT4	740—760
AT6; OT-2; BT5-1, TC5	800—850

Время отжига составляет 15—60 мин в зависимости от сечения детали.

Отжиг сварных соединений α -сплавов титана приводит к повышению сопротивляемости развитию трещин. Нагрев сварных конструкций рекомендуется производить в электрических печах с защитной атмосферой. При возникновении α -слоя его необходимо убирать механическими способами.

ТАБЛИЦА 25.3

МЕХАНИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ ПРИСАДОЧНЫХ МАТЕРИАЛОВ [2]

Марка проволоки	Диаметр проволоки, мм	σ_B , МПа	δ , %
BT1-00	1,0—7,0	428	15,0
OT4-1	1,6—7,0	732	12,0
OT4	1,6—7,0	832	9,0
BT2св (ОСТ 1-90015—77)	1,6—7,0	483	20,0

25.2.3. Двухфазные ($\alpha+\beta$)-сплавы

Двухфазные конструкционные ($\alpha+\beta$)-титановые сплавы по свариваемости уступают α -сплавам, так как более чувствительны к изменению параметров режима сварки, а необходимый уровень свойств достигается в результате термической обработки, применения присадочных материалов или утолщений кромок.

Чувствительность двухфазных сплавов к термическим циклам сварки проявляется в существенном изменении механических свойств сварных соединений в зависимости от затрат погонной энергии и соответствующих им скоростей охлаждения околошовной зоны. Величина оптимальных скоростей охлаждения зависит от количества легирующих элементов в сплаве, от стабильности β -фазы и кинетики ее распада. В общем случае с увеличением степени легирования ($\alpha+\beta$)-сплава величину скорости охлаждения следует уменьшать. Для наиболее распространенного сплава ВТ6 скорость охлаждения не должна превышать $40^\circ\text{C}/\text{с}$. Для более легированных сплавов (ВТ14, ВТ22) независимо от скорости охлаждения ($1-600^\circ\text{C}/\text{с}$) наблюдается снижение пластичности околошовной зоны. Поэтому для получения оптимальной структуры и механических свойств околошовной зоны необходим соответствующий выбор параметров режимов сварки применительно к типу соединения.

Получение требуемых механических свойств металла шва достигается соответствующим выбором химического состава присадочной проволоки, состав которой должен быть близок к составу основного металла, но с уменьшенной степенью легирования. Для таких высокопрочных сплавов как ВТ14 и ВТ22 дуговая сварка без присадки, т. е. только проплавлением основного металла, не позволяет получить достаточно прочные и пластичные соединения. Эти сплавы сваривают с легированной присадочной проволокой СПР-2, что позволяет получать после сварки и отжига швы, равнопрочные основному металлу при удовлетворительной пластичности и вязкости (табл. 25.4).

ТАБЛИЦА 25.4

МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ,
ВЫПОЛНЕННЫХ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ПРИСАДКИ СПР-2 [1]

Марка сплава	Электрод	$\sigma_{\text{в}}$, МПа	КСУ, кДж/м ²	
			шов	переходная зона
ВТ14	Неплавящийся с присадкой	902,5	441	392
	Плавящийся	932	392	343
ВТ22	Неплавящийся с присадкой	932	441	343
	Плавящийся	981	392	343

Снижение чувствительности шва к трещинам и повышение работоспособности швов в условиях длительного нагружения достигается отжигом. Необходимость отжига сварных конструкций из $(\alpha + \beta)$ -сплавов обусловлена прежде всего возникновением в соединениях метастабильных фаз, склонных к распаду при последующих нагревах, а в некоторых случаях и при приложении внешних нагрузок.

Рекомендуются следующие режимы отжига [23] для сварных соединений некоторых $(\alpha + \beta)$ -сплавов титана:

Марка сплава	Температура отжига, °С
BT6, BT6C	750—800
BT14	740—850
BT16	730—770
BT22, BT23	740—760

Температура отжига для снятия остаточных напряжений для этих же сплавов составляет 550—650 °С.

Высокопрочные титановые $(\alpha + \beta)$ -сплавы наиболее эффективно применяются в термоупрочненном состоянии. В связи с тем, что после сварки основной металл и сварное соединение имеют различные фазовые составы с отличающейся стабильностью отдельных фаз, режимы термообработки, рекомендуемые для основного металла, как правило, неприемлемы для сварных соединений. Основная трудность в подборе режимов термообработки заключается в снижении пластичности сварных соединений. Термообработка состоит в закалке с последующим старением. В зависимости от химического состава сплава, степени легирования и даже плавки выбирают соответствующие режимы термообработки. Свойства некоторых сплавов, обработанных по оптимальным режимам, приведены в табл. 25.5.

ТАБЛИЦА 25.5

МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ
ИЗ НЕКОТОРЫХ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ ПОСЛЕ
ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ [1]

Марка сплава	Вид термической обработки	Основной металл		Сварное соединение	
		σ_B , МПа	KCU, кДж/м ²	σ_B , МПа	KCU, кДж/м ²
BT6	Отжиг	940	657	922	588
	Закалка + старение	1265	588	1232	382
BT14	Отжиг	963	667	951	608
	Закалка + старение	1226	627	1211	441
BT22	Отжиг	1069	421	1059	441
	Закалка + старение	1178	392	1157	353
BT23	Отжиг	1020	756	1015	618
	Закалка + старение	1182	686	1164	608

С целью повышения пластичности сварных соединений применяют высокотемпературный отжиг [4] для предварительной подготовки структуры сварного соединения перед упрочняющей термообработкой (рис. 25.1).

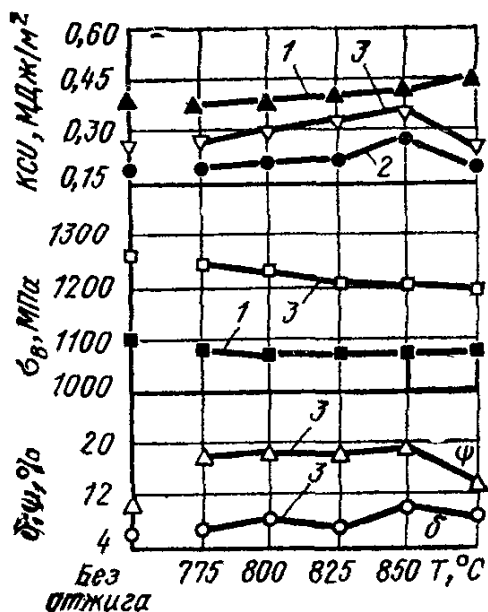


Рис. 25.1. Зависимость влияния температуры предварительного отжига перед стандартной упрочняющей термообработкой сплава (800 °С, 1 ч, охлаждение на воздухе, старение 500 °С) на механические свойства металла шва (1), зоны термического влияния (2) и основного металла (3)

На сплавах типа ВТ22, ВТ23 эффективным методом повышения пластичности сварных соединений является термоциклирование в интервале температур 950—550 °С, заключающееся в многократном нагреве и выдержке при определенной температуре с последующим медленным охлаждением.

Обеспечение равнопрочности соединений при необходимой их пластичности и вязкости в термически упрочненном состоянии достигается путем применения комплексно-легированных присадок с содержанием редкоземельных металлов (V, Gd и др.), Re, Zr, Hf и особых параметров режимов термической обработки [5] (табл. 25.6). Обеспечение равнопрочности также достигается за счет утолщения свариваемых кромок.

25.2.4. Высоколегированные β-сплавы

При сварке высоколегированных β-сплавов возникают существенные трудности, связанные с повышенной чувствительностью к примесям — газам, спецификой фазовых и структурных пре-

ТАБЛИЦА 25,6
РЕЖИМЫ УПРОЧНЯЮЩЕЙ ТЕРМООБРАБОТКИ СОЕДИНЕНИЙ, СВАРЕННЫХ С ПРИСАДКОЙ СИСТЕМЫ Ti—Al—Mo—V—Nb—Zr—Re [5]

Марка сплава	Температура закалки, °С	Старение	
		T, °С	τ, ч
ВТ6	900	370	4
ВТ14	880	370	8
ВТ22	750	380	8

Примечание. Охлаждение после нагрева, с печью от 400 — на воздухе.

вращений в сварных швах и околошовной зоне. Эти сплавы весьма чувствительны к скорости охлаждения после нагрева до высоких температур: с уменьшением скорости охлаждения снижаются пластические характеристики. Оптимальные скорости охлаждения при сварке для сплавов такого типа высоки и находятся в пределах 100—500 °С/с. Наиболее перспективными для β-сплавов титана являются способы, обеспечивающие сварку

МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СОЕДИНЕНИЙ ИЗ СПЛАВА
ВТ15 ПОСЛЕ СВАРКИ И ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ [4]

Способ сварки	Состояние металла шва	σ_B , МПа	KCU , кДж/м ²	α , град
Аргондуговая с флюсом ЭЛС	После сварки	833	588	180
	После т/о 500 °С, 5 ч в воду	1259	294	30
	После сварки	882	627,2	180
	После т/о 500 °С, 5 ч в воду	1244	313,6	30

на жестких режимах. Рекомендуется применять электронно-лучевую сварку, аргонно-дуговую с активирующим флюсом, лазерную.

Термическая обработка сварных соединений повышает прочность, но снижает пластичность шва (табл. 25.7). Повышение прочности и пластичности сварных соединений достигается механико-термической обработкой.

Сплавы со стабильной β -структурой удовлетворительно свариваются всеми видами сварки плавления.

При изготовлении конструкций из титановых сплавов используют следующие способы сварки: дуговая — в среде защитных газов, неплавящимся и плавящимся электродом, электронно-лучевая, лазерная, плазменная, электрошлаковая, контактная, диффузионная, сварка взрывом, а также пайка.

Глава 26. БЕРИЛЛИЙ И ЕГО СПЛАВЫ (Шиганов И. Н.)

26.1. Основные марки сплавов бериллия и их свойства

Металл Ве относится к легким металлам II группы периодической системы элементов. Порядковый номер 4, относительная атомная масса 9,01, принадлежит к числу редких элементов. Плотность Ве 1,82 г/см³, температура плавления 1283 °С. По сравнению с другими металлами он обладает самой высокой скрытой теплотой плавления 1151 Дж/г, что превосходит Al почти в 3 раза, Mn — в 6 раз, а Fe — почти в 4,3 раза. Бериллий обладает довольно высокой теплопроводностью, уступая по этому показателю лишь Ag, Cu, Au и Al. Специфическим физическим свойством является его высокая проникаемость для рентгеновских лучей, которая в 17 раз выше, чем у алюминия. Под воздействием окислительных сред на поверхности бериллия образуется защитная окисная пленка, подобная пленке на алюминии и титане. С одной стороны, это делает его коррозионноустойчивым, а с другой стороны, затрудняет процесс сварки. При высоких температурах Ве обладает высокой химической активностью по отношению к кислороду, азоту, водороду, галогенам и т. д. В тонкоизмельченном виде и парообразный Ве обладает высокой токсичностью, в связи с чем при обработке его необходима полная защита оператора от воздействия паров и пыли, в частности сварку, необходимо проводить только в герметично закрытых камерах (допустимое содержание в атмосфере до 2 мг на 1 м³). Компактный Ве не

МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА РАЗЛИЧНЫХ ПОЛУФАБРИКАТОВ
БЕРИЛЛИЯ [1]

Материал	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %
Блоки горячепрессованные обычной чистоты	370	266	2,3
	390	273	3,6
Конструкционный сорт	294	196	2,7
	322	196	4,6
Тепловой и тормозной высокой чистоты	455	287	3,9
	455	287	4,4
Инструментальный с высоким содержанием окиси (горячепрессованный)	476	406	1,5
	511	413	2,7
Мелкозернистый (изопрессованный)	580	407	3,7
	587	407	4,2
Листы толщиной 1—6,3 мм обычной чистоты:			
порошковой обычной чистоты	531	372	16
литой обычной чистоты	352	172	7
Выдавленные порошковые заготовки:			
обычной чистоты	655—690	345—518	8—13
высокой чистоты	655—828	345—518	8—13
Поковки обычной чистоты	483—600	435—600	4,5
Проволока (диаметром 0,05—0,63 мм) из слитка высокой чистоты	966	793	8

Примечание. Числитель — свойства в продольном направлении; знаменатель — в поперечном направлении.

токсичен и эксплуатация изделий из него не представляет опасности для здоровья людей [1].

Изделия из Ве получают прессованием его порошка с последующим спеканием полученных заготовок в вакууме при 450—500 °С, либо плавкой и литьем в глубоком вакууме или в атмосфере инертного газа. В литом состоянии Ве особенно хрупок. Горячепрессованные брикеты являются исходным материалом для прокатки и других видов обработки. Бериллий обладает высокой анизотропией механических свойств, которая зависит от ориентации зерен, связанной со схемой деформации (табл. 26.1).

Бериллиевые полуфабрикаты имеют высокий модуль упругости $3 \cdot 10^5$ МПа. Пластичность Ве крайне низка при комнатной температуре, но возрастает при температуре 300—400 °С в 5—6 раз. Бериллий находит применение в различных областях, в том числе как конструкционный материал. Препятствием на пути его широкого внедрения в конструкциях является хрупкость и низкая пластичность.

26.2. Основные марки алюминиево-бериллиевых сплавов и их свойства

В промышленности нашли наибольшее распространение сплавы на бериллий-алюминиевых композициях [2]. Согласно диаграмме состояния, растворимость Ве в Al при эвтектической температуре 645 °С составляет 0,3 %

МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ПОЛУФАБРИКАТОВ ИЗ СПЛАВА
АБМ-1 [2, 3]

Вид полуфабрикатов	Состояние	Механические свойства			
		$\sigma_{в'}$, МПа	$\sigma_{0,2'}$, МПа	δ , %	KCU , кДж/м ²
Лист 2,0 мм	Нагартованное	495	430	13,0	40
	Отожженное	480	370	17,0	50
Лист 4,0 мм	Нагартованное	465	330	12,5	50
	Отожженное	440	315	15,5	70
Лист 10 мм	Отожженное	420	280	11,0	80
Пруток \varnothing 35 мм	Отожженное	420	240	20,5	150
Труба \varnothing 30×2,5 мм	Отожженное	365	210	7,0	—

(по массе), при комнатной температуре не превышает 0,1 %, растворимость Al в Be при температуре 648 °С находится на уровне 4—5 % (по массе). Таким образом, в жидком состоянии Be и Al полностью взаимно растворимы. В твердом состоянии практически все сплавы этой системы представляют собой смесь двух фаз, являющихся при комнатной температуре почти чистыми компонентами. Отсутствие интерметаллических соединений в системе Al—Be дает ей определенные преимущества при создании конструкционных материалов, так как бериллий с подавляющим большинством элементов (за исключением кремния) образует хрупкие интерметаллиды, препятствующие получению более пластичных по сравнению с чистым бериллием сплавов.

Al—Be сплавы получают как по металллокерамической технологии с использованием смесей порошковых компонентов, так и путем сплавления и отливки слитков. Промышленное применение нашли сплавы с дополнительным легированием алюминиевой матрицы магнием. Такие сплавы обладают малой плотностью (2—2,2 г/см³), относительно высокой температурой плавления (1100—1150 °С), высокой прочностью и в несколько раз более высоким модулем упругости ($\sim 1,5 \cdot 10^5$ МПа) по сравнению с широко используемыми алюминиевыми, магниевыми и титановыми сплавами. Наилучшими свойствами обладают сплавы с содержанием Be 40—45 %. Примером может служить промышленный сплав АБМ-1 (ТУ 95.238—80). Свойства сплава приведены в табл. 26.2.

26.3. Свариваемость бериллия и его сплавов

При сварке бериллия методами плавления возникает ряд трудностей, которые ограничивают области их применения. В связи с хрупкостью бериллия и его высокой химической активностью по отношению к примесям-газам швы весьма склонны к образованию пор, холодных и горячих трещин. Дополнительные затруднения создает большая склонность Be к росту зерен при нагреве.

Кроме этого, необходимо учитывать, что наиболее высокими свойствами обладает горячепрессованный Be в деформированном состоянии, а после сварки такого металла в литой зоне свойства основного металла недопустимы низки, особенно по

пластичности. В связи с этим методы сварки плавлением Ве преимущественно используют для ненагруженных конструкций, например для герметизации.

Основные трудности при сварке Al—Ве сплавов возникают в связи с существованием химической неоднородности в зоне термического влияния (рис. 26.1). Наличие ее связано с возникновением под действием термического цикла сварки протяженного (4—6 мм) участка твердо-жидкого состояния материала [3, 4]. В этой зоне происходят как изменения макрообъемов, заключающиеся в увеличении сечения в зоне термического влияния и уменьшения сечения в шве, так и изменения микро-структуры.

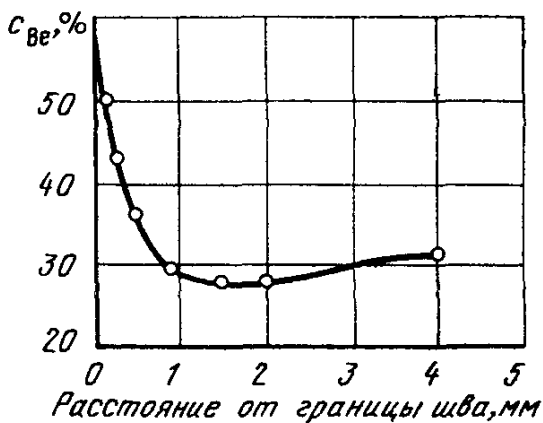


Рис. 26.1 Распределение бериллия в сварном соединении алюминий-бериллиевого сплава [9]

Помимо структурной неоднородности, существует еще и химическая неоднородность зоны термического влияния, особенно на сплавах системы Al—Ве—Mg. В результате теплового влияния сварочного цикла в алюминиевой матрице металла околошовной зоны происходит распад пересыщенного твердого раствора Mg в Al с образованием стабильной фазы Mg_2Al_3 .

Неоднородная по структуре и содержанию элементов зона термического влияния однопроходных сварных соединений сплавов системы Al—Ве—Mg не уступает по кратковременной прочности литому металлу шва, а по пластичности и ударной вязкости — основному металлу, неоднородность в первую очередь сказывается на циклической прочности.

Предел ограниченной выносливости сварных соединений на базе циклов 10^6 в 2—3 раза ниже, чем у основного металла, на базе циклов $2 \cdot 10^3$ это соотношение составляет 1,5—2. Разрушение, как правило, инициируется наличием в зоне термического влияния фазы Mg_2Al_3 .

Увеличение температуры нагрева более 1000°C приводит к снижению прочности соединений за счет роста зерна.

26.4. Технология сварки и свойства соединений

26.4.1. Аргонодуговая и электронно-лучевая сварка бериллия

Дуговую сварку бериллия осуществляют в камерах с контролируемой атмосферой газов: аргона повышенной чистоты или смеси 50 % Ar и 50 % He. Перед заполнением газами необхо-

димо создавать разряжение в камере. Наилучшие результаты достигаются на соединениях по отбортовке кромок с проплавлением на 1—1,5 мм.

Наименьший размер зерна, а следовательно, и наилучшие свойства получают при электронно-лучевой сварке в вакууме на режимах, обеспечивающих минимальную погонную энергию. Однако и этот метод не дает возможности получать равнопрочные с основным металлом сварные соединения, а тем более близкие с ними по пластичности.

26.4.2. Диффузионная сварка бериллия

Многие сложности сварки плавлением устраняются при использовании сварки в твердой фазе — диффузионной [1]. Используют сварку Be с промежуточной прокладкой и без нее. В случае сварки без прокладки процесс ведут в вакууме ($\sim 6,6$ МПа) под механическим давлением с нагревом в высокочастотном индукторе до температур от 700 до 1000 °С. У горячепрессованных и выдавленных материалов существует максимум прочности сварных соединений в области температур нагрева 900—1000 °С.

В табл. 26.3 приведены некоторые результаты диффузионной сварки Be. На оптимальных режимах сварки достигаются свойства соединения, равные свойствам основного металла. Обязательным условием получения качественного соединения является тщательная подготовка соприкасающихся поверхностей, заключающаяся в удалении окисного слоя и снижении путем полировки шероховатости поверхностей до минимума.

Для сохранения чистоты соединяемой поверхности и уменьшения влияния поверхностной шероховатости используют промежуточную металлическую прослойку. В качестве промежуточной прослойки рекомендуется использовать серебро. Так как серебро не образует стабильного оксида, его можно нанести заблаговременно на детали либо электролитически, либо осаждением в вакууме. Равнопрочные с бериллием соединения до-

ТАБЛИЦА 26 3
УСЛОВИЯ ДИФФУЗИОННОЙ СВАРКИ БЕРИЛЛИЯ [1]

Режимы сварки				Прочность соединения $\sigma_{\text{в}}$, МПа
T , °С	P , МПа	t , ч	среда	
900—1200	—	2,5	Вакуум	193
850	20,7	2,5	»	275
775—1000	70	4	Воздух	251
885	13,8	0,25	Вакуум	250
800	13,8	1	»	Равнопрочно основному металлу

стигаются при температуре нагрева 150—200 °С и давлении сварки ~70 МПа. Толщина прокладок из серебра имеет оптимум в диапазоне 15—50 мкм. Для более толстых прослоек прочность при растяжении непосредственно связана со свойствами серебра. Когда толщина прослойки уменьшается, прочность при растяжении этих соединений увеличивается из-за сдерживания пластического течения. Для очень тонких промежуточных слоев на площади контакта начинают сказываться чистота и гладкость поверхности, поэтому прочность при растяжении существенно снижается.

Используя промежуточные прокладки, осуществляют диффузионную сварку Ве со сталью и Ti.

26.4.3. Аргонодуговая и электронно-лучевая сварка сплавов

Алюминиево-бериллиевые сплавы толщиной до 3 мм свариваются обычно аргонодуговой сваркой. Существует достаточно узкий диапазон скоростей сварки (18—24 м/ч), соответствующий оптимальному сочетанию благоприятных условий формирования шва с удовлетворительными механическими свойствами и минимальной химической неоднородностью по Ве в зоне термического влияния.

Для соединения Al—Ве сплавов толщиной более 5 мм эффективно применение метода электронно-лучевой сварки. Качество формирования шва и свойства сварных соединений в значительной степени зависят от плотности мощности электронного луча и состава свариваемого сплава.

При низких уровнях плотности мощности, обеспечивающих проплавление на уровне 2—3 мм, практически на всех сплавах удается получить удовлетворительное формирование шва. При увеличении плотности мощности и соответственно глубины проплавления на большой группе сплавов наблюдается ухудшение формирования шва, заключающиеся в выбросе жидкого металла из сварочной ванны на кромки свариваемых пластин, что приводит к образованию специфического дефекта в виде продольной полости или «реза».

Причиной появления подобных дефектов является перегрев содержащегося в сплаве магния выше точки кипения. Подобный перегрев приводит к объемному парообразованию, вскипанию и выбросу расплава. Наличие Ве в сплаве при кристаллизации резко повышает его вязкость, что затрудняет формирование шва [5].

Подобные процессы происходят не на всех Al—Ве—Mg сплавах, а только на тех, у которых не соблюдается критическое соотношение Mg и Ве. Экспериментально определенные критические соотношения элементов сплавов приведены на рис. 26.2.

Существование предела по концентрации в сплаве магния сводит мероприятия по предупреждению дефектов к двум возможным вариантам: 1 — использованием для узлов, в которых предусматривается электронно-лучевая сварка сплавов с содержанием Mg меньше критического; 2 — искусственное снижение концентрации Mg ниже критической только в зоне взаимодействия электронного луча со свариваемым материалом для сплавов с содержанием Mg выше критического.

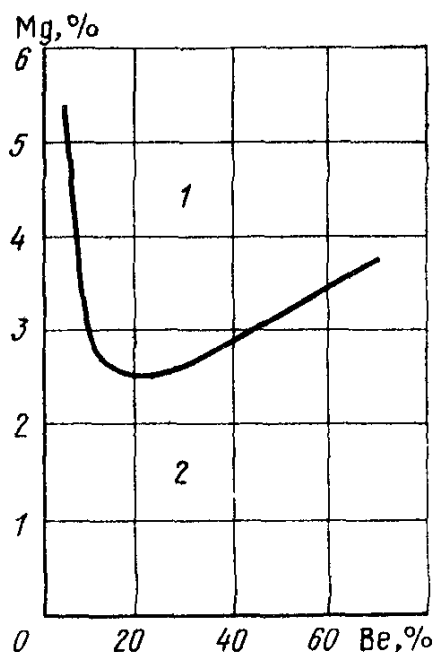


Рис 262 Влияние содержания бериллия на критическую концентрацию магния в свариваемых алюминийбериллиймагниевых сплавах
1 — с дефектами, 2 — без дефектов

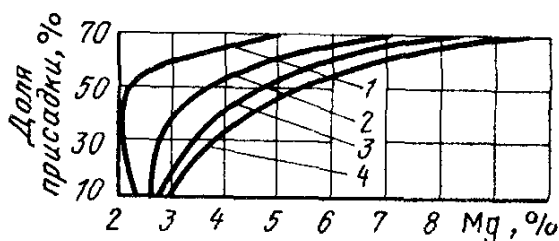


Рис 263 Влияние доли участия алюминиевой присадки на предельно допустимое содержание магния в сплаве с 30% бериллия при содержании магния в присадке
1 — 6%, 2 — 3%, 3 — 4%, 4 — 0%

Второй вариант реализуется за счет использования прокладок, располагаемых в стыке соединения. Дозировка критического содержания магния в этом случае осуществляется как за счет доли участия основного металла в объеме сварочной ванны, так и за счет содержания магния в прокладке (рис. 26.3). В качестве прокладок рекомендуются стандартные алюминиевые сплавы. Основным условием является минимальное содержание в них, а лучше полное отсутствие легкоплавких элементов (Mg, Mn, Zn, Li).

Использование прокладок является необходимым, но не достаточным условием получения качественных соединений. Для устранения внутренней пористости и несплошностей необходимо применение продольно-поперечных колебаний электронного луча. Частота продольных колебаний составляет 50—100 Гц, амплитуда 3—4 мм; частота поперечных колебаний 200—300 Гц, амплитуда 1,5—2,0 мм.

Механические свойства электронно-лучевых сварных соединений представлены в табл. 26.5. Использование легированных присадок (АК-8, Д20) позволяет получать прочность на уровне 0,8—0,9 от прочности основного металла при повышенной пластичности. Введение в шов дополнительных легирующих эле-

ТАБЛИЦА 26.4

МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ СПЛАВА
АБМ-1 [5]

Метод сварки	Толщина металла, мм	Материал прокладки	Механические свойства		
			σ_B , МПа	KCU , кДж/м ²	α , град
Автоматическая аргодуговая	0,8	—	320	—	120
	1,5	—	330	180	65
	2,0	—	320	180	50
	2,0	АБМ-1	420	200	45
	3,0	—	310	180	40
	3,0	АБМ-1	380	160	40
	5,0	АБ30	360	150	35
Электронно-лучевая	4,0	АД1	290	140	25
	10,0	АМ3	300	250	35
	10,0	АК8	330	200	25
	10,0	Д20	320	250	30

Примечание. Свойства основного металла: $\sigma_B > 390$ МПа, $KCU \geq 50$ КДж/м², $\alpha \approx 15$.

ментов дает возможность повышать прочность за счет термообработки, в то время как сами сплавы системы Al—Be—Mg не термоупрочняемы. Термическая обработка шва, сваренного с прокладкой АК-8, по режиму: температура закалки 480—500 °С в воду, температура старения 155—160 °С, выдержка 12—23 ч, обеспечивает равнопрочность шва с основным металлом.

Сварные конструкции из Al—Be сплавов находят применение в изделиях, работающих под высокими статическими и динамическими нагрузками, в коррозионных средах, при необходимости снижения веса и повышения жесткости.

Раздел 7 ТЯЖЕЛЫЕ ЦВЕТНЫЕ МЕТАЛЛЫ И СПЛАВЫ

Глава 27. МЕДЬ И ЕЕ СПЛАВЫ (Фролов В. В., Ермолаева В. И)

27.1. Физико-химические свойства меди

Медь — химический элемент I В группы Периодической системы Д. И. Менделеева с порядковым номером 29 и атомной массой 63,54. Медь кристаллизуется в кубической гранецентрированной решетке, полиморфизмом не обладает, относится к тяжелым металлам, плотность меди различна в зависимости от обработки и составляет, кг/м³: литой 8930, деформированной 8940, электролитической 8914 [1].

Основные физико-механические свойства меди приведены ниже:

Плотность, кг/м ³	8940
Температура плавления, °С	1083
Температура кипения, °С	2595
Удельная теплоемкость, Дж·г ⁻¹ ·град ⁻¹	0,383
Коэффициент теплопроводности, Дж·см ⁻¹ ·с ⁻¹ ·град ⁻¹	3,83
Удельное электрическое сопротивление, мкОм·м	0,0178
Предел упругости, МПа:	
деформированной	300
отожженной	25
Предел текучести, МПа:	
деформированной	380
отожженной	70

Медь имеет высокую тепло- и электропроводность, которые уменьшаются при введении примесей.

При обычных условиях Си достаточно инертна, но при нагревании она реагирует с кислородом, серой, фосфором, галогенами, водородом, образуя

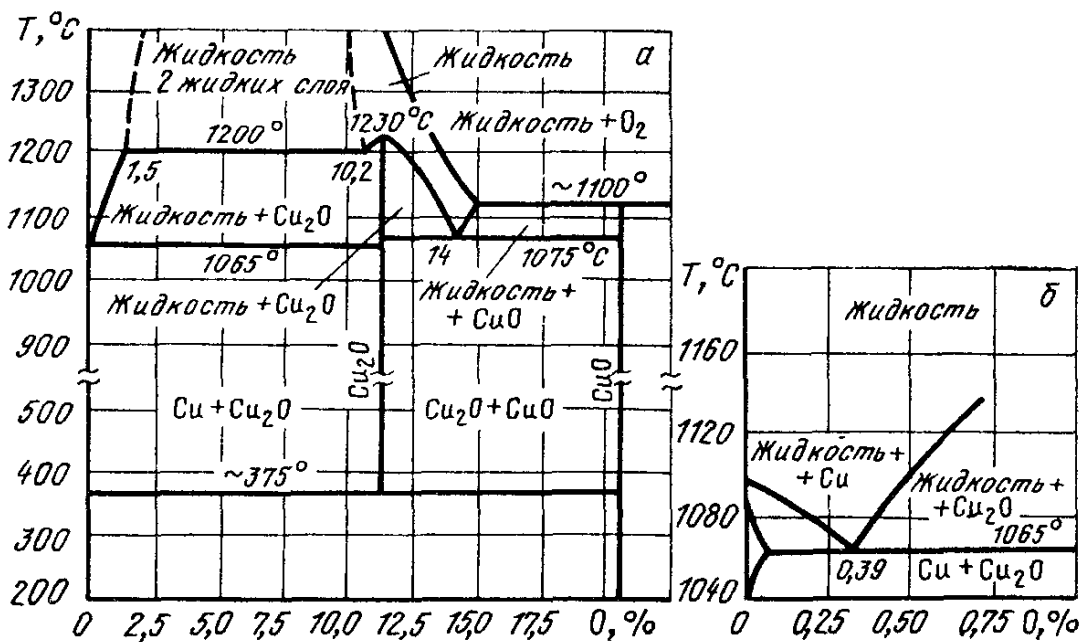
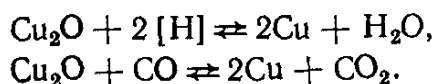


Рис. 27.1. Диаграмма состояния системы медь—кислород:
а — общий вид диаграммы, б — верхний левый угол

неустойчивый гидрид СиН, с углеродом образует взрывоопасную ацетиленистую медь Си₂С₂, с азотом практически не реагирует, что позволяет использовать азот в качестве защитного газа при сварке чистой меди.

Взаимодействие с кислородом. Медь очень чувствительна к кислороду. В условиях сварки она может окисляться за счет газовой атмосферы или за счет обменных реакций с компонентами флюсов и электродных покрытий.

На рис. 27.1 приведена диаграмма состояния Си—О. При низких температурах растворимость О в твердой Си мала и резко возрастает в жидкой Си за счет образования Си₂О, которая при затвердевании выделяется в виде эвтектики Си—Си₂О, располагаясь по границам кристаллитов. При рассмотрении под микроскопом Си₂О имеет голубоватую окраску в рассеянном свете и рубиново-красную в поляризованном, что является ее характерной особенностью. Си₂О, как отдельная фаза легко восстанавливается до меди по реакциям:



Газы, образующиеся в результате этих реакций, в меди не растворяются и, создавая большие давления, приводят к образованию трещин, возникает так называемая «водородная болезнь» меди.

Кислород, содержащийся в меди, ухудшает ее пластичность, повышает твердость, уменьшает тепло- и электропроводность.

Взаимодействие с серой. Диаграмма состояния Cu-S приведена на рис. 27.2. Сера хорошо растворима в жидкой Cu и практически не растворима в твердой. Содержание S в Cu регламентируется ГОСТ 859—78 и ее присутствие в ограниченном количестве до 0,1% (по массе) существенно не отражается на процессе сварки.

Взаимодействие с водородом. Водород влияет на качество сварных соединений из Cu и ее сплавов, вызывая пористость в металле шва и образо-

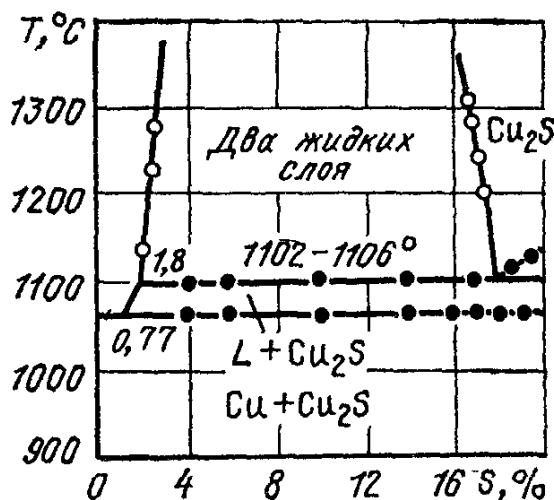


Рис. 27.2. Диаграмма состояния системы медь — сера

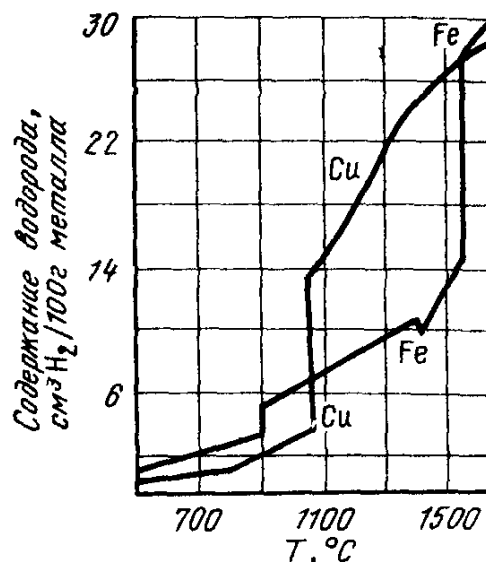


Рис. 27.3. Изобары растворимости водорода в меди и железе ($p_{\text{H}_2} = 1,013 \cdot 10^5 \text{ Па}$)

вание трещин. Водород растворяется в Cu в соответствии с законом Сивертса и его растворимость зависит от температуры и парциального давления в газовой атмосфере. Растворимость H в Cu в процессе кристаллизации изменяется почти в два раза сильнее, чем в железе (рис. 27.3), это приводит к тому, что при высокой скорости кристаллизации сварочной ванны при сварке меди газ не успевает выделяться из металла, образуя поры или концентрируясь в микронесплошностях, создает высокое давление, приводящее к зарождению трещины. При сварке не исключена возможность образования дефектов в результате термической диффузии H из основного металла к шву. Концентрируясь вблизи линии сплавления, H создает пористость в околошовной зоне. Поэтому при сварке ответственных изделий из Cu , в которых необходима высокая плотность металла, к основному металлу необходимо предъявлять жесткие требования по содержанию в нем водорода. Электрошлаковый переплав или вакуумная плавка значительно снижают содержание H в Cu .

27.2. Основные марки, структура и механические свойства сплавов меди

Чистая медь в соответствии с ГОСТ 859—78 выпускается девяти марок: М006к, М0, М06, М1, М1р, М2, М2р, М3, М4, содержание меди в которых меняется от 99,99% (М006к) до 99,0% (М4).

Основными типами сплавов на основе меди являются латуни и бронзы.

Латуни это медноцинковые сплавы, обладающие высокими механическими и технологическими свойствами. Химический состав латуней определяется ГОСТ 15527—70 и ГОСТ 17711—80. Марка латуни определяется по содержанию меди. Латуни, содержащие Zn в пределах α -твердого раствора, т. е. до 39 % Zn, очень пластичны, хорошо свариваются и легко обрабатываются давлением в горячем и холодном состоянии, коррозионностойки. При больших концентрациях Zn образуются интерметаллиды CuZn, CuZn₂ и др., ухудшающие пластические свойства латуни. Практическое применение имеют латуни, содержащие до 50 % Zn. Специальные латуни, кроме Zn, содержат Fe, Al, Si, Ni и другие компоненты (ЛА77-2, ЛАЖ60-1-1 и т. д.). Аллюминий уменьшает летучесть цинка, образуя на поверхности расплавленной латуни защитную пленку из оксида алюминия. Железо задерживает рекристаллизацию латуней и измельчает зерно, повышая механические и технологические свойства сплава. Кремний улучшает свариваемость латуней.

Бронзы представляют собой сплавы Cu с содержанием Zn не более 4—5 %. Основными легирующими компонентами являются Sn, Al, Mn, Si, Be, Fe и другие элементы. Название бронзы дается по основному легирующему компоненту. Бронзы делятся на две большие группы: оловянные бронзы, химический состав определяется ГОСТ 18175—78, ГОСТ 5017—74, ГОСТ 613—79, и безоловянные бронзы, не содержащие олова, химический состав определяется ГОСТ 493—79, ГОСТ 18175—78.

27.3. Свариваемость меди и ее сплавов

27.3.1. Особенности свариваемости

Общие вопросы свариваемости [2] определяются влиянием термического цикла сварки на физические свойства металла: его прочность и пластичность. Для Cu эти свойства будут зависеть от степени ее чистоты. Так, Cu с повышенной концентрацией водорода может иметь провал пластичности в интервале температур 350—450°, который для чистой меди обычно не регистрируется.

Сварка чистой Cu существенно отличается от сварки сталей в силу особенностей теплофизических свойств этих металлов. Большие тепло- и температуропроводности Cu создают высокие градиенты температуры и скорости охлаждения, а также определяют малое время существования сварочной ванны, что требует применения повышенной погонной энергии или предварительного подогрева, а это является нежелательным осложнением технологии сварки. Значительный коэффициент линейного расширения и его зависимость от температуры вызывают необходимость сварки при жестком закреплении кромок или по прихваткам. При большой толщине металла следует регулировать величину зазора при сварке. Малое время существования сварочной ванны в жидком состоянии ограничивает возможности ее металлургической обработки. В частности, при раскислении меди требуются более активные раскислители, чем при сварке сталей.

27.3.2. Сопrotивляемость ГТ

Особенностью сварки Cu и ее сплавов является склонность швов к образованию горячих трещин. Кислород, сурьма, висмут, сера и свинец образуют с медью легкоплавкие эвтектики, которые скапливаются по границам кристаллитов. Это требует ограничения содержания примесей в меди: O₂ — до 0,03, Bi — до 0,003, Sb — до 0,005, Pb — до 0,03 % (по массе) [3]. Для ответственных конструкций содержание этих примесей должно быть еще ниже: O₂ ≤ 0,01, Bi ≤ 0,0005, Pb ≤ 0,004 % [3]. Для особо ответственных изделий содержание O₂ должно быть значительно ниже — менее 0,003 % (по массе). Содержание S не должно превышать 0,1 % (по массе).

27.3.3. Склонность к порообразованию

Медь и ее сплавы проявляют повышенную склонность к образованию пор в металле шва и околошовной зоне. Причиной образования пор является водород, водяные пары или образующийся углекислый газ при взаимодействии окиси углерода с закисью меди.

Высокие градиенты температуры способствуют развитию термической диффузии водорода в зоне термического влияния, что приводит к сегрегации водорода вблизи линии сплавления и увеличивает вероятность возникновения дефектов: пор, трещин [4]. Растворимость водорода в меди зависит от содержания в ней кислорода и легирующих компонентов.

При сварке латуней причиной пористости может стать испарение Zn, температура кипения которого ниже температуры плавления Cu и составляет 907 °C. Испарение Zn уменьшает введение Mn или Si.

При сварке бронз выгорание легирующих примесей также может стать причиной появления пористости.

27.4. Технология сварки и свойства соединений

27.4.1. Подготовка под сварку

Свариваемый металл и электродная проволока перед сваркой тщательно очищаются от окислов механически (шабером, наждаком и пр.) или химически (травлением в растворе, содержащем в 1 л 75 мл HNO₃, 100 мл H₂SO₄, 1 мл HCl, остальное — дистиллированная вода, с последующей промывкой в воде, затем обезжириваются) [3].

Выбор технического процесса сварки изделия в первую очередь определяется его назначением, сложностью (наличие ко-

ротких или криволинейных швов в различных пространственных положениях, труднодоступных мест), а также числом изготавливаемых изделий (серия) и требованиями, предъявляемыми к их качеству.

27.4.2. Газовая сварка

При единичном производстве и ремонтных работах рекомендуется использовать газовую сварку, в процессе которой осуществляется подогрев и начальная термическая обработка изделия. Невысокие температурные градиенты уменьшают воздействие сварочного термического цикла на металл в зоне сварки (шов, зона термического влияния). Возможно раскисление и легирование металла через присадочную проволоку. Газовую сварку можно применять как для чистой меди, так и для ее сплавов.

Газовая горелка — тепловой источник малой сосредоточенности, поэтому для сварки меди желательно использовать ацетилено-кислородную сварку, обеспечивающую наибольшую температуру ядра пламени. Для сварки толщин более 10 мм рекомендуется применять две горелки, из которых одна используется для подогрева, а вторая для образования сварочной ванны.

Для сварки меди и бронз используют нормальное пламя $\beta = v_{O_2}/v_{C_2H_2} = 1,05 \div 1,10$, а для сварки латуней $\beta = 1,3 \div 1,4$ (с целью уменьшения выгорания цинка).

Раскисление металла сварочной ванны, несмотря на защиту от окружающей среды продуктами сгорания, производится извлечением закиси меди флюсами или введением раскислителей через присадочную проволоку.

Сварочные флюсы для меди содержат соединения бора (борная кислота, борный ангидрид, бура), которые растворяют закись меди, образуя легкоплавкую эвтектику, и выводят ее в шлак. Кроме соединений бора, флюсы могут содержать фосфаты и галиды (табл. 27.1).

ТАБЛИЦА 27.1

СОСТАВ ФЛЮСОВ ДЛЯ СВАРКИ МЕДИ И ЕЕ СПЛАВОВ %
(ПО МАССЕ)

Компоненты	Флюсы					
	1	2	3	4	5	6
Борная кислота	100	—	50	25	35	—
Бура безводная	—	100	50	75	50	56
Дифосфат натрия	—	—	—	—	15	—
Поташ безводный	—	—	—	—	—	22
Хлористый натрий	—	—	—	—	—	12

Флюсы наносят на зачищенные и обезжиренные свариваемые кромки по 10—12 мм на сторону. Дополнительно их можно вносить с помощью присадочного металла, на который наносят покрытие из компонентов флюса и жидкого стекла с добавками древесного угля [10—20 % (по массе)]. При сварке алюминиевых бронз в состав флюса надо вводить фториды и хлориды, растворяющие Al_2O_3 , который получается при окислении алюминия в составе бронзы.

При сварке Cu толщиной до 3 мм разделку кромок не производят, в качестве присадочной проволоки используют медь М1 или М2, так как медь не успевает существенно окислиться. При больших толщинах применяют присадочную проволоку, легированную раскислителями. При сварке медных сплавов состав присадочной проволоки должен совпадать с составом основного металла. При сварке латуней следует применять кремнистую латунь ЛК80-3. Медь больших толщин сваривают в вертикальном положении. После сварки осуществляют проковку в подогретом состоянии (до 300—400 °С) с последующим отжигом. При проковке получается мелкозернистая структура шва и повышаются его пластические свойства.

При правильно выполненной сварке и последующей проковке сварные швы имеют прочность $\sigma_b = 166 \div 215$ МПа и угол загиба 120—180°.

27.4.3. Ручная сварка

Выполняется на постоянном токе обратной полярности. Ориентировочные режимы приведены в табл. 27.2.

Медь толщиной до 4 см сваривают без разделки кромок, до 10 мм — с односторонней разделкой при угле скоса кромок до 60—70° и притуплении 1,5—3 мм. При большей толщине рекомендуется X-образная разделка.

Для сварки латуней, бронз и медноникелевых сплавов применяются электроды марок ММЗ-2, Бр1/ЛИВТ, ЦБ-1, МН-4 и др. Широкое применение нашли электроды с покрытием

ТАБЛИЦА 27 2

ОРИЕНТИРОВОЧНЫЕ РЕЖИМЫ РУЧНОЙ ОДНОПРОХОДНОЙ
СВАРКИ МЕДИ ПОКРЫТЫМИ ЭЛЕКТРОДАМИ

Толщина, мм	Диаметр электрода, мм	Ток дуги, А	Напряжение, В
2	2—3	100—120	25—27
4	4—5	160—200	25—27
6	5—7	260—340	26—28
7—8	6—7	380—400	26—28
9—10	6—8	400—420	28—30

«Комсомолец-100», в состав покрытия входят следующие компоненты, % (по массе): плавиковый шпат 10, полевой шпат 12, ферросилиций 8, ферромарганец 50, жидкое стекло 20. Подогрев свариваемых кромок необходим при толщине более 4 мм, при толщине 5—8 мм металл подогревают до 200—300 °С, при толщине 24 мм 750—800 °С.

Теплопроводность и электропроводность металла шва при сварке покрытыми электродами значительно снижаются. В процессе плавления электрода с покрытием в металл шва переходит часть легирующих компонентов и электропроводность шва составляет порядка 20 % от электропроводности меди М1. Механические свойства швов, выполненных дуговой сваркой покрытыми электродами, вполне удовлетворительны: $\sigma_b = 176 \div 196$ МПа, угол загиба 180°.

Ручная дуговая сварка латуни применяется редко, так как интенсивное испарение Zn затрудняет работу сварщика. При сварке латуни применяют предварительный подогрев, пониженные токи и повышенные скорости. Сварные соединения из латуни Л62 имеют σ_b 243—340 МПа, угол загиба 126—180°.

Сварку бронз покрытыми электродами выполняют постоянным током обратной полярности как с подогревом, так и без предварительного подогрева, применяемые токи 160—280 А, диаметр электродов 6—8 мм.

27.4.4. Автоматическая сварка под флюсом

Основным преимуществом автоматической сварки Cu под флюсом является возможность получения стабильных высоких механических свойств без предварительного подогрева. Поэтому при изготовлении крупногабаритных сварных конструкций из Cu больших толщин технологический процесс достаточно прост и почти не отличается от процесса сварки сталей.

Химические составы некоторых флюсов, применяющихся для автоматической сварки меди и ее сплавов плавящимся электродом (ГОСТ 9087—69), приведены в табл. 27.3.

При сварке меди под такими кислыми флюсами в металл шва переходят Si и Mn, в результате ухудшаются тепло- и электрофизические свойства соединений по сравнению с основным металлом. Применение бескислородных фторидных флюсов, например марки АН-М1, который содержит, % (по массе), 55 MgF₂, 40 NaF, 5 BaF₂, позволяет получать швы, удельное сопротивление которых в 1,5 раза ниже, а теплопроводность в 2 раза выше по сравнению со швами, выполненными под кислым флюсом АН-348А.

Для электродуговой сварки меди используются керамические флюсы: ЖМ-1 для сварки меди и К-13МВТУ для сварки меди со сталью.

ТАБЛИЦА 27.3

ХИМИЧЕСКИЙ СОСТАВ ФЛЮСОВ ДЛЯ АВТОМАТИЧЕСКОЙ
СВАРКИ МЕДИ И ЕЕ СПЛАВОВ

Марка флюса	SiO ₂	MnO	CaO	MgO	Al ₂ O ₃	CaF ₂	Fe ₂ O ₃	K ₂ O, Na ₂ O
АН-348А	41—44	34—38	До 6,5	5—7,5	До 4,5	4—5,5	До 2	—
ОСЦ-45	38—44	38—44	» 6,5	до 2,5	» 5,0	6—9	» 2	—
АН-20С	19—24	до 0,5	3—9	9—13	27—32	25—33	» 1	2—3
АН-26С	29—33	2,5—4	4—8	15—18	19—23	19—23	» 1,5	—

ТАБЛИЦА 27.4

РЕЖИМЫ СВАРКИ МЕДИ ПОД ФЛЮСОМ К-13МВТУ

Толщина металла, мм	Диаметр проволоки, мм	Ток, А	Напряжение, В
1—2	1—2	160—180	26—27
5—6	2—3	400—500	28—30

Режимы сварки меди под флюсом К-13МВТУ приведены в табл. 27.4.

Сварку ведут на постоянном токе обратной полярности при жестком закреплении на подкладках из охлаждаемой меди (толщиной до 2,5 мм) или на графите (толщиной 5—6 мм). Состав флюса К-13МВТУ, % (по массе): глинозем 20, плавиковый шпат 20, кварцевый песок 8—10, магнезит 15, мел 15, бура безводная 15—19, порошок алюминия 3—5. Применение керамического флюса позволяет раскислить и легировать металл шва, электро- и теплопроводность металла шва получаются на уровне исходного металла.

С увеличением толщины металла керамические флюсы становятся ограниченно пригодными, так как не обеспечивают требуемой плотности и необходимой пластичности соединения. Снизить пористость при сварке Си и хромистой бронзы позволила смесь, состоящая из 80 % (по массе) флюса АН-26С и 20 % флюса АН-20С. Лучшие результаты по плотности швов обеспечивает флюс сухой грануляции АН-М13 (ВТУ ИЭС 56Ф—72).

Для сварки латуни применяют плавные флюсы (АН-20, ФН-10), а также специально разработанный для латуней флюс МАТИ-53. Ориентировочный режим сварки латуни толщиной 12 мм: ток дуги $I_d = 450 \div 470$ А, напряжение $U_d = 30 \div 32$ В, скорость сварки $v_{св} = 25$ м/ч, используется односторонняя сварка без разделки кромок в один проход [3]. Предел прочности сварного соединения из латуни марок Л62, ЛМц58-2, ЛО62-1, выполненного проволокой БрОЦ4-3 под флюсом АН-20, без уси-

ления шва составляет 245—343 МПа, а с усилием шва 294—392 МПа, угол загиба 100—180°.

Автоматическую дуговую сварку под флюсом применяют для соединения меди со сталью. Сварка производится со смещением электрода на медь, практически без оплавления стали: расплавленная медь смачивает стальную кромку и соединение образуется за счет диффузии меди в сталь. Применяется специальная разделка кромок: скос только медной кромки под углом 45° с притуплением, равным половине толщины. Стыковое или угловое соединения собираются без зазора, расстояние оси электрода от края медной кромки составляет 0,65—0,70 толщины меди. Режим сварки такой же, как и при сварке медных соединений, но сварочный ток снижают на 15—20 %. Сварные соединения медь—низкоуглеродистая сталь обладают хорошими механическими свойствами: $\sigma_b = 205 \div 225$ МПа, $\psi = 59 \div 72$ %, $KCU = 343 \div 981$ кДж/м².

27.4.5. Электрошлаковая сварка меди и ее сплавов

Применяется для Сн больших толщин 30—55 мм. Легирование шва осуществляют, применяя пластинчатые электроды соответствующего состава. Температура плавления флюса должна быть ниже температуры плавления меди, применяются легкоплавкие флюсы системы NaF—LiF—CaF₂, которые обеспечивают устойчивый процесс, подогрев и плавление кромок на требуемую глубину, хорошее формирование шва и легкое удаление шлаковой корки. Особенностью режимов электрошлаковой сварки меди являются повышенные сварочные токи: $I = 800 \div 1000$ А, $U_d = 40 \div 50$ В, скорость подачи пластинчатого электрода 12—15 м/ч. Механические свойства металла шва мало отличаются от свойств основного металла: $\sigma_b = 190 \div 197$ МПа, $\delta = 46 \div 47$ %, $KCU = 1559 \div 1579$ кДж/м², $\alpha = 180^\circ$.

27.4.6. Дуговая сварка в защитных газах

Ручную, полуавтоматическую и автоматическую сварку Сн и ее сплавов можно производить плавящимся и неплавящимся электродом. Наиболее часто применяют сварку вольфрамовым электродом с подачей присадочного металла в виде проволоки непосредственно в зону дуги, узкой профилированной проставки, закладываемой в стык, или с применением технологического бурта на одной из стыкуемых деталей. Реже применяется сварка плавящимся электродом.

В качестве защитных газов используют азот особой чистоты по МРТУ 6-02-375—66, аргон сорта высший по ГОСТ 10157—79, гелий высшей категории качества марок А и Б по ТУ 51-940—80, а также их смеси в соотношении по объему 50—75 % аргона.

При сварке в среде аргона плавящимся электродом процесс неустойчив, с трудом устанавливается стабильный струйный перенос металла в сварочной дуге. При сварке в среде азота эффективный и термический КПД дугового разряда выше, чем для аргона и гелия. Глубина проплавления получается выше, но устойчивость дугового разряда в азоте ниже, чем в аргоне и гелии. Несмотря на высокую чистоту защитных газов, медь при сварке подвергается окислению и может возникать пористость [6], что определяет необходимость применения легированных присадочных и электродных проволок.

Сварку меди неплавящимся электродом осуществляют на постоянном токе прямой полярности. При сварке электрод располагают строго в плоскости стыка, наклон электрода 60—80° «углом назад». При сварке Cu толщиной более 4—5 мм рекомендуется подогрев до 300—400 °С.

Присадочные проволоки из чистой меди М1, М0 при сварке обеспечивают получение металла шва, по составу и физическим свойствам близкого к основному металлу, однако механические свойства сварного соединения понижены, наличие пористости уменьшает плотность металла шва. При введении в состав присадочных проволок раскислителей и легирующих компонентов механические свойства возрастают, но, как правило, снижается тепло- и электропроводность металла шва, что в ряде случаев недопустимо. В таких случаях рекомендуются присадочные проволоки, легированные сильными раскислителями в микроколичествах, которые после сварки не остаются в составе твердых растворов, а переходят в свои соединения и образуют высоко-

ТАБЛИЦА 27.5

МАРКИ ПРИСАДОЧНОГО МЕТАЛЛА ДЛЯ СВАРКИ МЕДИ
И ЕЕ СПЛАВОВ НЕПЛАВЯЩИМСЯ ЭЛЕКТРОДОМ

Марка свариваемого металла	Газ	Присадочный металл	
		марка	химический состав, % (по массе) или ГОСТ
М1, М2, М3	Азот	МРЗТЦр60,1-0,1-01—01	0,08—0,14 РЗМ, 0,08—0,04 Ti, 0,08—0,14 Zn, 0,08—0,14 В
БрХ0,8	Аргон, гелий	БрНЦр, БрХНТ, БрКМиЗ-1	ГОСТ 16130—77 ГОСТ 5222—72
БрХНТ (сплав № 1)	Аргон, гелий	БрНЦр, БрХНТ, БрНЦрТ	ГОСТ 16130—72
БрХНТ (сплав № 4)	То же	БрХНТ	ГОСТ 16130—72
БрХЦрТ (сплав № 4)	»	БрХНТ, БрХ0,7	ГОСТ 16130—72

дисперсные шлаковые включения и поэтому не влияют на физические свойства металлов.

Составы присадочных проволок приведены в табл. 27.5. Применение присадочных проволок для сварки чистой меди, приведенных в табл. 27.5, позволяет получить металл шва с физическими и механическими свойствами на уровне основного металла М1, коррозионная стойкость сварных соединений такая же, как и у основного металла.

Другие способы сварки. Медь, как металл высокой пластичности, хорошо сваривается всеми видами сварки термомеханического класса, кроме контактной сварки, так как медь обладает малым переходным электрическим сопротивлением. Для приварки выводов из тонких медных проволок в изделиях электронной техники используют термокомпрессионную сварку. Для более крупных изделий сложной конфигурации широко применяют диффузионную сварку в вакууме, позволяющую получать соединения меди не только с медью, но и с другими металлами и даже неметаллическими материалами.

Холодную сварку меди пластической деформацией сдвига или сдавливания используют для сварки медных шин в энергетических установках. В этом случае обеспечивается удовлетворительное электрическое сопротивление сварных соединений.

Глава 28. НИКЕЛЬ И ЕГО СПЛАВЫ (Фролов В. В., Ермолаева В. И.)

28.1. Физико-химические свойства никеля

Никель-химический элемент VIII группы Периодической системы Д. И. Менделеева с порядковым номером 28 и атомной массой 58,71. Никель образует две аллотропные модификации: α -Ni кристаллизуется в гексагональной решетке плотной упаковки и устойчив ниже 250 °С, β -Ni кристаллизуется в гранцентрированной кубической решетке.

Основные свойства никеля приведены ниже [1]:

Плотность, кг/м ³	8900
Температура плавления, °С	1455
Температура кипения, °С	3075
Коэффициент теплопроводности, Дж·см ⁻¹ ·град ⁻¹	0,59
Удельное электрическое сопротивление, мкОм·м	13,7
Предел прочности при растяжении, МПа:	
отожженного	4000—5000
деформированного	7500—9000

Характерной особенностью никеля является сохранение пластических свойств при высоких и низких температурах (табл. 28.1) [3].

Никель обладает высокой коррозионной стойкостью при обычной температуре и при нагревании. При обычной температуре воздух и вода не действуют на металлический никель. При нагревании Ni взаимодействует с O₂, S, Se, Sb, P, C, Si и В.

ТАБЛИЦА 28.1
МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА НИКЕЛЯ
ПРИ РАЗНЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ

Т, °С	σ_B , МПа	δ , %	ψ , %
+17	450	35	77
-196	630	46	89
-253	790	48	69

Никель в твердом и расплавленном состоянии поглощает водород больше, чем медь.

Технический никель выпускают нескольких марок (ГОСТ 849—70), содержание чистого никеля составляет от 99,99% (по массе) (марка Н0) до 97,6% (по массе) (марка Н4).

28.2. Основные марки, структура и механические свойства

Никелевые сплавы, содержащие 55% и более Ni, являются важнейшими конструкционными материалами благодаря их высокой коррозионной стойкости, жаростойкости и жаропрочности, достаточной пластичности. Наиболее распространены сплавы Ni с Cu, Cr, Mo, Al, Fe, Ti, Be. Никелевые сплавы условно можно разделить на четыре группы: конструкционные, термоэлектродные, жаростойкие и сплавы с особыми свойствами. К первой группе относятся сплавы на медноникелевой основе (монель, мельхиор, нейзильбер и др.). Их химический состав определяется ГОСТ 492—73. Конструкционные сплавы отличаются повышенными механическими свойствами и высокой коррозионной стойкостью. Один из наиболее распространенных сплавов этой группы сплав монель НМЖМц-28-2,5-1,5 имеет структуру типа твердого раствора. Предел прочности этого сплава выше 440 МПа, относительное удлинение больше 25%, он хорошо обрабатывается в холодном и горячем состоянии, удовлетворительно сваривается.

Ко второй группе относятся сплавы типа хромель, алюмель, копель, манганин, константан. Эти сплавы отличаются большой электродвижущей силой и высоким удельным сопротивлением при малом температурном коэффициенте электросопротивления. Применяются они для изготовления прецизионных приборов, термопар и компенсационных проводов.

К третьей группе относятся нихромы, отличающиеся высокой жаропрочностью и жаростойкостью и применяющиеся главным образом для изготовления электронагревательных приборов, потенциометрических обмоток, малогабаритных сопротивлений. Химический состав сплавов этой группы определяется ГОСТ 5632—72, ГОСТ 12766—67. Основными компонентами этой группы никелевых сплавов являются хром и железо.

К четвертой группе можно отнести сплавы, обладающие высокой проницаемостью в магнитных полях, например пермаллой, сплавы с особыми упругими свойствами (инвар) и другие (ГОСТ 10160—75). Пермаллой применяют для изготовления сердечников трансформаторов, деталей реле, магнитопроводов и других устройств.

Сплавы с особыми упругими свойствами (инвар 36Н, ковар 29НК) (ГОСТ 10994—76) имеют заданную величину коэффициента теплового расширения и применяются для изготовления деталей, практически не изменяющих свои линейные размеры в интервале температур $-60 \div +100$ °С, или, наоборот, для создания термометаллов, состоящих из нескольких слоев металла или сплава с различными коэффициентами теплового расширения. Слои термометалла прочно соединяются между собой по всей поверхности сопротивления сваркой. При изготовлении термометаллических элементов к материалу предъявляются повышенные требования по свариваемости.

28.3. Свариваемость никеля и его сплавов

28.3.1. Сопротивляемость кристаллизационным трещинам

Сварка Ni и его сплавов затруднена вследствие высокой чувствительности к примесям. Наиболее отрицательное влияние на качество сварных швов оказывают С и S. Содержание С ограничивают до 0,15 % (по массе), а в некоторых сплавах — до 0,05 % (по массе).

Сера обладает большим химическим сродством к никелю. Особенно это заметно при температурах выше 400 °С, когда в течение короткого времени образуется сульфид никеля, дающий легкоплавкую эвтектику с никелем с температурой плавления 645 °С, которая располагается по границам зерен металла и может привести к появлению кристаллизационных трещин. Сульфид никеля может образоваться, если с никелем соприкасаются материалы, которые содержат даже небольшие количества серы, например горючие материалы, масла, краски и т. д. Количество серы в сплавах ограничивают 0,005 %—0,03 % (по массе). Введение в сплав небольшого количества лития [0,004—0,006 % (по массе)] резко уменьшает влияние серы [8].

Фосфор образует эвтектику Ni₃P—Ni с температурой плавления 880 °С и также может привести к появлению кристаллизационных трещин, его содержание ограничивают 0,005 % (по массе). Свинец и висмут снижают технологические свойства никелевых сплавов, их содержание ограничивают 0,002—0,005 % (по массе).

28.3.2. Склонность к порообразованию

Никель и его сплавы проявляют большую склонность к образованию пор вследствие хорошей растворимости в расплавленном металле азота, водорода, кислорода и резкого снижения растворимости при затвердевании металла. Легирование шва Ti, Cr и V уменьшает пористость, а легирование Mn, C, Si, Fe увеличивает. При аргонодуговой сварке вероятность образования пор уменьшается с повышением качества защиты зоны сварки.

28.3.3. Физико-химические особенности

При сварке Ni и его сплавов, особенно с Cu, основной металл не претерпевает структурных превращений, не закаливается, поэтому нет необходимости применять предварительный подогрев или последующую термообработку.

Некоторые сплавы Ni, особенно с Cr и Mo, проявляют склонность к межкристаллитной коррозии, для предотвращения которой сварное соединение подвергают отжигу. Сваривать такие

сплавы газовой сваркой нежелательно, так как длительное воздействие высокой температуры может привести к понижению коррозионной стойкости.

При сварке никеля и его сплавов для улучшения свариваемости приходится вводить в зону сварки легирующие компоненты, поэтому химический состав сварного шва отличается от основного металла.

В зависимости от способа сварки никеля могут быть применены различные методы легирования металла шва. Наиболее надежным методом легирования является применение электродной проволоки определенного состава в сочетании с пассивным нелегирующим электродным покрытием, с флюсом или использование сварки в инертных газах.

28.4. Технология сварки и свойства соединений

28.4.1. Подготовка под сварку

При сварке Ni и его сплавов необходима тщательная зачистка кромок и прилегающих к ним участков на ширине 20—25 мм механическим путем, так как на них образуется налет, содержащий серу, с последующим обезжириванием в ацетоне, уайт-спирите или бензине. Химическое травление, как правило, не применяется, однако при наличии пленки окислов на поверхности металла рекомендуется обработка в растворе следующего состава: 1 л H₂O, 1,5 л H₂SO₄, 2,25 л HNO₃, 30 г NaCl в течение 5—10 с с последующей промывкой в воде, нейтрализацией в 1 %-ном водном растворе аммиака и сушкой.

Металл в сварочной ванне при сварке никеля и его сплавов более вязок, чем при сварке сталей, и поэтому проплавляется на меньшую глубину, что требует значительной разделки кромок и увеличения их притупления. При сварке кислотостойкой аппаратуры следует избегать стыковых соединений с отбортовкой кромок, так как образующиеся в этом случае «карманы» могут вызвать появление щелевой коррозии при эксплуатации.

28.4.2. Газовая сварка

Газовую сварку преимущественно применяют при малой толщине (до 3—4 мм) Ni или его сплавов. В основном используется ацетилено-кислородное пламя нормальное или слегка восстановительное, $\beta = 0,97 \div 1,0$, так как избыток ацетилена может вызвать пористость металла шва. Электродную проволоку используют марок Н-1, НП-1, НП-2, а также применяют комплексно-легированные проволоки, содержащие Ti, Al, Mn, Si, марок НМцАТЗ-1,5-0,6 и НМцТК1-1,5-2-0,15 (ТУ 48-21-284—73).

В качестве присадочного материала используют проволоку из сплава Ni20Cr2,5, нихрома Х20Н80.

При газовой сварке Ni используют многокомпонентные флюсы: керамические типа ЖН-1 и плавные фторидные и высокоосновные марок АН-Ф5, АН-Ф7, АН8, АН-29, 49-ОФ-6.

Для сварки никеля и его сплавов применяют «левый» и «правый» способы. При «левом» способе сварочная ванна более интенсивно взаимодействует с кислородом окружающей атмосферы, его следует применять для сварки тонких листов (1—2 мм). При «правом» способе охлаждение сварочной ванны происходит медленнее, при этом уменьшается окисление расплавленного металла и пористость.

Сварку Ni следует выполнять без задержек и возврата на сваренный участок во избежание перегрева околошовной зоны, сопровождающегося образованием трещин. Следует также избегать многослойной газовой сварки. Металл толщиной 1—2 мм сваривают в один проход без скоса кромок. Для стыковых швов металла больших толщин делается V-образная разделка.

Сварные соединения из никеля, выполненные газовой сваркой, имеют $\sigma_{\text{в}} = 274 \div 314$ МПа, $\alpha = 90 \div 120^\circ$. Нормализация соединений при температуре 825—900 °С повышает их пластичность и вязкость.

Сварка нихрома затруднена образованием на поверхности ванны тугоплавкой пленки оксида хрома, которую удаляют механическим путем. Сварка нихрома выполняется с максимальной скоростью и без перерывов за один проход, так как повторное расплавление металла может привести к образованию трещин. Применяется пламя с небольшим избытком ацетилена при мощности 50—70 л/ч на 1 мм толщины [5]. В качестве присадочного прутка используется проволока, близкая по составу к основному металлу, с пониженным содержанием С и содержанием Cr по верхнему пределу. Применяется флюс состава, % (по массе): 40 буры, 50 борной кислоты, 10 хлористого натрия или фтористого калия. После отжига предел прочности сварных соединений из нихрома составляет 343—441 МПа.

28.4.3. Ручная дуговая сварка

Для ручной дуговой сварки Ni и его сплавов применяют электроды с качественными покрытиями. Наиболее качественные швы обеспечивают электроды с покрытием «Прогресс-50», которые применяют для сварки никеля марок Н-1, НП-1, НП-2. Электроды с покрытием ЭНХД-10 предназначены для сварки никелевокремнистых сплавов, с покрытием ЭНХМ-100 — для нихрома и никелевомолибденовых сплавов. Для сварки сплавов типа ХН80ТБЮ, ХН80ТБЮА, ХН70ВМТЮ и ХН75МВТЮ используют электроды с покрытием типа ИМЕТ и ВИ-2-6. Про-

МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ
НИКЕЛЕВЫХ СПЛАВОВ

Тип сплава	Марка	$\sigma_{\text{в}}$, МПа	KCU , кДж/м ²	δ , %	α , град
Никелевохромистый (нихром)	ЭИ442	327,7	—	10	—
То же	X20H80	574,9	1118,3	23,3	—
Никелевомолибденовый	ЭИ460	490,5	—	—	180
То же	ЭП496	810,3	745,6	—	—
Никелевохромомолибденовый	ЭП567	736,7	726	—	—

цесс ведут на постоянном токе обратной полярности, при этом значение тока назначают пониженным по сравнению с токами, применяемыми при сварке стали. Скорость сварки также понижена на 15 %. Рекомендуется вести сварку в нижнем положении короткой дугой для уменьшения угара стабилизирующих и раскисляющих элементов, содержащихся в электродной проволоке. При сварке производят продольные небольшие колебания конца электрода, что способствует газоудалению и получению более плотных швов, чем при поперечных колебаниях. Электрод держат примерно перпендикулярно плоскости шва с наклоном не более 15° в сторону свариваемых кромок.

При сварке Ni и его сплавов толщиной более 15 мм используется многопроходная сварка с предварительным подогревом кромок до 200—250 °С, при этом требуется тщательная зачистка поверхности промежуточных слоев.

Механические свойства сварных швов на некоторых никелевых сплавах, выполненных ручной дуговой сваркой покрытыми электродами, приведены в табл. 28.2.

28.4.4. Сварка под флюсом и электрошлаковая сварка

Сварку под флюсом и электрошлаковую сварку Ni и его сплавов выполняют на постоянном токе обратной полярности. Для сварки используют низкокремнистые основные или бескислородные фторидные флюсы типа АНФ-5, АНФ-22, АНФ-23 и др. Электродную проволоку выбирают по составу близкой к основному металлу. Диаметр проволоки практически не зависит от толщины металла и выбирается в зависимости от подготовки кромок в пределах от 3 до 5 мм.

При сварке металла малых толщин (5—6 мм) используется проволока диаметром 3 мм, сварка стыковых соединений выполняется без скоса кромок и без зазора; при больших толщинах производится V- или X-образная разделка кромок. При сварке

с полным проплавлением кромок используют медные или флюсовые подкладки.

Сварные соединения Ni и его сплавы, выполненные сваркой под флюсом, имеют достаточно стабильные и высокие механические свойства: $\sigma_b = 516 \div 780$ МПа, $KCU = 912 \div 2380$ кДж/м², $\delta = 6 \div 36$ % [6, 10].

28.4.5. Аргоно-дуговая сварка

Преимуществом аргоно-дуговой сварки является возможность обеспечения качественной защиты инертным газом сварочной ванны от взаимодействия с компонентами воздуха O₂, N₂, H₂, в результате чего предупреждается порообразование, трещинообразование и другие дефекты. При недостаточной защите поверхность шва становится складчатой, и на рентгенограммах сварных соединений оксидные пленки в складках шва могут расшифровываться как трещины.

Сборку деталей рекомендуется выполнять в зажимных приспособлениях без прихваток. Сборку с прихватками следует производить в тех случаях, когда невозможно предупредить нежелательные деформации при сварке в приспособлении. Размеры прихваток, расстояние между ними и способ выполнения устанавливают при отработке технологического процесса. В местах пересечений сварных швов ставить прихватки не допускается. Прихватки рекомендуется выполнять без присадочной проволоки. Присадочный металл следует применять в случае, если без присадки в прихватках образуются трещины. При выполнении прихваток и последующей сварке особое внимание следует обращать на заделку кратеров для предупреждения образований усадочной пористости и трещин. Кратеры швов должны быть тщательно заплавлены или выведены на удаляемый припуск детали или выходную планку. Не допускается выведение кратера на основной металл. Возбуждение дуги также рекомендуется выполнять на входной пластине, на стыке деталей, в разделке или на ранее наплавленном металле, но не на основном металле. Для возбуждения дуги следует использовать осциллятор. Заканчивая процесс сварки, следует уменьшать сварочный ток для предотвращения образования трещин в кратере. Сварку следует выполнять с минимальным количеством перерывов.

Одним из способов предупреждения горячих трещин при сварке может стать обеспечение преимущественной доли присадочного металла в шве (до 70—85 %). Для этого предусматривается зазор в корне разделки кромок или расширение разделки в корневой части (ОСТ 92-1186—80).

При сварке никелевых сплавов применяют сварочную проволоку с повышенным содержанием марганца и молибдена

МАРКИ СВАРОЧНОЙ ПРОВОЛОКИ ДЛЯ СВАРКИ НИКЕЛЕВЫХ
СПЛАВОВ В ОДНОРОДНОМ И РАЗНОРОДНОМ СОЧЕТАНИИ

Марка металла	Обозначение сплава	Марка присадочной проволоки	ГОСТ или ТУ на проволоку
ХН60ВТ	ЭИ868	Св-06Х15Н60М15 (ЭП367) Св-ХН60ВТ (ЭИ868)	ГОСТ 2248—70 ТУ 14-1-997—74
ХН78Т	ЭИ435	Св-06Х15Н60М15 (ЭП367)	ГОСТ 2248—70
ХН67МВТЮ	ЭП202	Св-06Х15Н60М15 (ЭП367)	ГОСТ 2248—70*
ХН57МВТЮ	ЭП590		
ХН55МБЮ	ЭП666		
ХН77ТЮ	ЭП199	Св-02Х15Н65М3ТЮ (ЭП642)	ТУ 14-1-1914—76
ХН56МТЮ	ЭП915		
ХН43БМТЮ	ЭИ703 + 12Х18Н10Т	Св-06Х15Н60М15 (ЭП367)	ГОСТ 2246—70
ХН38ВТ + 12Х18Н10Т	ЭИ437 + 12Х18Н10Т	Св-06Х15Н60М15 (ЭП367)	ГОСТ 2246—70
ХН77ТЮ (ЭИ437А) + + 12Х18Н10Т	ЭП202 + 12Х18Н10Т	Св-06Х15Н60М15 (ЭП367)	ГОСТ 2246—70
ХН67МВТЮ + 12Х18Н10Т	ЭИ868 + ЭИ811	Св-06Х15Н60М15 (ЭП367)	ГОСТ 2246—70
ХН60ВТ + 12Х21Н5Т	ЭИ868 + ЭИ835	Св-06Х15Н60М15 (ЭП367)	ГОСТ 2246—70
ХН60ВТ + 12Х25Н1617АР	ЭП202 + ЭП56	Св-06Х15Н60М15 (ЭИ868)	ГОСТ 2246—70
ХН67МВТЮ + 09Х16Н45	ЭИ868 + ЭП202	Св-06Х15Н60М15	ГОСТ 2246—70
ХН60ВТ + ХН67МВТЮ	ЭП202 + ЭИ811	Св-06Х15Н60М15	ГОСТ 2246—70
ХН67МВТЮ-ВД + 12Х21Н5Т			

* Для соединений, не упрочняемых термообработкой. ** Для соединений, упрочняемых термообработкой.

ТАБЛИЦА 28.4

ДОПУСКАЕМЫЕ СМЕЩЕНИЯ ЭЛЕКТРОДА ПРИ СВАРКЕ
НИКЕЛЕВЫХ СПЛАВОВ СО СТАЛЬЮ

Толщина металла, мм	0,8	1,0	1,5	2,0	2,5	3,0
Величина смеще- ния, мм	0—0,2	0—0,2	0,5—0,7	0,7—1	0,7—1,2	0,7—1,2

ТАБЛИЦА 28.5

ХИМИЧЕСКИЙ СОСТАВ АКТИВИРУЮЩЕГО ФЛЮСА
(ОСТ 92-1186—80)

Марка сплава	Марка АФ	Химический состав, % по массе			Физическое состояние
		TiO ₂	Li ₃ AlF ₆	C ₂ H ₅ OH	
ЭП202, ЭП590, ЭИ868, ЭП666	ФС-300	21,5	28,5	50	Спиртовой шликер

с целью обеспечения высокой стойкости металла шва против образования горячих трещин. Составы присадочных материалов приведены в табл. 28.3.

При сварке никелевых сплавов с нержавеющей сталью 12Х18Н10Т в ряде случаев целесообразно смещать вольфрамовый или плавящийся электрод от стыка свариваемых кромок в сторону стали на величину, указанную в табл. 28.4, для симметричного формирования шва относительно стыка изделий.

Для повышения стойкости сварных соединений жаропрочных дисперсионно-твердеющих никелевых сплавов против растрескивания при нагревах необходимо заготовки деталей, подлежащих сварке, подвергать стабилизирующей термической обработке. Режимы стабилизации устанавливаются в каждом конкретном случае при отработке технологии.

Сварные соединения, не подвергаемые упрочнению после сварки, а также соединения монтажные и другие, не допускающие термической обработки по своей конструкции, следует преимущественно выполнять с присадкой Св-06Х15Н60М15 по ГОСТ 2246—70.

С учетом склонности никелевых сплавов к образованию горячих трещин при сварке следует применять стыковые соединения или угловые и тавровые с полным проваром, как не имеющие концентратора напряжений в сравнении с другими типами соединений.

Для повышения стойкости против горячих трещин предусматривают гарантированный зазор между свариваемыми кромками стыковых соединений для обеспечения свободной усадки металла. Величину зазора выбирают при отработке технологии.

Для получения сварных швов с гарантированным проваром и с целью уменьшения пористости в сварных соединениях никелевых сплавов применяют способ аргонодуговой сварки с использованием активирующих флюсов (АФ). Способ обеспечивает получение более широкого проплава и более узкой лицевой стороны шва по сравнению с обычной аргонодуговой сваркой. В табл. 28.5 приведен химический состав флюса, рекомендуемый при сварке никелевых сплавов.

С целью предупреждения образования пор в металле шва наносить АФ рекомендуется непосредственно перед сваркой. Оставшийся на поверхности швов налет шлака АФ не оказывает отрицательного влияния на механические свойства и коррозионную стойкость соединений.

28.4.6. Электронно-лучевая сварка

Электронно-лучевой сваркой можно сваривать практически все марки никелевых сплавов, при этом удается получать соединения больших толщин за один проход и с большой скоростью. Следует применять рекомендации такие же, как при аргонодуговой сварке.

Высокая чистота атмосферы (вакуум) и особенности термического цикла позволяют получать соединения с механическими свойствами на уровне основного металла.

28.4.7. Диффузионная сварка

Этот способ находит все большее применение в различных областях машиностроения, в электронной технике и при получении прецизионных соединений. Условия сварки: наличие вакуума и отсутствие первичной кристаллизации при нагреве до температур ниже температуры плавления соединяемых металлов позволяют получать сварные соединения с высоким уровнем механических и служебных свойств. В некоторых случаях появляется возможность совмещения процесса сварки с последующей термической обработкой.

При сварке никеля, сплавов типа монель, константан, имеющих на поверхности пленку окислов, легко удаляемую при нагреве в вакууме, трудностей в проведении процесса не обнаруживается. Сварку производят при параметрах режима: $T = 900 \div 1000$ °С, $P = 14,7$ МПа, $t = 10$ мин, вакуум не менее 0,013 Па. Сварные соединения имеют прочность на разрыв $\sigma_b = 539$ МПа при относительной деформации $\epsilon = 0,72$ %.

Жаропрочные сплавы никеля, имеющие в качестве легирующих добавок Mo, W, V, Al, Ti и другие элементы, затрудняющие диффузионные процессы, требуют повышения температуры сварки и увеличения удельного давления. Для сплава ХН75МБТЮ (ЭИ602), например, рекомендуется режим сварки: $T=1150 \div 1175$ °С, $P=19,6 \div 29,4$ МПа, $t=6 \div 10$ мин, вакуум не менее 0,013 Па. Механические свойства полученных соединений составляют $\sigma_b=747,5$ МПа, $\epsilon=45\%$. В ряде случаев при сварке жаропрочных никелевых сплавов рекомендуют применять стеарин, нанося его на стыкуемые поверхности, для облегчения восстановления металлов из оксидов.

Для соединения ряда высоколегированных сплавов Ni применяют самофлюсующиеся расплавляемые промежуточные прослойки, содержащие В, Li, К и другие элементы, способные восстановить и растворить прочные оксиды с образованием легкоплавких эвтектик, испаряющихся в вакууме.

При сварке Ni процесс можно вести в среде водорода с точкой росы ниже -40 °С.

Диффузионной сваркой никель хорошо соединяется с медью. Режим сварки: $T=900$ °С, $P=12,7 \div 14,7$ МПа, $t=20 \div 30$ мин, вакуум не ниже 9,013 Па. Остаточная деформация составляет $\epsilon \approx 1\%$.

28.4.8. Контактная сварка

Никель обладает значительно большей электропроводностью, чем сплавы на его основе. В связи с этим точечная сварка

ТАБЛИЦА 28 б

ОРИЕНТИРОВОЧНЫЕ РЕЖИМЫ СВАРКИ НИКЕЛЯ

Материал	Толщина листа, мм	Удельное давление		Ток, А	Время, с
		кгс/мм ²	МПа		
Технический никель	0,5—0,8	1 400	13,734	7 760	0,51—0,67
	0,9—1,5	2 450	24,034	9 200	0,51—0,67
	1,6—2,2	2 450	24,034	21 600	0,83—1,0
	2,3—2,5	2 100	20,601	26 400	1,67—2,0
	3,2	2 100	20,601	30 800	2,76—3,34
Монель-металл	0,5—0,8	1 050	10,300	6 200	1,67—2,0
	0,9—1,5	1 750	17,167	10 600	1,67—2,0
	1,6—2,2	2 800	27,468	15 300	1,67—2,0
	2,3—2,5	2 450	24,034	20 000	2,67—3,34
	3,2	2 450	24,034	21 300	4,18—5,0
Сплавы никеля с железом	0,5—0,8	1 050	10,300	4 040	1,67—2,0
	0,9—1,5	2 100	20,601	3 730	1,67—2,0
	0,6—2,2	2 800	27,468	6 100	1,67—2,0
	2,3—2,5	2 800	27,468	12 700	2,67—3,34
	3,2	2 450	24,034	20 100	4,18—5,0

СРАВНИТЕЛЬНАЯ ПРОЧНОСТЬ (кгс/мм²) СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ
ИЗ СПЛАВА ХН60ВТ ПОСЛЕ СТАРЕНИЯ ПРИ РАЗЛИЧНЫХ
СПОСОБАХ СВАРКИ

Способ сварки	Температура испытаний, °С			Способ сварки	Температура испытаний, °С		
	20	800	900		20	800	900
<i>При старении после сварки</i>				<i>При старении до сварки</i>			
Аргонодуговая	105	52—55	32—36	Аргонодуговая	90	31—34	31—34
Шовная	90	31—36	28—30	Шовная	—	19—24	19—24
Точечная	895	325—480	325—480				

Примечание. Режим старения. 800 °С, 2 ч, охлаждение на воздухе.

сплавов осуществляется при меньшей силе тока, чем технического Ni. Режимы сварки низкоуглеродистого Ni близки к режимам для низколегированных сталей. Сравнительно высокая прочность никеля и его сплавов требует применения более высоких давлений на электроде. Диаметр электродов сферической или конической формы выбирают в зависимости от толщины свариваемого металла: при толщине 0,5—1,5 мм диаметр электрода составляет 3—6 мм, при толщине 1,5—2,5 мм диаметр электрода 6—8 мм и при толщине 2,5—3,0 мм 8—10 мм.

Никель и его сплавы хорошо свариваются также со сталями и медными сплавами.

Ориентировочные режимы точечной сварки тонколистового никеля и его сплавов приведены в табл. 28.6 [5].

Режимы шовной и стыковой сварки никеля и его сплавов можно ориентировочно принимать по режимам для сварки титана. Сравнительные данные о механических свойствах сварных соединений приведены в табл. 28.7 [5].

Глава 29. СВИНЕЦ И ЕГО СПЛАВЫ

(Фролов В. В., Ермолаева В. И.)

29.1. Физико-химические свойства свинца

Свинец — химический элемент IV А группы Периодической системы Д. И. Менделеева с порядковым номером 82 и атомной массой 207,19. Свинец кристаллизуется в гранцентрированной кубической решетке, диамагнитен, при температуре 7,2 К переходит в сверхпроводящее состояние.

Основные физико-химические и механические свойства свинца приведены ниже:

Плотность, кг/м ³	11 340
Температурный коэффициент линейного расширения, · 10 ⁶ , град ⁻¹	29

Коэффициент теплопроводности, Вт·см ⁻¹ ·град ⁻¹	0,34
Удельное электрическое сопротивление, мкОм·см	20,65
Температура плавления, °С	327
Температура кипения, °С	1340
Предел прочности при растяжении, МПа	18,0
Предел текучести, МПа	5,0

В химических соединениях свинец проявляет степени окисления +2 и +4. В низшей степени окисления более устойчив, в высшей проявляет окислительные свойства. Свинец устойчив в соляной и серной кислотах вследствие пассивации поверхности плохо растворимыми солями, легко растворяется в азотной и уксусной кислотах. Оксиды свинца амфотерны, низший оксид PbO взаимодействует с высшим PbO₂, образуя Pb₃O₄. Свинец и его соединения ядовиты, предельно допустимая концентрация в воздухе составляет 0,01 мг/м³ [5]. Свинец очень пластичный металл, легко прокатывается в тонкие листы, мягкий и ковкий. Температура рекристаллизации свинца 0 °С, поэтому получить свинец в наклепанном состоянии при комнатной температуре нельзя. Свойства свинца сильно зависят от наличия примесей.

Свинец применяют в химической, электротехнической, атомной промышленности, сверхпроводниковой технике.

Свинец выпускают семи марок (ГОСТ 3778—77): С0000, С000, С00, С0, С1, С2, С3, содержание свинца в которых меняется от 99,9999 % (по массе) (С0000) до 99,9 % (по массе) (С3). Основные примеси в свинце — Ag, Cu, Zn, Bi, As, Sn, Sb, Fe.

29.2. Основные марки, структура и механические свойства сплавов свинца

Сплавы свинца характеризуются высокой плотностью, твердостью, хорошими антифрикционными свойствами, коррозионной стойкостью.

Свинец образует со многими металлами эвтектические сплавы, с щелочными и щелочно-земельными металлами — интерметаллиды. Добавка Sb и Sn к свинцу повышает его прочность и твердость, As делает Pb дисперсионно-твердеющим, таллий уменьшает ползучесть. Наличие Sb в свинце приводит к охрупчиванию металла шва, поэтому для сварки желательно использование бессурьмянистого свинца.

Сурьмянистый свинец имеет маркировку ССу и выпускается нескольких составов в зависимости от содержания примесей и назначения (ГОСТ 1292—81). Сурьмянистый свинец общего назначения марок ССу1, ССу2, ССу3, ССу8, ССу10 содержит от 2,5 до 12 % (по массе) сурьмы в качестве основного компонента.

Для изготовления оболочек кабелей применяется сурьмянистый свинец марок ССуМ, ССуМ1, ССуМ2, ССуМ3, ССуМ10, в которых содержание сурьмы составляет от 0,15 до 0,95 % (по массе), остальных примесей еще меньше.

Сплавы свинца легкоплавки, их используют в качестве припоев марок ПОС и типографских сплавов.

Сплавы типографские безоловянные изготавливают из свинца не ниже марки С3 (ГОСТ 3778—77), сурьмы Су2 (ГОСТ 1089—82) и мышьяка. Химический состав типографских сплавов марок МШ1, МШ2, МШ3, МП1, МСМ1, МЛн1, определяется ГОСТ 5188—49. Сплавы этих марок содержат 9,5—15 % Sb, 1—4 % As, примеси Sn, Cu, Ni, Fe, Zn, S составляют от 0,2 до 0,6 % (по массе), остальное Pb.

29.3. Свариваемость свинца и его сплавов

Низкая теплопроводность свинца позволяет сваривать металл при небольших тепловложениях. Малая растворимость в расплавленном свинце кислорода, азота и водорода позволяет при газовой сварке использовать водородно-кислородное пламя.

Пары свинца ядовиты, поэтому сварочный пост должен быть оборудован приточно-вытяжной вентиляцией, обеспечивающей содержание свинца ниже предельно допустимых концентраций.

При сварке технического свинца металл шва получается крупнокристаллическим и малопластичным. Для повышения пластичности шва основной металл и присадочную проволоку легируют кальцием, оловом, селеном и другими модификаторами [3].

29.4. Технология сварки свинца и его сплавов

29.4.1. Подготовка под сварку

Перед сваркой свариваемые кромки должны быть зачищены до металлического блеска на ширину не менее 30 мм от каждой кромки. Допускается применение химического травления в растворе уксусной кислоты, содержащем уксуснокислый аммоний [9], или промывка в четыреххлористом углероде [10].

Очищенная поверхность свинца сохраняется незначительное время и может потребоваться повторная зачистка кромок непосредственно перед сваркой.

Сварка плавлением свинца и его сплавов может производиться в любом положении швов в пространстве. При двусторонней сварке металла толщиной до 10 мм скос кромок не производят. Для полного провара металла толщиной более 6 мм при односторонней сварке рекомендуется производить односторонний скос кромок под углом 35° с каждой стороны с притуплением до 4 мм. При вертикальной сварке вследствие легкоплавкости, жидкотекучести и большой удельной массы свинца следует применять передвижные формирующие планки-подкладки. Применять подкладки рекомендуется и при сварке других стыковых соединений, причем для толщины до 4 мм подкладки могут быть из асбеста.

Присадочную проволоку выбирают в соответствии с маркой свариваемого свинца.

Целесообразно присадочный металл закладывать в стык, что повышает производительность сварки и до некоторой степени предохраняет от вытекания металла.

Сварку свинца осуществляют преимущественно газовым пламенем, дугой угольным электродом или неплавящимся электродом в среде аргона.

29.4.2. Газовая сварка

Газовая сварка применяется для свинца и его сплавов толщиной от 0,8 до 30 мм и более. Используют ацетилено-кислородное и водородно-кислородное пламя. Как правило, газовую сварку применяют при облицовке гальванических ванн, сварке свинцовых трубопроводов небольших диаметров, наплавке свинца на черные металлы. Ацетилено-кислородную сварку производят пламенем нормального состава ($\beta = 1 \div 1,2$). Мощность пламени (л/ч) $W = 100s$, где s — толщина свариваемого металла, мм. Процесс сварки необходимо осуществлять с максимально возможной скоростью, чтобы не происходило вытекание свинца из стыка. При толщине металла более 1,5—2 мм сварку производят в несколько слоев «левым» способом с наклоном горелки 30—45° к изделию. В качестве флюса применяют стеарин или расплав стеарина с канифолью, перед нанесением флюса на кромки свариваемые листы в стыке подогревают горелкой. Флюс химически не реагирует со свинцом и только защищает металл от окисления.

Вследствие высокой пластичности свинца не требуется мер по борьбе со сварочными напряжениями, однако при сварке сурьмянистого свинца возможно образование трещин.

29.4.3. Дуговая сварка угольным электродом

Дуговая сварка угольным электродом выполняется на переменном и постоянном токе, лучшие результаты получаются на постоянном токе прямой полярности. При бесфлюсовой сварке на поверхности расплавленной ванны образуется пленка оксида свинца, которую необходимо механически удалять. Лучшее качество швов получают при использовании флюсов — стеарин или расплав стеарина с канифолью. Металл малых толщин (до 4 мм) сваривают встык за один проход, при больших толщинах — за два или три прохода. Сварку за первый проход осуществляют без присадочного металла за счет расплавления кромок. При втором проходе используют присадочный металл, увеличение размеров сварочной ванны достигают круговыми движениями электрода. Третий проход выполняют при сварке свинца значительных толщин. Рекомендуется пульсирующая дуга: наряду с перемещением электрода в горизонтальной плоскости ему сообщаются небольшие колебания в вертикальной плоскости. Сварку ведут без подогрева, в начале сварки путем задержки дуги подогревают первый участок стыка. Сварку ведут без перерыва. При случайном обрыве дуги необходимо вначале зачистить участок вокруг кратера до металлического блеска и лишь после этого продолжать сварку. С целью сглаживания сварного шва допускается его обрубка и проковка.

РЕЖИМЫ ДУГОВОЙ СВАРКИ СВИНЦА УГОЛЬНЫМ ЭЛЕКТРОДОМ

Толщина, мм	Диаметр электрода, мм	Ток, А	Длина дуги, мм
1—5	6—12	25—40	4—6
5—10	10—15	40—65	6—8
10—12	15—20	65—95	8—12
15—30	15—20	95—100	8—12

Режимы дуговой сварки свинца угольным электродом характеризуются малыми сварочными токами — не выше 100 А из-за возможной резки при более высоких токах и напряжении на дуге 10—12 В.

Ориентировочные режимы дуговой сварки свинца угольным электродом приведены в табл. 29.1.

Для механизации сварочных работ рекомендуется использовать дуговую сварку неплавящимся электродом в среде инертных газов. Сварку свинца малых толщин (до 3 мм) во всех пространственных положениях выполняют короткой дугой на постоянном токе прямой полярности в среде аргона.

29.4.4. Импульсно-дуговая сварка

Импульсно-дуговая сварка осуществляется точками, поэтому большое влияние на проплавляющую способность дуги оказывает величина шага точек: при толщине свариваемых листов 3 мм рекомендуется шаг 2,5—3,5 мм, при 5 мм — 1,5—2,5 мм. При большем шаге снижается величина провара. Для обеспечения максимальной проплавляющей способности дуги форма импульса тока должна приближаться к прямоугольной.

29.4.5. Холодная сварка свинца

Холодная сварка свинца используется для малых толщин — до 2—2,5 мм [2]. Минимальная величина деформации при этом составляет 84 %. Холодная сварка сдвигом позволяет снизить величину деформации до 50 % [10]. Скорость нагружения мало влияет на деформируемость и прочность сварных соединений из свинца. Прочность сварных соединений составляет $\sigma_{\text{в}} = 29 \div 49$ МПа и близка к прочности основного металла, на уровне основного металла находятся электропроводность и другие свойства.

Свинец можно сваривать взрывом.

Глава 30. СЕРЕБРО И ЕГО СПЛАВЫ (Фролов В. В., Ермолаева В. И.)

30.1. Физико-химические свойства серебра

Серебро — химический элемент I В группы Периодической системы Д. И. Менделеева с порядковым номером 47 и атомной массой 107,88. Серебро кристаллизуется в кубической гранцентрированной решетке, полиморфных превращений не испытывает. Серебро обладает наибольшими среди металлов электрической проводимостью, теплопроводностью и отражательной способностью.

Основные физико-химические и механические свойства серебра приведены ниже:

Плотность, кг/м ³	1049
Температурный коэффициент линейного расширения, ·10 ⁶ , град ⁻¹	19
Коэффициент теплопроводности, Вт·см ⁻¹ ·град ⁻¹	4,18
Удельная теплоемкость, кДж/кг·град	0,235
Удельное электрическое сопротивление, мкОм·см	1,59
Температура плавления, °С	960,5
Предел прочности при растяжении, МПа	180
Предел текучести, МПа	30
Относительное удлинение, %	50

Серебро не растворяется в соляной и серной разбавленной кислотах, хорошо растворяется в азотной кислоте, смеси азотной и соляной кислот, в горячей концентрированной серной кислоте, со щелочами не взаимодействует, оксиды серебра малоустойчивы. Потемнение серебра связано с образованием на его поверхности во влажном воздухе, содержащем сернистые соединения, пленки сульфида Ag₂S. Поэтому использовать серебро и его сплавы в среде, содержащей сероводород, влажный сернистый газ, а также в контакте с резиной и эбонитом нельзя. Серебро используется в приборостроении в основном для изготовления контактов, в химической промышленности для изготовления сварных конструкций, работающих в особо агрессивных условиях, в криогенной технике, в ювелирной промышленности.

Различные примеси даже в небольших количествах значительно понижают проводимость серебра. Серебро подвержено эрозии и имеет низкие параметры дуги по сравнению с другими металлами, хорошо поддается всем видам пластической обработки, сваривается и паяется.

Серебро выпускается двух марок: Ср999,9 и Ср999 (ГОСТ 6836—80), содержание серебра в которых составляет 99,99 % и 99,9 % соответственно. Основные примеси: Pb, Fe, Sb, Bi.

30.2. Основные марки, структура и механические свойства

Серебро образует непрерывный ряд твердых растворов с золотом и палладием, сплавы которых имеют широкое применение

В системе серебро—золото при средних концентрациях компонентов удельное сопротивление, теплопроводность, пластичность максимальны, механическая прочность низкая, коррозионная стойкость большая. Золотосеребряные сплавы упрочняют медью, они имеют маркировку ЗлСрМ990-5, ЗлСрМ980-15 и т. д. (ГОСТ 6835—80), где первая цифра указывает содержание золота, вторая — серебра. В сплаве ЗлСрМ990-5 золота содержится 99,0 %, серебра 0,5 %, остальное — медь. Сплавы этой системы содержат Ag от 0,5 до 33 % (по массе).

Сплавы системы Ag—Pd выпускают двух марок: СрПд20 и СрПд40 с содержанием серебра 80 и 60 % соответственно. Они обладают свойствами, аналогичными свойствам золотосеребряных сплавов.

Ag—Pd—Cu сплав СрПдМ30-20 (ГОСТ 6836—80) содержит 50 % Ag, 20 % Cu, 30 % Pd.

Сплавы Ag—Pt образуют диаграмму состояния перитектического типа с ограниченной растворимостью компонентов. Сплавы с содержанием Pt 10—45 % (по массе) могут подвергаться старению. Термической обработкой этих сплавов можно достигнуть высокой твердости и прочности: до 3600 МПа после закалки при 1000 °С и старения при 550 °С.

Сплавы Ag—Cu образуют диаграмму состояния эвтектического типа с областями ограниченной растворимости. Старение может значительно повысить механические свойства сплавов. Медь увеличивает твердость и понижает эрозию серебра особенно в области эвтектических сплавов, но ухудшает коррозионные свойства.

30.3. Свариваемость серебра и его сплавов

Сварка серебра и его сплавов затруднена из-за большой теплопроводности, что требует применения концентрированных источников тепла, применения предварительного подогрева до 500—600 °С. Высокий коэффициент теплового расширения может приводить к появлению значительных напряжений и деформации изделий. Жидкое серебро хорошо растворяет кислород, при кристаллизации металла возможно образование эвтектики $Ag_2O—Ag$ с температурой плавления 507 °С, выделение которой охрупчивает металл, а также возможно образование пор. При плавлении и сварке серебро интенсивно испаряется. Содержащиеся в сплавах серебра примеси Al, Cu, Si, Cd могут окисляться при сварке, что будет приводить к потере пластичности сплава. Из-за большой жидкотекучести сварку серебра и его сплавов рекомендуется выполнять в нижнем или слегка наклонном положении.

30.4. Технология сварки серебра и его сплавов

Для сварки серебра и его сплавов применяют газовую сварку, аргонодуговую сварку неплавящимся электродом, используют кузнечную сварку.

При газовой сварке используют метанокислородное и ацетиленокислородное нормальное пламя, а также присадочную проволоку, раскисленную алюминием, и флюс, приготовленный на этиловом спирте из равных количеств буры и борной кислоты. Флюс наносят на соединяемые кромки или присадочную проволоку. Мощность пламени, л/ч: $W = (100—150)s$, где s — толщина свариваемого металла, мм [5]. Применяют «левый» способ сварки, при этом расстояние от ядра пламени до поверхности сварочной ванны должно быть 3—4 мм. Горелку располагают перпендикулярно или слегка наклонно к свариваемой поверхности. Нагрев осуществляют с максимально возможной ско-

ростью, без перерывов и повторений. Сборку производят, как правило, без прихваток в специальных приспособлениях. Свариваемые кромки и присадочная проволока расплавляются одновременно, причем проволока нагревается до более высокой температуры. Швы весьма склонны к порообразованию.

Механические свойства соединений, выполненных ацетилено-кислородной сваркой: $\sigma_{\text{в}}$ 98—127 МПа, угол загиба 30—180°.

Дуговая сварка вольфрамовым электродом в среде аргона осуществляется постоянным током прямой полярности. Присадочную проволоку выбирают по составу близкой к свариваемому металлу. Возможны ручная и автоматическая сварка. Ручную сварку осуществляют «углом вперед» без поперечных колебаний, угол наклона горелки к свариваемой поверхности составляет 60—70°, присадочная проволока подается под углом 90° к вольфрамовому электроду. Сварка стыковых соединений серебра выполняется в нижнем или слегка наклонном положении. Качественное формирование шва обеспечивается применением формирующих подкладок [5]. Механические свойства соединений из серебра, выполненных аргонодуговой сваркой вольфрамовым электродом, выше, чем при газовой сварке. В табл. 30.1 приведены механические свойства соединений, выполненных аргонодуговой сваркой на листовом серебре марки Сr999,9 толщиной 2 мм. Исходный металл имел предел прочности $\sigma_{\text{в}} = 161,9$ МПа, относительное удлинение $\delta = 28,5$ %, угол загиба $\alpha = 180^\circ$.

Наиболее стабильными свойствами, близкими к свойствам исходного металла, обладают сварные соединения, выполненные в камере с контролируемой атмосферой, что связано с надежной защитой сварочной ванны.

При сварке биметаллических листов низкоуглеродистая сталь — серебро наблюдается большое количество пор, поэтому в ряде случаев рекомендуется использовать промежуточный плакирующий слой из никеля, меди или серебра. При

ТАБЛИЦА 30.1

МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ
ИЗ СЕРЕБРА

Способ сварки	$\sigma_{\text{в}}$, МПа	δ , %	α , град
Ацетиленокислородный	116,7	14,5	67
Плавящимся электродом в аргоне	58,9	14,5	—
Неплавящимся электродом в аргоне на переменном токе	132,4	21,3	180
То же, на постоянном токе	138,3	23,8	180
В камере с контролируемой атмосферой аргона	157,9	24,5	180

аргонодуговой наплавке серебра на сталь рекомендуется применять флюс следующего состава, % (по массе): 30—35 тетрафторбората калия, 35—40 криолита, 20—22 фтористого натрия, что приводит к улучшению адгезии серебра к стали.

Раздел 8

ТУГОПЛАВКИЕ МЕТАЛЛЫ И СПЛАВЫ

Глава 31. СВОЙСТВА ТУГОПЛАВКИХ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ (Большаков М. В.)

31.1. Физико-химические и механические свойства

Большинство тугоплавких металлов принадлежит к числу сравнительно малораспространенных в природе элементов. По распространенности в земной коре цирконий превосходит такие металлы, как Cu, Zr, Sn, Pb, Ni, его содержание в земной коре (весовой кларк) составляет $2 \cdot 10^{-2}$ %. Ниобий и тантал в природе встречаются совместно. Содержание ниобия в земной коре составляет $1 \cdot 10^{-3}$ %, а тантала — $2 \cdot 10^{-4}$ %. Основными минералами ниобия и тантала являются колумбит и танталит. Весовой кларк ванадия приближается к $1,5 \cdot 10^{-2}$ %. Значительно ниже весовые кларки молибдена ($3 \cdot 10^{-4}$ %) и вольфрама ($1 \cdot 10^{-4}$ %). Наиболее важными их минералами являются вольфрамит $(\text{Fe}, \text{Mn})\text{WO}_4$ и молибденит MoS_2 . Запасы хрома в земной коре превышают запасы Nb, Ta, Mo и W, вместе взятых ($3,5 \cdot 10^{-2}$ % Cr).

Большое влияние на свариваемость металлов оказывают физико-химические и механические их свойства (табл. 31.1, 31.2). При этом необходимо учитывать, что механические свойства металлов являются структурно чувствительными. На них оказывают влияние следующие металлургические факторы: 1) размер и форма зерна; 2) субзеренная (дислокационная) струк-

ТАБЛИЦА 31.1
ФИЗИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ТУГОПЛАВКИХ МЕТАЛЛОВ [1, 2]

Металл	Плотность при 20°C, кг/м ³	Температура плавления, °C	Удельная теплоемкость (при 20°C), Дж/(кг·град)	Коэффициент теплопроводности (при 20°C), Вт/(м·град)	Коэффициент линейного расширения, $\alpha \cdot 10^{-6}$, град ⁻¹	Модуль нормальной упругости, МПа
Ванадий (V)	6 100	1 950	501	31,0	10,6	135 000
Хром (Cr)	7 190	1 875	462	67,1	6,2	240 000
Цирконий (Zr)	6 510	1 855	289	21,0	5,85	89 600
Ниобий (Nb)	8 550	2 468	272	52,5	7,1	105 000
Молибден (Mo)	10 220	2 620	255	145,0	5,44	336 000
Тантал (Ta)	16 600	2 996	136	54,5	7,2	188 000
Вольфрам (W)	19 350	3 395	130	188,0	4,45	390 000

МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ТУГОПЛАВКИХ МЕТАЛЛОВ
ПРИ КОМНАТНОЙ ТЕМПЕРАТУРЕ [2]

Металл	Высокая чистота					Техническая чистота	
	σ_T , МПа	σ_B , МПа	δ , %	ψ , %	HV , МПа	σ_B , МПа	δ , %
Zr	80—130	200—260	48—36	85	630	470	33
V	100	200	40	75	570	260—450	40—25
Nb	190	250	60	80	870	300—450	50—20
Ta	190	200	50	90	900	380	40—30
Cr	370	420	44	78	1050	500—900	0
Mo	390	480	42	38	2100	800—900	10—15
W	—	500—600	13,5	—	—	800—1100	0

тура; 3) предпочтительная ориентировка (текстура); 4) наличие примесей внедрения и избыточных фаз, их количество и распределение.

Для получения чистых тугоплавких металлов из руд используется весь комплекс средств химической технологии получения чистых веществ и вакуумной металлургии: нонно-обменная хроматография, нодидный метод, электролиз, возгонка легкоплавких примесей, электродуговая и электронно-лучевая плавка, электрошлаковый переплав, зонное рафинирование и т. д. Исходная чистота металлов во многом определяет их свойства и поведение при различных операциях обработки, в том числе и сварки.

Весьма перспективными способами получения готовых изделий или полуфабрикатов из тугоплавких металлов (особенно молибдена и вольфрама) являются методы порошковой металлургии, прессование и спекание или горячее изостатическое прессование порошка различной зернистости. Очевидно, имеет перспективу и способ получения гранулированных тугоплавких металлов.

В настоящее время деформируемые сплавы на основе тугоплавких металлов применяют в виде прутков, листов, штамповок, труб, профилей, проволоки и фольги. Обработка давлением тугоплавких металлов осуществляется различными способами в зависимости от условий производства и вида заготовок. К основным способам относятся: ковка, штамповка, прессование, прокатка, волочение, деформация с применением энергии взрыва, комбинированные методы.

С помощьюковки из тугоплавких металлов можно получать как полуфабрикаты, предназначенные для дальнейшей переработки (прутки, фасонные профили, плоские заготовки и др.), так и готовые изделия. Ковку осуществляют на молотах, прессах или ротационно-ковочных машинах. Открытую ковку при высоких температурах производят в камерах с защитной атмосферой.

По сравнению с ковкой прессование является более предпочтительной операцией обработки давлением тугоплавких металлов из-за меньшей вероятности растрескивания слитка, лучшего качества изделия и быстроты процесса. Однако применение прессования ограничено мощностью прессового оборудования и стойкостью инструмента. В последнее время в СССР созданы установки ВНИИметмаш 55/85 для гидростатического прессования труднодеформируемых материалов при температурах до 2000 °С.

Горячую прокатку тугоплавких металлов производят из прессованных или кованных заготовок толщиной 25—80 мм при температурах, близких к температурам прессования иликовки. С уменьшением толщины листа температуру постепенно уменьшают. Прокатку осуществляют в специальных пакетах на вакуумных или газозащитных прокатных станах.

Прутки небольших диаметров и проволоку из тугоплавких металлов получают волочением на волочильных машинах барабанного типа

Термическая обработка является одним из эффективных средств придания тугоплавким металлам и сплавам на их основе необходимой структуры и свойств. Для этих материалов применимы все известные виды термической обработки: 1) отжиг, включающий гомогенизацию, возврат и рекристаллизацию; 2) фазовая перекристаллизация, сопровождаемая изменением фазового состава; 3) закалка и старение.

Основным видом термической обработки является отжиг. Закалка и старение находят широкое применение лишь для полиморфных сплавов циркония, когда в результате быстрого нагрева и охлаждения происходит бездиффузионное мартенситное превращение.

Из-за большой химической активности тугоплавких металлов операции их термической обработки должны проводиться в защитных средах. В качестве защитных сред используются инертные газы и вакуум. Для вольфрама и молибдена может быть использована атмосфера сухого и очищенного водорода.

31.1.1. Взаимодействие с примесями внедрения и хладноломкость тугоплавких металлов

В металлах атомы примесей внедрения (кислород, азот, водород и углерод) располагаются в междоузлиях решетки, которые значительно меньше, чем их атомные диаметры. Это вызывает искажение кристаллической решетки

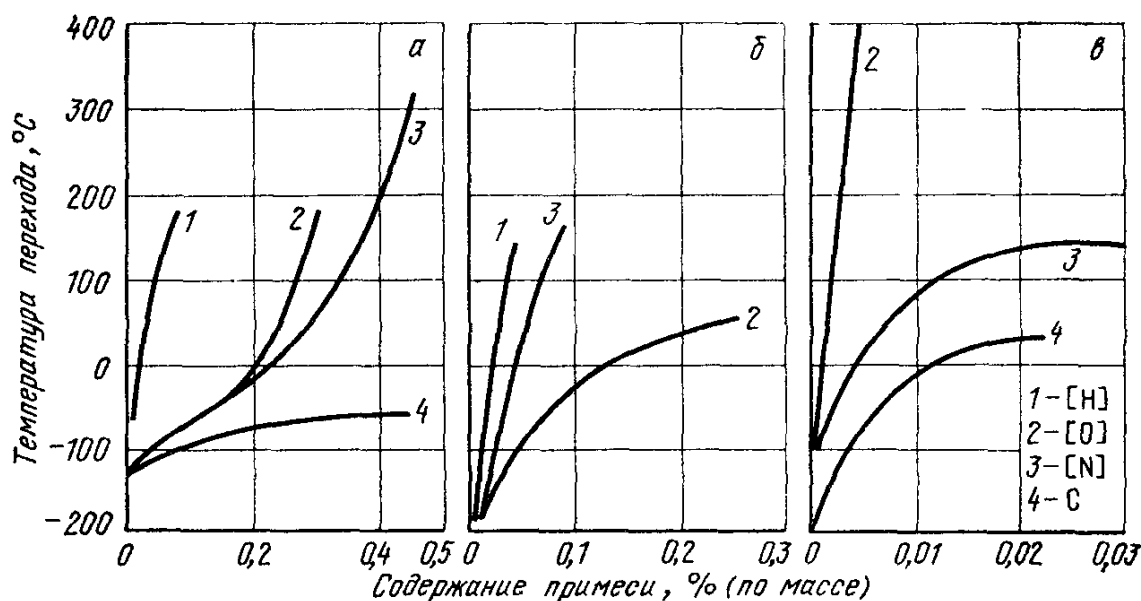


Рис. 31.1. Влияние примесей внедрения на температуру хладноломкости ванадия (а), ниобия (б) и молибдена (в) [3]

и приводит к изменению механических свойств. Степень влияния примесей внедрения на свойства зависит от их предельной растворимости в металле (рис. 31.1, табл. 31.3), типа решетки и характера образующихся соединений; чем меньше растворимость и атомный радиус элемента, тем больше это влияние.

По современным представлениям, примеси внедрения создают так называемые атмосферы Коттрелла, являющиеся препятствием для движущихся дислокаций. Кроме того, выделившись из твердого раствора, примеси скапливаются по границам зерен в виде сегрегаций или избыточных фаз. Из-за

ВОЗМОЖНЫЕ ПРЕДЕЛЬНЫЕ СОДЕРЖАНИЯ ПРИМЕСЕЙ
ВНЕДРЕНИЯ В ТВЕРДЫХ РАСТВОРАХ НА ОСНОВЕ МЕТАЛЛОВ
VA И VIA ПОДГРУПП, % (ПО МАССЕ)

Металл	O ₂	N ₂	H ₂	C
V	0,3	0,5	1,0	0,1
Nb	0,1	0,03	0,9	0,01
Ta	0,02	0,1	0,4	0,007
Cr	0,00001	0,00001	0,00001—0,0001	0,00001—0,0001
Mo	0,0001	0,0001	0,00001	0,00001—0,0001
W	0,0001	0,00001	He обнаружен	0,00001

высокой хрупкости этих выделений прочность границ снижается, что приводит к возникновению трещин.

Технические чистые металлы IVA (Zr) и VA (V, Nb, Ta) групп обычно содержат количество примесей внедрения, меньшее предела их растворимости и представляют разбавленные твердые растворы по отношению к этим примесям. Они пластичны даже при критических температурах. Основной причиной хрупкого разрушения таких металлов является высокотемпературное насыщение примесями внедрения.

Наиболее вредной с точки зрения охрупчивания при низких температурах для этих металлов является примесь водорода. Уже при содержании в металле водорода 0,001 % резко снижается низкотемпературная пластичность Zr, V, Nb и Ta.

Наличие водорода существенно влияет и на температуру вязко-хрупкого перехода (T_x). Азот и кислород оказывают охрупчивающее действие при содержании примерно 0,01 % (по массе). Влияние растворенного углерода на T_x совсем незначительно; охрупчивание наблюдается лишь при превышении содержания углерода 0,1 % (по массе).

Влияние отдельных примесей на T_x для металлов VIA группы (Cr, Mo, W) изучено недостаточно, так как содержание примесей внедрения в них всегда больше предела растворимости. Установлено лишь то, что выделения вторых фаз — оксидов, карбидов, нитридов — охрупчивают эти металлы. Водород по сравнению с другими элементами оказывает наименьшее влияние на T_x , так как соединения его неустойчивы и он легко выделяется из металла даже при низкотемпературных вакуумных отжигах.

31.1.2. Коррозионная стойкость тугоплавких металлов

К главным недостаткам тугоплавких металлов относится их низкая жаростойкость, определяемая большой склонностью к окислению при повышенных температурах.

Процесс окисления состоит из двух стадий: 1) непосредственного взаимодействия кислорода и металла с образованием оксидной пленки; 2) диффузии атомов кислорода через оксидную пленку на границу раздела металл — оксид.

Тугоплавкие металлы, как правило, образуют с кислородом несколько различных оксидов. Интенсивнее всех окисляется Zr. Температура начала интенсивного окисления составляет 250 °С. Ниобий и тантал начинают сильно окисляться при температуре 300 °С. Объемы оксидов Nb и Ta значительно превышают удельные объемы соответствующих металлов, вследствие чего не наблюдается хорошего сцепления поверхности металлов с оксидами. Даже

при малой их толщине оксидные пленки растрескиваются и отслаиваются от поверхности, открывая доступ кислорода к поверхности.

Молибден и вольфрам обладают стойкостью против окисления до температуры 400 °С; начиная с температуры 600 °С интенсивность окисления резко возрастает, так как оксиды начинают возгоняться.

Хром противостоит окислению до 1000 °С. Эта стойкость обусловлена образованием плотного тугоплавкого оксида Cr_2O_3 . Даже при 1050 °С скорость окисления Cr в 3 раза меньше скорости окисления Ni. По коррозионной стойкости Cr близок к высоколегированным коррозионностойким сталям. Он обладает большим сопротивлением воздействию окислительных сред. Хорошо противостоит Cr действию ртути; пары кальция и лития не оказывают заметного влияния на Cr, нагретый до 970 °С. Реагирует Cr с безводными галогенами, хлористым и фтористым водородом. Водные растворы HNO_3 , HF и H_2SO_4 растворяют Cr.

Молибден имеет высокую стойкость против воздействия соляной, фосфорной, серной, плавиковой кислот, растворов щелочей; многих жидкометаллических расплавов: Na, K, Li, Ga, Pb, Bi, Hg, Cu.

Разрушающе действуют на Mo HNO_3 и смесь кислот ($HNO_3 + HCl$) в пропорции 1 : 3, а также расплавленные щелочи.

Вольфрам стоек во всех кислотах, за исключением смеси (HF + HNO_3), и по отношению к расплавам жидких металлов: Na (до 900 °С), Hg (до 600 °С), Ga (до 800 °С) и Bi (до 1080 °С).

Ванадий обладает высокой коррозионной стойкостью в воде, в растворах кислот и солей, а также в жидкометаллических средах.

На него воздействуют HF, концентрированная горячая H_2SO_4 , HCl, HNO_3 и «царская водка». Ниобий не корродирует при комнатной температуре в концентрированной HNO_3 , в разбавленных H_2SO_4 , HCl и в расплавах щелочей. Устойчив в расплавленных щелочных металлах.

Тантал сопротивляется действию HNO_3 , H_2SO_4 и HCl, кипящей «царской водки» и до температуры 180 °С — действию галондов [1]. Растворяется тантал лишь в HF, особенно в нагретом состоянии, и в смеси HF + HNO_3 . До температуры 1000 °С не реагирует с расплавами щелочных металлов и эвтектик.

Цирконий устойчив в горячих концентрированных растворах и обладает исключительной стойкостью в обычной морской воде. По коррозионной стойкости в HCl цирконий уступает только танталу. Плавиковая и концентрированная фосфорная кислоты, а также «царская водка» растворяют цирконий. Сопротивление Zr коррозии в щелочах выше, чем Ta, Ti и сталь 12X18H10T [1].

31.1.3. Сплавы тугоплавких металлов

Из-за низкой прочности (см. табл. 31.2) чистые тугоплавкие металлы имеют ограниченное применение в качестве конструкционных материалов. Технически чистые металлы (листы, полосы, прутки, проволоки) выпускаются по техническим условиям со строгой регламентацией химического состава.

Основным способом придания тугоплавким металлам жаростойкости и жаропрочности является их легирование с образованием твердых растворов внедрения и замещения, а также дислокационное упрочнение частицами тугоплавких соединений (оксидов, нитридов, карбидов и т. д.).

Из циркониевых сплавов наибольшее практическое применение за рубежом нашли хорошо сваривающиеся сплавы системы Zr—Sn, так называемые циркалои. В отечественной промышленности более распространены сплавы системы Zr—Nb (табл. 31.4). Эти сплавы наряду с высокой коррозионной стойкостью обладают малым сечением захвата тепловых нейтронов и используются в химическом аппаратостроении и при изготовлении технологических трубопроводов, оболочек ТВЭЛов и других деталей в ядерных энергетических установках на медленных нейтронах. По аналогии с титаном

ТАБЛИЦА 31.4

ХИМИЧЕСКИЙ СОСТАВ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА
ЦИРКОНИЕВЫХ СПЛАВОВ [3]

Сплав	Содержание легирующих элементов, % (по массе)	Температура испытаний, °С	Механические свойства		
			σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %
Zr + 1 % Nb	1Nb	20	350	200	35
		300	200	120	38
Zr + 2,5 % Nb	2,5 Nb	20	430	405	25
		300	275	250	30
Оженит 0,5	0,1 Nb; 0,2 Sn; 0,1 Fe; 0,1 Ni	20	315	155	35
		300	215	115	30
Циркалой 2	1,5 Sn; 0,12 Fe; 0,15 Cr; 0,08 Ni	20	480	315	30
		300	—	315	29
Циркалой 3	0,25 Sn; 0,25 Fe	20	505	—	—
Циркалой 4	1,5 Sn; 0,15 Fe; 0,1 Cr; 0,007 Ni	20	480	310	30

ТАБЛИЦА 31.5

ХИМИЧЕСКИЙ СОСТАВ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА
НЕКОТОРЫХ ВАНАДИЕВЫХ СПЛАВОВ

Система	Среднее содержание легирующих элементов, % (по массе)	Механические свойства		
		σ_B , МПа	δ , %	ψ , %
V—Ti	2,5	634	23	23
	5,0	549	26,5	77,9
	10,0	642	27,4	66,5
	7,5	563	25,0	70,5
V—Ti—Al	40 Ti; 5 Al	945	23	26
V—Ti—Al—C	40 Ti; 5 Al; 0,5 C	968	13,0	33,7
V—Ti—Nb	10 Ti; 3 Nb	683	22	38
V—Ti—Cr	40 Ti; 5 Cr	810	21,9	17,5
V—Zr	1,0	347	34,1	51,5
	2,5	376	23,1	74,4
V—Zr—C	2,46 Zr; 0,37 C	417	12,5	29
V—Zr—C—Y	2,46 Zr; 0,36 C;	520	16,8	37
	0,05 Y			
V—Zr—Si	2,5 Zr; 1,0 Si	503	18,8	38
V—Nb	10	645	21	—
	20	738	20	—

циркониевые сплавы разделяются на α -, $\alpha+\beta$ - и β -сплавы. В процессе мартенситного превращения фиксируются фазы — гексагональная α' и ромбическая α'' . Полностью стабилизируют β -фазу только Nb и Mo. При закалке и старении в циркониевых сплавах может выпадать ω -фаза, приводящая к охрупчиванию [3].

Ванадий с большинством металлов образует широкие области твердых растворов, что позволяет получать высокопрочные и пластичные сплавы. Их подразделяют на низко- и высоколегированные. По сравнению с техниче-

МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА НЕКОТОРЫХ НИОБИЕВЫХ СПЛАВОВ [2]

Марка	Химический состав, % (по массе)	Вид полуфабриката и состояние	T, К	σ_B , МПа	δ , %	σ_{100} , МПа
ВН2	4,5 Мо; C \leq 0,05	Пруток прессованный	293	736	23	245
ИРМН-1	5 W	Пруток отожженный	1773	89	—	—
FS-80*	0,75 Zr	Лист отожженный	293	510	29	—
D-14*	5 Zr	Лист отожженный	293	320	36	—
			1477	128	17	—
ВН2А	4,5 Мо; 0,7 Zr; 0,05 \geq C	Лист отожженный	293	540	15	—
			1644	98	—	—
ВН2АЭМ	7 Мо; 0,7 Zr; C \leq 0,05	Лист нагартованный	293	605	20	—
			293	685	5	—
			1773	98	17	—
ИРМН-3	6 W; 3 Та	Лист нагартованный	293	795	5	—
			1773	100	17	—
НЦА-44	4,25 Zr; 0,42 N	Пруток отожженный	293	560	26	—
			1973	68	35	—
		Лист нагартованный	293	785	5	—
			1673	148	60	—
		Лист рекристаллизованный	293	390	22	—
			1473	296	30	170
						(1373К)
5ВМЦ	5 W, 2 Мо, 0,9 Zr	Лист нагартованный	293	765	5	—
		Лист отожженный	293	450	30	—
С-32*	1,0 Zr; 5 Hf; 1,0 Ti	Лист рекристаллизованный	293	532	21	—
			1368	338	25	—

* Сплавы США.

ским ванадием его сплавы значительно медленнее окисляются, так как образующиеся на легированном металле оксидные пленки обладают хорошими защитными свойствами. Сплавы системы V—Nb обладают повышенной коррозионной стойкостью и применяются в ядерной технике, химическом машиностроении и судостроении [2]. В СССР промышленно освоены сплавы системы V—Zr—C с дисперсионным упрочнением и сложнoleгированные сплавы системы V—Zr—C—Y (ТУ 48-1303-093—74). Легирование ванадия цирконием и углеродом благоприятно сказывается на его жаропрочности; возрастает сопротивление деформированию и длительному разрушению на базе 1000 г и более [2]. Введение в сплав иттрия повышает пластичность: сплавы с иттрием прокатываются в холодную до фольги толщиной 0,2 мм (табл. 31.5). При этом во всех случаях содержание газовых примесей ограничивается пределами: O₂ 0,015; N₂ 0,02; H₂ 0,0001 % (по массе).

Легированными добавками в Nb служат W, Mo, Zr, Ti и другие металлы. Наиболее эффективно упрочняется ниобий при высоких температурах цирконием. Молибден и вольфрам сообщают сплавам ниобия наилучшие жаропрочные свойства, но существенно снижают пластические свойства сплавов. Высокопрочные сплавы ниобия плохо обрабатываются и свариваются. Поэтому в сварных конструкциях наибольшее распространение получили низко- и среднелегированные сплавы, обладающие удовлетворительной свариваемостью (табл. 31.6). Сплавы ниобия (Nb—Zr) и его соединения (Nb₃Sn) обладают высокими сверхпроводящими свойствами. В качестве кон-

ХИМИЧЕСКИЙ СОСТАВ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА
НЕКОТОРЫХ ТАНТАЛОВЫХ СПЛАВОВ [2]

Система	Среднее содержание легирующих элементов, % (по массе)	Т, К	Механические свойства	
			$\sigma_{в}$, МПа	δ , %
Ta—W	10	297	746	15,8
		2273	104	30
Ta—W—Zr	12,5 10 W; 1 Zr	297	714	23
		1363	388	11
Ta—W—Hf	5 W; 10 Hf	1923	124	—
		297	926	17
Ta—W—Hf—C	8 W; 2 Hf 18 W; 2 Hf 9,6 W; 2,4 Hf; 0,01 C	1473	706	38
		297	780	21,8
		297	925	15
		1923	143	60
Ta—Nb—Hf	4 Nb; 4 Hf	332	760	30
		2200	9,7	43
Ta—Nb—V	30 Nb; 7,5 V	297	795	19
		1755	128	90
		297	106	—
		1473	28,8	—

структурных материалов ниобиевые сплавы перспективны в атомной энергетике и химическом машиностроении, особенно для оборудования, предназначенного для работ в агрессивных средах и жидкометаллических теплоносителях [1].

Жаропрочность тантала повышается при легировании его другими тугоплавкими металлами, с большинством из которых он образует твердые растворы замещения. Вольфрам, молибден и гафний наиболее эффективно повышают температуру рекристаллизации тантала. При 1650 °С наибольшей прочностью обладают сплавы системы Ta—W—Hf, а при 1930 °С — сплав Ta—W (табл. 31.7). Введение в тантал более 13 % легирующих элементов приводит к ухудшению свариваемости. Введение в сплавы гафния способствует повышению сопротивления окислению. Однако для длительной работы при высоких температурах на воздухе сплавы тантала нуждаются в защитных покрытиях. В связи с высокой коррозионной стойкостью танталовые сплавы используют в химическом машиностроении для изготовления аппаратуры. Перспективны они для применения в ядерной и ракетной технике.

Хром легируют с целью снижения вредного влияния примесей внедрения. Для этого используют элементы с большим химическим сродством к примесям; Zr, Hf, V и La очищают матрицу хрома от азота, образуя нитриды. Nb, Ta, Ti и Zr хорошо связывают углерод, а Ti, Zr, V, Cl и La очищают хром от кислорода. Для повышения жаропрочности хром легируют титаном, ванадием, иттрием, цирконием, вольфрамом и никелем. Добавки вводят в количествах, не превышающих их растворимость в твердом хrome. Добавки РЗМ измельчают структуру, повышают коррозионную стойкость и температуру рекристаллизации.

Конструкционные сплавы хрома разделяют на мало- и высоколегированные (табл. 31.8). Высоколегированные сплавы в основном малопластичны и плохо свариваются.

МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА НЕКОТОРЫХ ХРОМОВЫХ СПЛАВОВ
В ОТОЖЖЕННОМ СОСТОЯНИИ ПРИ КРАТКОВРЕМЕННЫХ И
ДЛИТЕЛЬНЫХ ИСПЫТАНИЯХ [2]

Марка	Химический состав	T, K	$\sigma_B, \text{МПа}$	$\delta, \%$	$KCU, \text{кДж/м}^2$	$\sigma_{100}, \text{МПа}$
ВХ-1И (Техни- ческий хром)	0,3—1,0 Y, 0,02 C, 0,04 O ₂ , 0,04 N ₂	293	300	5	10	—
		1773	13	20	200	—
ВХ-2	0,1—0,2 Ti; 0,1—0,35 V; 0,02 C; 0,04 O ₂ ; 0,04 N ₂	293	350	5	10	—
		1773	20	30	200	—
ВХ-4	0,2 Ti; 0,3 V; 32 Ni; 1,5 W; 0,08 C; 0,02 O ₂ ; 0,04 N ₂	293	950	8	150	—
		1473	50	—	350	—
М-142*	2,4 Ti; 0,35 Zr; 0,32 C	1363	—	—	—	63
М-146*	2,6 Ti; 0,45 Zr; 0,55 C	1363	—	—	—	75

* Сплавы США.

Из сплавов на основе хрома изготавливают детали и узлы химических установок, газотурбинных двигателей, нагревательных печей и другие конструкции, работающие в агрессивных средах.

Молибден легируют для повышения жаропрочности и снижения его хладноломкости. Образование твердых растворов замещения ограничено повышенным T_x при легировании. Поэтому большинство легирующих элементов вводят в молибден в малых количествах. Исключение составляют W и Re; первый увеличивает длительную прочность сплавов, так как повышает линии ликвидуса и солидуса, а рений уменьшает чувствительность к примесям внедрения и хладноломкости.

Большая группа промышленных сплавов принадлежит к малолегируемым (табл. 31.9). Из данной группы (ВМ-1, ВМ-2, ЦМ2А, TZM и др.) наиболее распространен сплав ЦМ2А, выпускаемый опытным заводом ЦНИИЧМ по ТУ 48-42-97—71. Обладая хорошей жаропрочностью, эти сплавы плохо свариваются методами сварки плавлением. Потенциально же свариваемые сплавы молибдена (МТ, МЛТ, ЦМ6, ЦМ10 и др.) менее прочны и при 1000—1300 °С они в 1,5—2,5 раза уступают комплексно легированным конструкционным сплавам (ЦМ2А, ТСМ3, ТСМ4 и др.). В последнее время отечественной промышленностью освоен выпуск новых свариваемых сплавов ТСМ7 и ТСМ7С.

Высокие жаропрочность и коррозионная стойкость во многих агрессивных средах обуславливают применение сплавов молибдена в авиастроении, ракетостроении, космической технике, ядерной энергетике, химическом машиностроении, металлургии и электронике. Из них изготавливают кристаллизаторы, нагреватели, тигли, тепловые трубы, сварные муфелы газостатов, электровакуумное и другое оборудование [5]. При использовании молибденовых сплавов в окислительных средах и рабочих температурах выше 700 °С необходимо защищать поверхность от окисления. Наилучшие результаты дает покрытие на основе MoSi₂, которое обеспечивает работоспособность изделий на воздухе при 1200 °С в течение 2500 ч [5].

ТАБЛИЦА 31.9

МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА НЕКОТОРЫХ МОЛИБДЕНОВЫХ СПЛАВОВ ПРИ КРАТКОВРЕМЕННЫХ И ДЛИТЕЛЬНЫХ ИСПЫТАНИЯХ [2, 5]

Марка	Химический состав, % (по массе)	Состояние материала	T, °C	$\sigma_{в}$, МПа	δ , %	KCU, кДж/м ²	σ_{100} , МПа
Техниче- ский молибден ЦМ1		Рекристаллизованный	20	410	13	—	—
			1800	23	12	—	—
МТ	Mo—0,5Ti—0,06C	Горячекаленный	1000	457	15	—	274
			1588	140	71	—	73
ЦМВ30	Mo—30W—0,01C	Отожженный	1180	420	20	—	—
			1910	320	20	—	250 (1473 K)
МР47ВП	Mo—47Re	»	20	100	17	—	—
TZM		»	20	850	23	—	—
			1315	380	31	—	70
ВМ1	Mo—0,4Ti—0,25Zr—0,01C	Деформированный	20	800	10	24,6	—
			1800	100	45	—	—

Продолжение табл. 31.9

Марка	Химический состав, % (по массе)	Состояние материала	T, °C	$\sigma_{в'}$, МПа	δ , %	KCU, кДж/м ²	$\sigma_{100'}$ МПа
BM2	Mo—0,2Ti—0,4Zr—0,02C	Деформированный	20 1500	750 160	10 15	19,6 —	— 50
ЦМ2А	Mo—0,3Ti—0,15Zr—0,01C	Кованный	20 1800	82 4	14 35	78,5 —	— 0,6
ТСМ3	Mo—0,1Ni—0,05C	Горячекатаный	20 1700	942 479	6,3 24,1	— —	— —
ТСМ4 ЦМ6	Mo—0,15Zr—0,1Ni—0,02C Mo—0,2Zr—0,004C—0,002B	То же »	20 1000 1800	942 420 50	6,3 18 12	— — —	— 260 17
ЦМ10	Mo—0,02Al—0,003C—0,002B	»	20 1500	770 50	14 24	— —	— —
ТЗС	Mo—0,15Zr—0,02C—0,25Ti	Деформированный	20 1300	960 420	22 —	— —	— 147
BM3	Mo—0,25Ti—0,15Zr 0,1Ni—0,02C—1,4Nb	Отожженный	20 1300	830 520	— 10	— 26	— 157(973K)
ТСМ7	Mo—0,5Ta—0,02Fe—0,02C	Рекристаллизованный Деформированный Рекристаллизованный	20 1400 20 1300 20 1100	510 320 800 120 620 200	5 24 12 65 42 81	— — — — — —	— 16 — — — —

МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА НЕКОТОРЫХ ВОЛЬФРАМОВЫХ СПЛАВОВ [2]

Марка	Химический состав, % по массе	T, К	$\sigma_{\text{в}}$, МПа	δ , %
Нелегированный вольфрам ВАР-5	W—5Re—0,03 C	1923	107	49
		293	1560	4,3
ВР-27ВП	W—27Re—0,006 C	2273	132	24,2
		293	1414	15
W—Mo	W—25Mo—0,005 C	1873	280	21,8
		1643	340	10
		2203	84	48
ВНБ	W—2Nb—0,002 C	1923	234	9
		293	920	10
W—Re—Mo	W—25Re—30 Mo—0,004 C	2073	93	8,5
		1273	220	46
ВВ2	W—0,1 Mo—0,3 Nb—0,008 C	2773	20	—
		673	383	41
ТСВ	W—0,2Ta—0,15 C	773	344	57
		573	990	48
ТСВ-1	W—0,2 Ta—0,2 Zr—0,006 C	673	523	34

Вольфрам легируют для повышения низкотемпературной пластичности и жаропрочности. Из всех легирующих элементов (Nb, Ta, Mo, Zr, Hf, Re, В, С и др.) наиболее благоприятное влияние на вольфрам оказывает рений: наряду с повышением жаропрочности он улучшает технологическую пластичность и свариваемость, резко снижая T_x [при 26 % (по массе) $T_x = -200^\circ\text{C}$]. Однако сплавы W—Re имеют относительно малую жаропрочность. Для повышения жаропрочности сплавы W—Re легируют дополнительно молибденом. Из двойных сплавов наибольшее применение находят сплавы систем W—Mo, W—Nb, W—Ta, которые могут дополнительно легироваться такими элементами, как Zr, Hf, В и С (табл. 31.10).

Вольфрамовые сплавы используются во многих отраслях промышленности: нагреватели и экраны вакуумных печей, сопла ракетных двигателей и обтекатели космических аппаратов [1]. Для защиты от окисления используют покрытия из MoSi_2 и тугоплавких оксидов и интерметаллических соединений. Используются и гальванические покрытия из Ni и Cr.

31.2. Свариваемость тугоплавких металлов

Затруднения, возникающие при сварке этих материалов, определяются прежде всего: 1) высокой химической активностью по отношению к компонентам воздуха при высоких температурах; 2) резким охрупчиванием при насыщении примесями внедрения; 3) склонностью к перегреву, вызывающему рекристаллизацию и рост зерна; 4) резким повышением предела текучести с понижением температуры и ростом величины исходного зерна.

31.2.1. Свариваемость циркониевых сплавов

Одной из основных задач при сварке циркониевых сплавов является предотвращение взаимодействия металла шва с активными газами. Поглощение кислорода и азота приводит к повышению прочности и снижению пластичности сварных соединений (рис. 31.2). Наиболее вредное влияние на швы оказывают азот и водород, содержание которых в сварочной атмосфере не должно превышать $1 \cdot 10^{-3} \%$ (объемн.) каждого. Количество кислорода может быть значительно большим до 1% (объемн.). Загрязнение атмосферы парами воды или ацетиленом вызывает

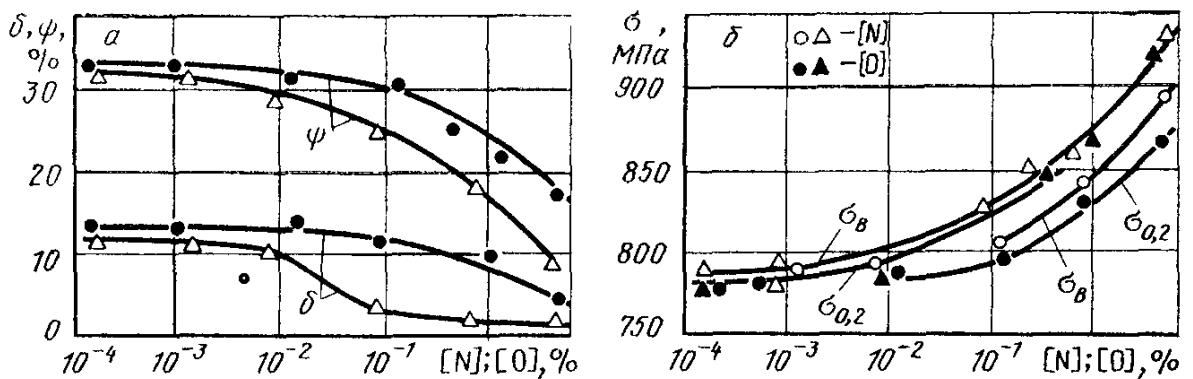


Рис 31.2 Влияние кислорода и азота на характеристики пластичности (а) и прочности (б) соединения сплава Zr—2,5 Nb [9]

образование сильной пористости, в то время как азот и кислород не оказывают влияния на порообразование. Сплавы типа циркалой мало чувствительны к структурным изменениям в процессе термического цикла сварки и не требуют последующей термической обработки. Сплавы же с 1% и 2,5% Zr склонны к образованию закалочных структур. При сварке сплава Zr—2,5 Nb в металле шва образуется α' -фаза с небольшим количеством остаточной β -фазы. Изменение скорости сварки от 0,28—0,56 см/с до 1,12 см/с приводит к изменению состояния α' -фазы: мартенсит скольжения превращается в мартенсит двойникования. Образование этих фаз приводит к повышению прочности с 510 до 760 МПа, снижению ударной вязкости со 160 до 70 Дж/см² и угла изгиба от 180 до 60—90°.

С целью повышения пластичности сплавов системы Zr—Nb рекомендуется производить последующую термическую обработку сварных соединений. Оптимальное сочетание прочности (540 МПа) и ударной вязкости (135 Дж/см²) на швах из сплава Zr—2,5 Nb получается при двухчасовом старении при температуре 580 °С. В металле шва при этом сохраняется двойниковый мартенсит с граничными выделениями мелкодисперс-

ной β -фазы ниобия. Одновременно снимаются остаточные напряжения.

Наиболее сложной проблемой при сварке циркониевых сплавов является обеспечение коррозионной стойкости. На стойкость сварных соединений в агрессивных средах, кроме газовых примесей, влияет структурная и фазовая неоднородность [3]. Лучшей стойкостью обладают соединения, фазовый состав которых близок к равновесному состоянию сплава. Это достигается за счет оптимальных скоростей охлаждения металла при сварке и термомеханической обработке.

Цирконий и сплавы на его основе хорошо свариваются различными способами сварки давлением. Наибольшее практическое применение нашла контактная стыковая сварка оплавлением, применяемая в США и Канаде как основной способ сварки ТВЭЛов. При этом процесс длится не более 0,01 с; в результате практически нет ЗТВ и отсутствует газонасыщение. Высокое удельное сопротивление в сочетании с низкой теплопроводностью облегчают процессы контактной сварки. Цирконий хорошо сваривается точечной и шовной контактной сваркой при защите зоны сварки аргоном или при проведении процесса в воде [1]. Как и для титановых сплавов, для соединения сплавов циркония весьма перспективна диффузионная сварка в вакууме, обеспечивающая получение равнопрочных соединений ($\sigma_b = 580$ МПа, $\delta = 20\%$, $\psi = 20\%$), обладающих высокой коррозионной стойкостью [9]. Хорошая свариваемость при этом способе обуславливается полной очисткой соединяемых поверхностей за счет растворения оксидных пленок в матрице основного металла.

По аналогии с титаном следует предположить, что циркониевые сплавы должны хорошо свариваться сваркой трением.

31.2.2. Свариваемость сплавов на основе ниобия, ванадия и тантала

По объему использования в сварных конструкциях первое место из тугоплавких металлов VA группы занимает ниобий [1, 2]. Технически чистый ниобий и сплавы его с твердорастворным упрочнением типа 5ВМЦ хорошо свариваются методами сварки плавлением. С увеличением толщины свариваемых металлов их свариваемость ухудшается, так как происходит сильный рост зерна в шве и ЗТВ, способствующий охрупчиванию сварных соединений. При толщинах более 3 мм предпочтительнее применять электронно-лучевую сварку. Наиболее стабильны по свойствам сварные соединения из рекристаллизованных металлов, так как при сварке плавлением деформированного металла не удается избежать разупрочнения в ЗТВ с характерной для нее крупнокристаллической структурой.

Повышение чистоты исходного металла по примесям внедрения способствует улучшению их свариваемости и позволяет производить сварку в более загрязненной атмосфере. При суммарном содержании газов более 0,06 % (по массе) резко снижается пластичность швов ниобиевых сплавов [2]. Обеспечить удовлетворительную свариваемость танталовых сплавов возможно при еще более низком содержании газов $\sim 0,01$ % (по массе).

Примеси внедрения, попадающие в шов из атмосферы, обогащают твердый раствор и выделяются в виде избыточных фаз по границам и телу зерен. Наиболее совершенная защита металла шва и ЗТВ обеспечивается при ЭЛС в вакууме, так как при разрежении $1 \cdot 10^{-2}$ Па содержание газов в единице объема не превышает $1 \cdot 10^{-5}$ % (по массе). Весьма надежной является защита металла шва при дуговой сварке в камерах с контролируемой атмосферой аргона или гелия.

Следует отметить, что для оценки влияния примесей на склонность сварных соединений металлов VA группы к хрупкому разрушению предпочтительнее использовать испытания на ударный изгиб или испытания на трещиностойкость, так как испытания на статический изгиб и растяжение мало чувствительны к небольшим количествам примесей.

Удовлетворительные свойства соединений металлов VA группы достигаются при сварке в защитной атмосфере, содержащей количество примесей, не превышающее, % (объемн.): $5 \cdot 10^{-3} - 1 \cdot 10^{-2}$ O₂; $5 \cdot 10^{-3} - 1 \cdot 10^{-2}$ N₂; $2 \cdot 10^{-3} - 4 \cdot 10^{-3}$ H₂O. Этим требованиям соответствуют гелий высокой чистоты по ТУ 51-689—75 и аргон высшего сорта по ГОСТ 10157—73.

Содержание газов в металле шва снижается при сварке на повышенных скоростях вследствие уменьшения времени взаимодействия. В работе отмечается, что при высоком содержании примесей в инертной атмосфере пластичность швов танталовых сплавов увеличивается с уменьшением погонной энергии сварки. Оптимальный диапазон погонной энергии равен 100—120 кДж/м.

В случае насыщения металла шва примесями восстановление механических свойств возможно путем дегазации при отжиге в вакууме. Атомы газа могут быть удалены из твердого раствора ванадия, ниобия и тантала за счет разложения соединений, диффузии атомов газа к поверхности с последующей сублимацией соединений MeГ_x. Отжиг в вакууме приводит к снятию остаточных напряжений, что также способствует повышению пластичности и вязкости сварных соединений. Так, в результате отжига сварных соединений ванадиевого сплава системы V—Zr—C, насыщенных кислородом, ударная вязкость швов значительно возросла. При этом содержание кислорода в металле шва, полученного при сварке с добавками $1 \cdot 10^{-1}$ %

(объемами.) O_2 , снизилось в два раза и практически достигло уровня его в исходном металле [2]. Крупнозернистая структура металла шва, особенно на технически чистых металлах, является причиной значительного снижения предела его выносливости по сравнению с деформированным и отожженным основным металлом. Как чистые металлы, так и их сварные швы весьма пластичны и не чувствительны к надрезу и трещине. При испытаниях на трещиностойкость развитию трещины в швах предшествует значительная локальная пластическая деформация.

Свариваемость сплавов с твердорастворным упрочнением на основе металлов VA группы зависит от количества и вида легирующих компонентов. В принципе увеличение количества легирующих элементов приводит к упрочнению твердого раствора и некоторому снижению пластичности и ухудшению свариваемости. Однако большее значение имеет элементный состав сплава.

Удовлетворительную свариваемость имеют сплавы тантала, содержащие менее 13 % (ат.) легирующих элементов. Очевидно, такое ограничение как для ниобиевых, так и для танталовых сплавов относится к элементам, которые наиболее эффективно упрочняют твердый раствор (W, Mo), так, например, сплав состава Ta — 30 % Nb — 7,5 % V сваривается удовлетворительно, а сплавы Ta — 12,5 % W и особенно Ta — 17 % W обладают плохой свариваемостью; швы этих сплавов при комнатной температуре хрупкие, а сплав Ta — 17 % W склонен к образованию горячих трещин при сварке.

Отличительной особенностью сплавов с твердорастворным упрочнением является их нечувствительность к изменению параметров режима сварки. Швы этих сплавов кристаллизуются с образованием ячеистых и дендритных структур [2].

Наличие ячеистой субструктуры приводит к увеличению общей протяженности границ, что влияет на особенность распространения трещины и разрушение при испытаниях на трещиностойкость и ударный изгиб. Поэтому, как правило, ударная вязкость металла шва несколько выше вязкости ЗТВ.

Легирование сплавов VA группы карбидообразующими элементами (Ti, Zr, Hf) способствует выделению в швах дисперсных карбидных фаз, располагающихся по границам зерен шва и ЗТВ. Выделяющая фаза приводит к снижению пластичности сварных соединений. Гомогенизация структуры швов происходит при рекристаллизационном отжиге, снижающем температуру вязкохрупкого перехода.

Механические свойства сварных соединений сплавов с твердорастворным упрочнением находятся на высоком уровне (табл. 31.11).

В отличие от чистых металлов и сплавов с твердорастворным упрочнением дисперсионно-упрочненные и комплексно-

МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ
НА НИОБИЕВЫХ СПЛАВАХ ПРИ РАЗЛИЧНЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ

Марка сплава	Образцы	σ_B , МПа		$\sigma_{0,2}$, МПа		δ , %	
		20 °С	1200 °С	20 °С	1200 °С	20 °С	1200 °С
FS-85	Основной металл	723	284	638	248	15,5	21,9
	Соединение:						
	ГДС	663	290	553	226	10,2	5,0
B-66	ЭЛС	670	305	576	246	6,8	4,0
	Основной металл	756	317	655	227	24,2	45,1
	Соединение:						
D-36	ГДС	757	315	600	227	19,0	32,5
	ЭЛС	770	232	620	229	19,5	33,5
	Основной металл	529	90	471	89	29,5	86,6
Cb-752	Соединение:						
	ГДС	540	92	455	92	23,0	56,6
	ЭЛС	545	102	457	101	26,0	11,5
	Основной металл	539	249	416	179	24,2	37,0
	Соединение:						
	ГДС	539	245	398	177	16,7	22,5
	ЭЛС	568	250	431	175	19,0	13,8

Примечание. ГДС — гелиеодуговая сварка.

легированные сплавы весьма чувствительны к термическому циклу сварки. При большом тепловложении в случае сварки на повышенной погонной энергии возрастает прочность шва и снижается его пластичность и ударная вязкость. Такое поведение этих сплавов можно объяснить процессами старения, которые начинают развиваться непосредственно при охлаждении шва [10]. При увеличении скорости охлаждения (сварка на больших скоростях) уменьшается количество выделяющейся в шве пластинчатой карбидной фазы, которая является местом локализации остаточных напряжений.

Последующая термическая обработка, способствующая коагуляции и глобулизации пластинчатых выделений, частичному растворению метастабильных карбидов и выделению мелкодисперсных стабильных карбидов типа $(Nb, Zr)C$, $(Ta, Hf)C$, приводит к повышению пластичности и вязкости сварных соединений. Оптимальными режимами термообработки являются: для сплава Nb — 1 % Zr — 0,1 % C (НЦУ) — $T=1200^\circ\text{C}$, 1 ч; для сплава V — 2,4 % Zr — 0,3 % C (ВЦУ) — $T=1100^\circ\text{C}$, 1 ч; для сплава Nb — 5 % W — 2,0 % Mo — 1 % Zr — 0,1 % C (МЦУ) — $T=1200-1300^\circ\text{C}$, 1 ч; для сплава Nb — 10 % W — 1 % Zr — 0,1 % C (Д-43) — $T=1400^\circ\text{C}$, 2 ч.

Особые трудности представляет сварка высоколегированных сплавов со смешанным характером упрочнения. Для сварки сплава Nb — 15 % W — 5 % Mo — 1 % Zr — 0,1 % C (F-48) необ-

ходим предварительный подогрев для предотвращения образования горячих трещин.

Трещины возникают на стадии первичной кристаллизации и развиваются при дальнейшем остывании металла. Горячие трещины обусловлены междендритными жидкими прослойками и остаточными напряжениями. В ниобиевых сплавах образование трещин зависит от соотношения концентрации легирующих элементов. Так, при отношении $Mo/Zr > 5$; $V/Zr > 5$ и $(Mo + V)/Zr > 10$ горячие трещины в швах отсутствуют. Пористость сварных швов из тугоплавких металлов VA группы является весьма распространенным явлением. Поры располагаются преимущественно по линии сплавления и имеют сферическую замкнутую форму. Они не оказывают существенного влияния на герметичность швов и их механические свойства, но могут существенно увеличивать скорость коррозионного растрескивания. Появление пор объясняют присутствием в основном металле активных примесей и реакциями взаимодействия углерода с кислородом или оксидами. Существенное влияние на образование пор оказывают дефекты обработки торцов свариваемых кромок.

Полностью устранить подобные дефекты можно, применяя различные способы сварки давлением. Систематические исследования свариваемости тугоплавких металлов при сварке давлением позволили выявить критерий их свариваемости в холодную, определяемый соотношением их упругих констант ($B/G \geq \geq 2,5$) или величиной коэффициента Пуассона $\mu \geq 0,32$ [7]. Все чистые металлы VA группы удовлетворяют этому критерию и могут быть сварены в холодную. Это подтверждается экспериментально; степень деформации, необходимая для образования прочного соединения этих металлов, находится на уровне 80—85%. Заметное снижение деформации при сварке давлением наблюдается при температуре начала диффузионной подвижности ($\sim 0,25 T_{пл}$).

Свариваемость при сварке давлением определяется в основном процессами очистки поверхности и образования физического контакта и в меньшей степени зависит от химического состава и наличия примесей внедрения. Некоторое влияние на свариваемость оказывает исходное состояние материала. Предварительный наклеп способствует снижению деформации схватывания и скорейшему образованию общих зерен на исходной границе раздела.

Наибольшее распространение получила диффузионная сварка, которая применительно к металлам VA группы производится в вакууме порядка $1 \cdot 10^{-3}$ Па. Имеющиеся на свариваемых поверхностях оксидные пленки и адсорбированные газы удаляются при нагреве в основном за счет их растворения в матричном металле [6]. Равнопрочные соединения формируются в довольно широком диапазоне изменения параметров режима.

В работе [9] отмечается возможность сварки ниобия при температуре 900 °С. Процессы рекристаллизации оказывают существенное влияние на свариваемость тугоплавких металлов. Первичная рекристаллизация по границе раздела способствует гомогенизации структуры и повышению свойств сварных соединений. Собирабельная же рекристаллизация приводит к росту зерен и существенно повышает переходную температуру T_x . Сплавы на основе металлов VA группы удовлетворительно свариваются точечной и шовной контактной сваркой переменным током и конденсаторной сваркой.

Некоторые трудности возникают при стыковой сварке ниобиевых сплавов. Соединения получаются хрупкими вследствие искривления исходной текстуры. При сварке оплавлением высоколегированных сплавов часто образуются трещины.

31.2.3. Свариваемость сплавов на основе хрома, молибдена и вольфрама

С учетом специфики металлов VIA подгруппы и сплавов на их основе под свариваемостью этих материалов следует подразумевать прежде всего возможность получения бездефектных сварных соединений с достаточным уровнем низкотемпературной пластичности. При рассмотрении вопросов, связанных с оценкой свариваемости сплавов, их целесообразно условно разделить на три группы. В первую группу следует отнести проблемы, обусловленные металлургическими и физическими особенностями сплава, которые определяются в основном его химическим составом. Особое внимание следует уделить примесям, образующим с хромом, молибденом и вольфрамом твердые растворы внедрения.

Ко второй группе вопросов свариваемости тугоплавких металлов относятся структурное состояние основного металла и его взаимосвязь с механическими характеристиками и низкотемпературной пластичностью сварного соединения. При этом необходимо рассматривать не только зеренную структуру, но также механическую и кристаллографическую текстуру исходного материала.

И наконец, третья группа вопросов связана с технологией сварки. Она включает факторы, в значительной степени влияющие на качество сварных соединений и в первую очередь их температуру хладноломкости: способ и режим сварки, состав защитной газовой атмосферы, методы подготовки свариваемых кромок и др.

Благодаря особым физическим свойствам металлов VIA подгруппы — высокая температура плавления, большая теплопроводность и объемное теплосодержание — при их сварке плавлением требуются повышенные тепловложения и применение концентрированных источников нагрева.

Для ориентировочной оценки влияния легирующих элементов на свариваемость и низкотемпературную пластичность сварных соединений могут быть использованы данные, представленные на рис. 31.3. Единственный легирующий элемент, который повышает пластичность молибденовых и вольфрамовых сплавов при легировании в количестве 1 % (по массе), является рений. Наряду с Re на свариваемость вольфрамовых сплавов благоприятно влияет молибден. Увеличение в сплавах W содержания Mo до 30 % (по массе) повышает пластичность сварных соеди-

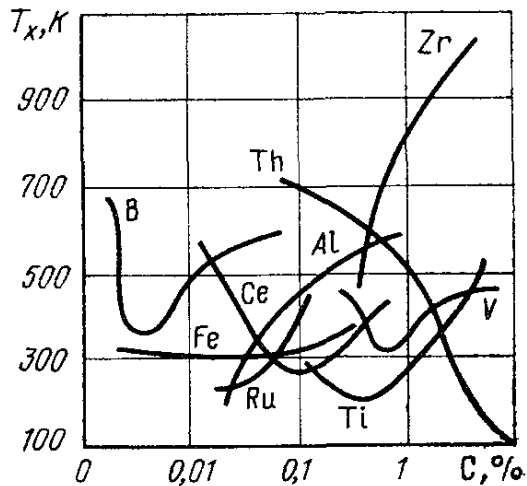


Рис 313 Влияние легирующих элементов на температуру хладноломкости молибдена

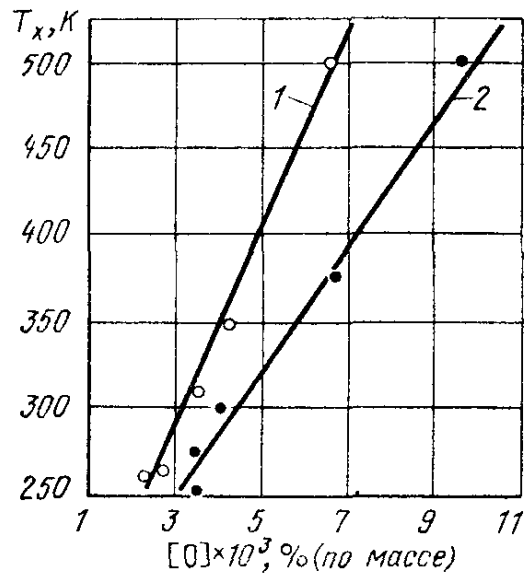


Рис 314. Зависимость температуры хладноломкости сварных соединений сплавов ЦМ6 (1) и ЦМ10 (2) от содержания кислорода в металле шва [2]

нений, однако температура плавления сплава при этом снижается до 3193 К.

Основным препятствием получения качественных сварных соединений является наличие примесей в основном металле в количествах, значительно превышающих их предел растворимости. Рост содержания кислорода в молибденовых сплавах приводит к появлению и резкому увеличению температуры вязко-хрупкого перехода сварного соединения (рис. 31.4).

Так как в молибдене при комнатной температуре растворяется не более 0,0001 % (по массе) O_2 , можно утверждать, что практически весь кислород, содержащийся в сплаве, будет сегрегировать на границах зерен в свободном состоянии и в виде оксидов. И в том, и в другом случае пластичность сварных соединений молибденовых сплавов резко снижается; чем больше толщина пленки MoO_2 , тем выше температура хладноломкости соединения.

При содержаниях примесей внедрения, характерных для промышленных сплавов на основе металлов VIA подгруппы,

уменьшение размера зерна способствует росту низкотемпературной пластичности. Это обусловлено, с одной стороны, повышением протяженности границ зерен, и, как следствие, снижением уровня пограничных сегрегаций. С другой стороны, при наблюдаемых в поликристаллах ориентировках смежных зерен пластическая деформация передается путем возбуждения источников дислокаций в непосредственной близости от границы зерна. Для этой цели необходимо, чтобы прочность границы была выше напряжения возбуждения источников дислокаций.

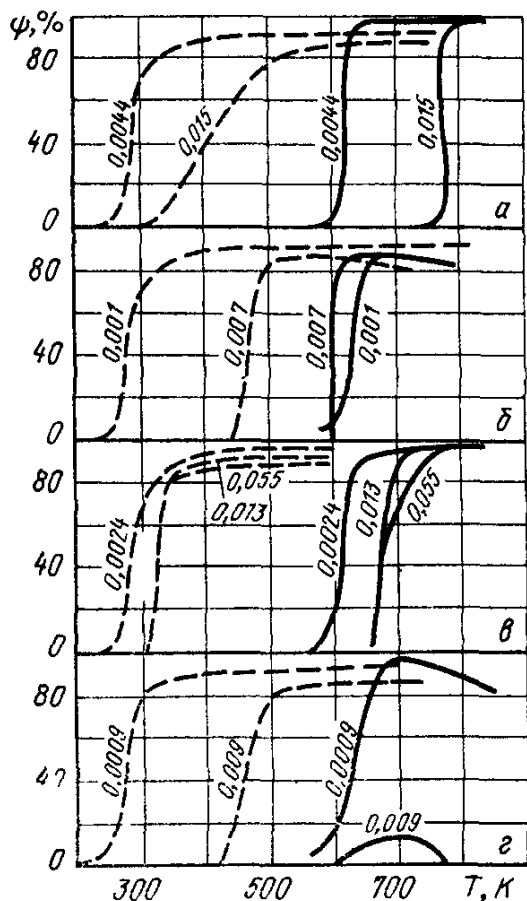


Рис. 31.5. Влияние содержания углерода (а), азота (б), кислорода (в) и серы (г) на переход хрома из пластичного в хрупкое состояние при испытании на растяжение (сплошные линии — рекристаллизованный металл, штриховые — деформированный)

Азот оказывает двойное влияние на пластичность сварных соединений молибденовых сплавов. В сплаве ЦМ6, содержащем в исходном состоянии 0,008 % (по массе) O_2 , увеличение содержания азота в металле шва до 0,0288 приводит к некоторому снижению температуры хладноломкости. В сплаве ЦМ10 увеличение содержания азота от 0,0012 до 0,0282 % (по массе) не оказывает заметного влияния на температуру хладноломкости сварного соединения. Следует учесть, что в последнем случае увеличение содержания азота в металле шва сопровождалось возрастанием содержания кислорода. Такое совместное влияние азота и кислорода на пластичность сварных соединений молибденовых сплавов может рассматриваться как следствие весьма тонкого конкурентного взаимодействия этих примесей на границах зерен [2].

Сведения, приводимые в литературе, о влиянии углерода на низкотемпературную пластичность молибденовых сплавов противоречивы. В ряде сообщений говорится о положительном влиянии углерода, вводимого в молибден в количествах, даже превышающих необходимое для раскисления. Увеличение пластичности молибденовых сплавов обусловлено нейтрализацией вредного влияния кислорода. Это свидетельствует о том, что улучшение свариваемости сплавов на основе металлов VIA подгруппы достигается оптимальным легированием, способствующим нейтрализации примесей внедрения.

Сведения, приводимые в литературе, о влиянии углерода на низкотемпературную пластичность молибденовых сплавов противоречивы. В ряде сообщений говорится о положительном влиянии углерода, вводимого в молибден в количествах, даже превышающих необходимое для раскисления. Увеличение пластичности молибденовых сплавов обусловлено нейтрализацией вредного влияния кислорода. Это свидетельствует о том, что улучшение свариваемости сплавов на основе металлов VIA подгруппы достигается оптимальным легированием, способствующим нейтрализации примесей внедрения.

Сравнительные данные о влиянии азота, кислорода, углерода и серы на температуру вязкохрупкого перехода хрома приведены на рис. 31.5.

Углерод, сера резко повышают температуру вязко-хрупкого перехода, в то время как кислород оказывает на пластичность хрома наименьшее влияние. Поэтому при разработке низколегированных сплавов хрома, предназначенных для сварных конструкций, особое внимание уделяют содержанию в металле углерода и серы. Их концентрация в сплаве должна находиться либо на уровне предельной растворимости, либо эти примеси должны быть связаны в термодинамически стабильные соединения, что может быть достигнуто легированием сплава небольшим количеством элементов IVA и VA подгрупп и редкоземельными элементами.

Таким образом, анализ особенностей изменения свойств сварных соединений в связи с наличием в них примесей внедрения в различных количествах позволяет наметить наиболее эффективные пути улучшения свариваемых металлов VIA подгруппы. К ним относятся, во-первых, очистка исходного материала от элементов, образующих с ним твердые растворы внедрения. Особенно остро эта проблема стоит при производстве сплавов на основе вольфрама и хрома; во-вторых, рациональное легирование химически активными элементами с целью связывания примесей в термодинамически стабильные соединения.

Механические свойства сварных швов на тугоплавких металлах могут быть улучшены, если их легировать элементами, которые наряду с увеличением высокотемпературной прочности и пластичности при нормальной температуре уменьшают размер зерна. К таким элементам относятся Al, Ti, Zr, Hf, Ir, Nb и др. Из этих элементов наиболее эффективными являются Zr, Hf, Ir.

Сплавы тугоплавких металлов VIA подгруппы, получаемые методами вакуумно-дугового и электронно-лучевого переплава, обладают значительно меньшей склонностью к образованию пористости в сварных соединениях, чем аналогичные сплавы, изготовленные методами порошковой металлургии. Обычно это вызвано тем, что порошковые сплавы имеют повышенное содержание газовых примесей. Однако в сварных соединениях, выполненных на порошковых сплавах даже с меньшим содержанием примесей, чем в литом металле, как правило, наблюдается пористость. Однако имеются факты, свидетельствующие о том, что склонность к образованию трещин в сварных соединениях порошковых сплавов вольфрама значительно ниже, чем в литых сплавах того же химического состава.

Качество сварных соединений, механические свойства швов, и в особенности их низкотемпературная пластичность чрезвычайно чувствительны к структурному состоянию исходного материала [2].

При сварке тонколистовых материалов реализуется двухмерная схема кристаллизации сварочной ванны. Кристаллизация начинается с оплавления зерен в зоне сплавления, т. е. при сварке тонколистовых материалов кристаллизация шва происходит путем эпитаксиального роста его кристаллитов. Кристаллиты металла шва наследуют кристаллографическую ориентировку тех зерен, с оплавленной поверхности которых происходит их рост.

Результат сопоставления температуры хладноломкости основного металла T_x^{OM} и сварного соединения T_x^c ЦМ6 и ЦМ10

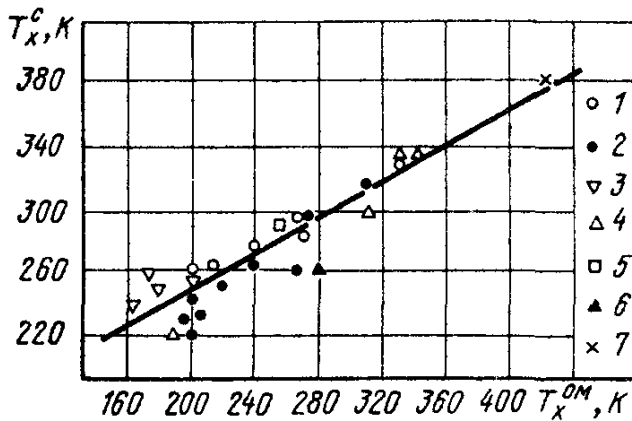


Рис 31.6 Изменение температуры хладноломкости сварных соединений некоторых молибденовых сплавов в зависимости от температуры хладноломкости основного металла, определенной при испытании на изгиб поперек направления прокатки [2]

1 — ЦМ10, 2 — ЦМ6, 3 — Мо—Al—С, 4 — МЛТ, 5 — Мо—0,5 V, 6 — ТСМ-3, 7 — МЧВП

в различном структурном состоянии, а также других промышленных и опытных сплавов молибдена свидетельствуют о наличии достаточно четкой (рис. 31.6) корреляции между свойствами основного металла и его сварного соединения: повышение температуры хладноломкости основного металла приводит к увеличению и температуры хладноломкости сварного соединения T_x^c .

С увеличением толщины свариваемых металлов возникают серьезные трудности, связанные с перегревом металла шва, увеличением ЗТВ и, как следствие, образованием трещин. Применение способов сварки давлением в ряде случаев позволяет решить многие проблемы сварки хрома, молибдена и вольфрама.

Весьма удовлетворительной свариваемостью обладают сплавы молибдена и вольфрама при сварке трением. Процесс можно осуществлять на воздухе и в вакууме с получением высоких механических свойств, хотя T_x сварных соединений на 150—200 К выше, чем T_x основного металла. Причиной этого может быть искривление исходного волокна в зоне стыка. Проведение процесса сварки трением в вакууме позволяет снизить давление и величину осадки, что способствует повышению пластичности соединений.

Диффузионная сварка металлов VI подгруппы производится обычно в вакууме, но может осуществляться в инертной среде и в водороде [9]. В связи с высокими температурами начала адгезионного взаимодействия при сварке в зоне разогрева про-

исходит рекристаллизация, приводящая к снижению механических свойств соединений. Наиболее часто используется технология диффузионной сварки с применением промежуточных прослоек, обладающих более низкой энергетической устойчивостью электронных конфигураций и позволяющих предотвратить процесс рекристаллизации. В качестве прослоек используются: для вольфрама Ni, Nb, Ti, Ni—Pd, Re—Ta; для молибдена Cu, Ag, Ni, Ti, Pt, Pd, Ta, а также прослойки порошков.

31.3. Технология сварки тугоплавких металлов

При сварке сплавов на основе тугоплавких металлов особое внимание следует уделять подготовке поверхности торцов свариваемых кромок. Допускается подготовка кромок к сварке порезкой абразивными камнями. Однако этим способом можно подготовить только детали несложной прямолинейной конфигурации. При подготовке заготовок сложной формы из сплавов вольфрама оптимальные результаты достигаются электроэрозивной обработкой кромок. При электроискровой вырезке заготовок из сплавов хрома в поверхностном слое образуются микротрещины. Для молибденовых сплавов рекомендуется вырезка на гильотинных ножницах с последующим фрезерованием кромок. Точность сборки стыка — необходимое условие получения качественного сварного соединения.

Непосредственно перед сваркой требуется очистить поверхности свариваемых кромок изделий от различного рода загрязнений. Основным методом очистки поверхности изделий из тугоплавких сплавов является химическое травление. Удаление загрязнений поверхностного слоя позволяет улучшить низкотемпературную пластичность сварного соединения молибдена. В отличие от сплавов молибдена подготовка к сварке изделий из сплавов вольфрама, кроме операций химического травления или электролитического полирования, включает обязательную операцию вакуумного отжига.

В сварных конструкциях из тугоплавких металлов применяют в основном листы толщиной 0,1—2 мм и реже больших толщин. Наиболее распространенные типы сварных соединений при АрДС и ЭЛС — стыковые без разделки и с разделкой кромок. При сварке деталей толщиной менее 0,5 мм следует применять соединения с отбортовкой кромок.

Как правило, сварку изделий из сплавов на основе металлов VIA подгруппы выполняют без присадки, используется проволока того же химического состава, что и основной металл.

Дуговую сварку неплавящимся вольфрамовым электродом выполняют постоянным током на прямой полярности.

На формирование шва, структуру и механические свойства сварных соединений тугоплавких металлов существенно

вливают условия теплоотвода и режимы сварки. С увеличением $v_{св}$ сокращается время существования жидкой ванны и уменьшается степень насыщения металла газами. При этом сокращается протяженность зоны термического влияния, уменьшается размер кристаллитов, а также изменяется схема кристаллизации металла шва, что благоприятно сказывается на механических свойствах сварных соединений и прежде всего на величине низкотемпературной пластичности. Однако повышение $v_{св}$ возможно до определенного предела, так как ухудшается формирование швов и во многих случаях снижаются их пластические свойства.

Для соединений сеток и катодов из молибденовых сплавов успешно применена микроплазменная сварка. Тонколистовой молибден можно также сваривать в вакууме и среде инертных газов лазерным лучом.

Вольфрам и его сплавы сваривают в камерах с контролируемой атмосферой инертного газа неплавящимся электродом и электронно-лучевым способом — единственным, который можно применить для металла толщиной более 3—4 мм, так как он обеспечивает наиболее благоприятное соотношение глубины ванны к ее ширине. Помимо этого, незначительная протяженность зоны термического влияния при наиболее узком шве является во многих случаях обязательным условием повышения качества сварных соединений.

Сварка сплавов хрома возможна при использовании присадочной проволоки из никелевых сплавов и выполнении АДС без расплавления основного металла.

Раздел 9 РАЗНОРОДНЫЕ МЕТАЛЛИЧЕСКИЕ МАТЕРИАЛЫ

Глава 32. СВАРНЫЕ СОЕДИНЕНИЯ РАЗНОРОДНЫХ СТАЛЕЙ (Земзин В. Н.)

32.1. Применение в сварных конструкциях

В конструкциях используется большинство свариваемых сталей, применяемых в различных отраслях промышленности и строительства (табл. 32.1). Применение аустенитных сварочных материалов обеспечивает возможность использования в сварных конструкциях сталей с ограниченной и плохой свариваемостью.

**КЛАССИФИКАЦИЯ СТАЛЕЙ, ПРИМЕНЯЕМЫХ В СВАРНЫХ
СОЕДИНЕНИЯХ РАЗНОРОДНЫХ СТАЛЕЙ**

Класс сталей и сварочных материалов	Группа	Характеристика сталей	Марки (примеры)
Перлитные и бейнитные	I	Низкоуглеродистые	ВСт. 3,20
	II	Низколегированные Конструкционные	09Г2С, 10ХСНД 20ХГСА
	III	Среднеуглеродистые Низколегированные повышенной прочности	30ХГСА, 40Х 40ХН2МА
	IV	Жаропрочные Хромомолибденовые и хромомолибденованадиевые	15ХМ, 20ХМЛ, 12Х1МФ, 15Х1М1Ф
	V	Криогенные стали	0Н3, 0Н6, 0Н9
Мартенситные, ферритные, ферритно-мартенситные, аустенитно-мартенситные ферритно-аустенитные	VI	12 % хромистые, коррозионностойкие	08Х13, 12Х13
	VII	Высокохромистые коррозионностойкие и жаростойкие	12Х17, 15Х25Т, 14Х17Н2
	VIII	12 % хромистые, жаропрочные	15Х11НМФ, 15Х12ВНМФ
	IX	Хромоникелевые коррозионностойкие	08Х21Н5Т
Аустенитно-ферритные и аустенитные стали и сплавы на никелевой основе	X	Аустенитные и аустенитно-ферритные, кислотостойкие и криогенные	12Х18Н10Т, 10Х17Н13М3Т
	XI	Аустенитные жаропрочные	Х15Н35ВТ
	XII	Коррозионностойкие и криогенные	Х18Н20, Х13АГ19, 06Х23Н28М3Д3Т
	XIII	Сплавы на никелевой основе (жаропрочные)	ХН65ВМТЮ, ХН70МФ

По областям применения и конструктивно-технологическому оформлению можно выделить три основных группы рассматриваемых конструкций (табл. 32.2). Основную из них составляют изделия, детали которых выполнены из разнородных сталей и сварены между собой. Эксплуатируясь в нормальном климатическом диапазоне температур, они применяются в строительстве, узлах машин и механизмов различного назначения, в гидротурбинах и других конструкциях. Для работы в этих условиях преимущественно используются стали перлитного, бейнитного и мартенситного классов разного уровня прочности. Для работы при высоких и низких температурах, а также в коррозионных средах широко используется сочетание перлитных сталей с высоколегированными аустенитными и ферритными сталями.

ТИПЫ КОМБИНИРОВАННЫХ СВАРНЫХ КОНСТРУКЦИЙ И
ОБЛАСТИ ИХ ПРИМЕНЕНИЯ

Типы конструкции	Условия работы	Области применения	Группы свариваемых сталей
Конструкции из разнородных сталей	Нормальный климатический диапазон температур	Строительные конструкции Узлы общего машиностроения Узлы гидротурбин	I+II I+II, I+III, II+III II+VI
	Низкие температуры	Узлы криогенных установок, изотермические резервуары	I+V, II+V, II+X
	Высокие температуры	Энергетические установки	I+IV, II+IV, IV+XI, IV+X
	Высокие температуры и агрессивные среды	Химические аппараты Нефтехимическое оборудование	I+X, I+XII, I+XIII, X+XIII I+IV, IV+X
Конструкции из однородных сталей с аустенитными швами	Разные	Конструктивные швы Ремонтные заварки	III+X, III+XI IV+XIII, III+X
Биметаллические конструкции	Разные	Биметаллические сосуды Двухслойные трубопроводы Уплотнительные поверхности арматуры Инструмент, абразивные и антикавитационные наплавки	

32.2. Свариваемость

32.2.1. Химическая и структурная неоднородность соединений

Для большинства процессов сварки обязательным условием образования сварного соединения является проплавление свариваемых кромок и формирование шва либо целиком из проплавленного основного металла, либо частично за счет наплавленного и проплавленного металла.

Общие закономерности изменения степени проплавления γ (доля участия основного металла в шве) при сварке разнород-

ных сталей те же, что и однородных (см. гл. 3). Для условий ручной дуговой наплавки или сварки однослойных швов γ перлитной стали колеблется в пределах 15—40 %, при выполнении корневых проходов многослойных швов она может возрасти до 25—50 %. Во всех случаях проплавление аустенитной стали на 20—30 % больше перлитной. Проплавление основного металла на 20—30 % возрастает при переходе от ручной дуговой к автоматической сварке под флюсом и, наоборот, на 30—50 % снижается при переходе к ленточной наплавке под флюсом.

При различных методах сварки проплавлением и применяемых материалах состав металла шва в пределах одного слоя является достаточно однородным, за исключением участка шириной менее 0,1—0,8 мм, примыкающего к границе сплавления. Поэтому состав данного слоя шва с достаточной точностью может рассчитываться с участием в нем долей проплавленного основного и наплавленного металла, не принимая во внимание неравномерность его распределения в различных участках (см. гл. 3).

Изменение состава металла наплавки по слоям для крайнего случая, когда анализируемый элемент содержится только в наплавленном металле, показано на рис. 32.1 для разных степеней проплавления основного металла и нижележащего слоя от 10 до 70 %, с переходом от нижних слоев к верхним содержание элемента в металле наплавки возрастает и начиная с определенного слоя становится равным значению для наплавленного металла. При степени проплавления 10 % это условие реализуется начиная с третьего слоя, при 40 % с пятого и 70 % с десятого.

Для большинства практических случаев сварки разнородных сталей важно знать изменение состава в разных слоях многослойных швов. Наибольшее отклонение их состава имеет место в корневом слое и определяется формулой:

$$X_{ш} = (1 - \gamma) X_{н} + K \gamma X'_0 + (1 - K) \gamma X''_0,$$

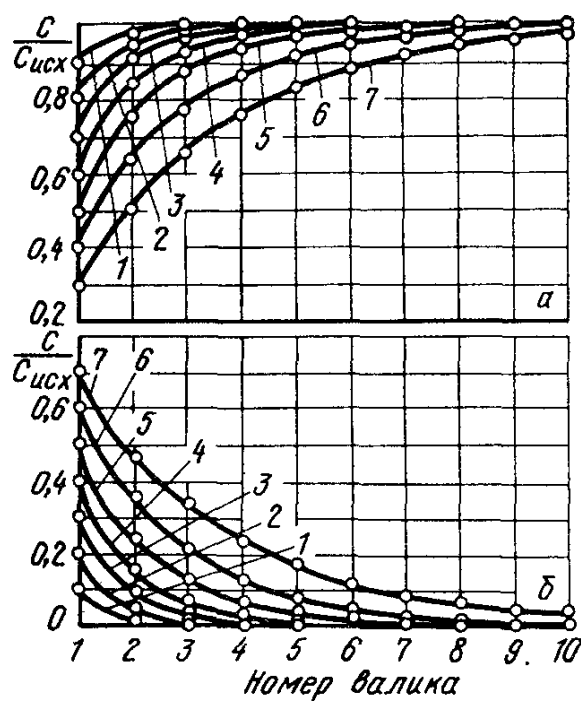


Рис. 32.1 Изменение содержания элементов в слоях многослойной наплавки в зависимости от степени проплавления нижележащего слоя

1 — 10 %, 2 — 20 %; 3 — 30 %, 4 — 40 %; 5 — 50 %, 6 — 60 %, 7 — 70 %.

а — элемент содержится в наплавленном металле; б — элемент содержится в основном металле

где X_0' и X_0'' — содержание легирующих элементов в свариваемых сталях; K — степень проплавления одной из кромок относительно другой.

При сварке перлитной стали с аустенитной условно можно считать, что 60 % проплавленного основного металла приходится на долю аустенитной стали и 40 % на долю перлитной; соответственно со стороны аустенитной стали $K = 0,6$.

Расчетное определение состава средних и верхних слоев многослойного шва является наиболее сложным, так как тре-

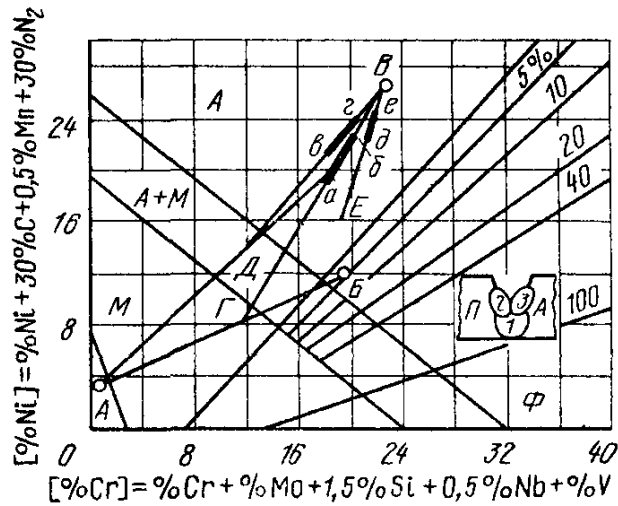


Рис 32.2. Оценка структурного состояния сварных швов многослойного соединения малоуглеродистой стали (точка А) с аустенитной сталью марки 08Х18Н10Т (точка В), наплавленный металл типа Э-11Х15Н25М6АГ2 (точка В)

буется учета проплавления не только нижележащих валиков, но и соседних слоев. Такие расчеты проведены лишь для стыковых многослойных швов в узкую разделку, где раскладка слоев наиболее устойчива и где начиная с определенного слоя состав шва устанавливается постоянным. Для сварных швов с Х- и V-образными разделками, каждый слой которых имеет свою индивидуальность, в большинстве случаев ограничиваются экспериментальными данными.

Технологическая и конструктивная прочность сварных соединений обеспечивается при отсутствии в различных слоях шва и зоны термического влияния хрупких и малопрочных участков. В связи с этим при выборе сварочных материалов для сварки разнородных сталей необходимо оценить структуру и свойства различных слоев шва. Такая предварительная оценка может быть сделана с помощью структурной диаграммы, построенной применительно к условиям кристаллизации и скоростей охлаждения при сварке сталей широкого круга легирования. В соответствии с правилами построения подобных диаграмм все аустенитизирующие элементы приводятся с соответствующими коэффициентами к эквивалентному содержанию никеля ($Ni_{экр}$), а все ферритизирующие элементы к эквивалентному содержанию хрома ($Cr_{экр}$).

Пример построения подобной диаграммы для сварного соединения малоуглеродистой стали со сталью 08Х18Н10Т (наплавленный металл типа Э-11Х15Н25М6АГ2) показан на рис 32.2. Составы сталей соответствуют точкам А и В, а состав наплавленного металла — точке В. В корневом слое 1 состав пропла-

ленных кромок соответствует точке Γ на прямой, соединяющей точки A и B . Состав и структура металла корневого слоя определяются отрезками $a-b$ на прямой $B\Gamma$. Состав и структура металла верхнего слоя 2, образующегося за счет проплавления кромки перлитной стали и корневого слоя 1, будут определяться отрезком $v-z$ на прямой $B\Delta$, построенной аналогично прямой $B\Gamma$. Соответственно состав слоя 3 будет определяться уже отрезком $d-e$ на прямой BE .

Структурная диаграмма построена на базе составов сталей и швов с содержанием углерода свыше 0,10 %. Для них наличие в структуре мартенсита, как правило, приводит к резкому снижению пластичности и создает опасность появления трещин. Поэтому условием выбора режимов сварки и сварочных материалов является расположение возможных составов металла шва вне зон с мартенситной структурой. В последнее время, однако, все большее распространение находят применение стали и сварочные материалы со сверхнизким содержанием углерода менее 0,05 %. Для них наличие мартенсита в структуре не снижает заметно пластичности и не приводит к образованию технологических трещин.

32.2.2. Образование и строение зоны сплавления

При оценке работоспособности рассматриваемых сварных соединений особую важность имеет изучение структуры и свойств зоны сплавления разнородных материалов. В соединениях, выполненных методами сварки плавлением и большинством

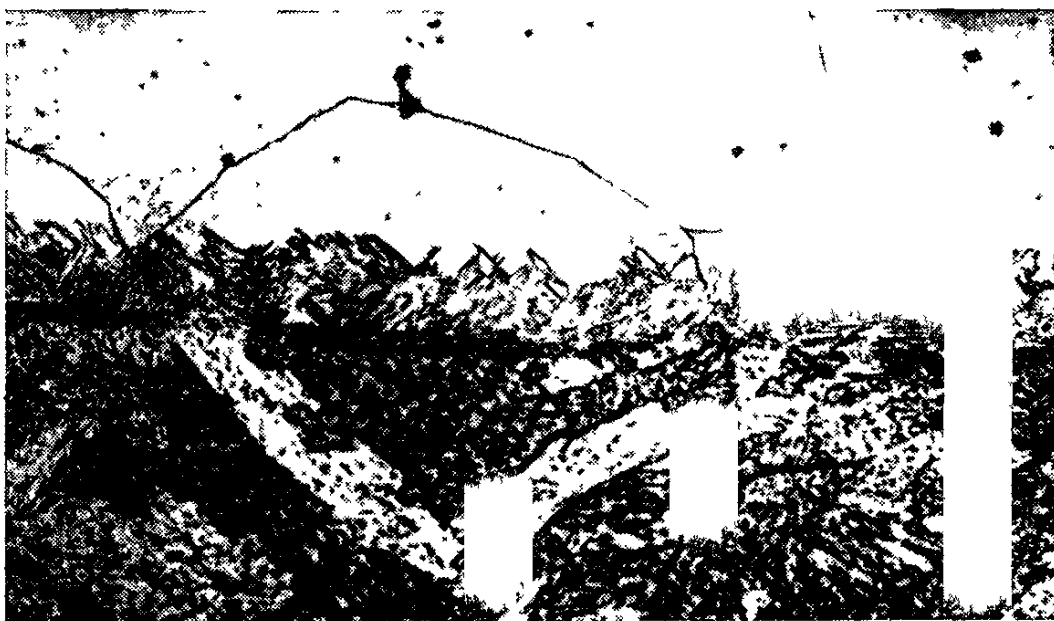


Рис. 32.3 Микроструктура зоны сплавления перлитной стали с аустенитным швом

методов сварки давлением с расплавлением зоны соединения, вблизи границы сплавления выявляется кристаллизационная прослойка промежуточного состава между основным металлом и швом или свариваемыми сталями. Их протяженность меняется от способа и режима сварки, находясь в пределах 0,005—0,6 мм.

В зависимости от сочетания свариваемых сталей или основного металла и шва строение и свойства зоны сплавления будут

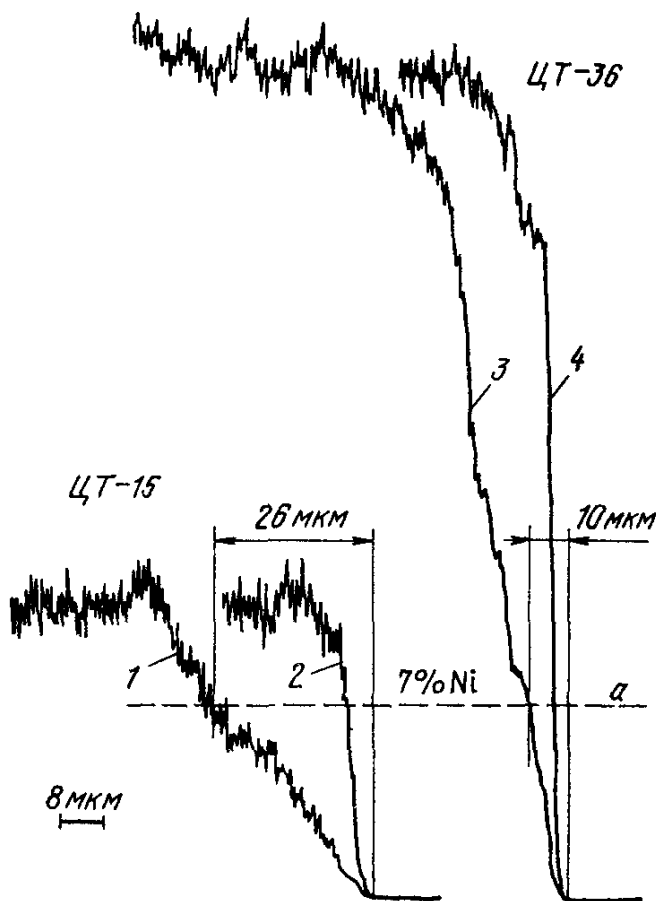


Рис. 32.4. Изменение содержания никеля в зоне сплавления малоуглеродистой стали с аустенитными швами различного легирования: 1, 2 — шов типа Э-07Х20Н9; 3, 4 — шов типа Э-08Н60Г7М7Т; 1, 3 — участки с повышенной шириной кристаллизационной прослойки; 2, 4 — участки с минимальной шириной прослойки

различными. При сварке между собой сталей разного легирования, но одного структурного класса наличие кристаллизационных прослоек обычно не влияет на свойства сварного соединения и их можно не учитывать. При сварке сталей разного структурного класса и в первую очередь перлитной стали с аустенитной или при использовании аустенитных сварочных материалов образование сварного соединения связано с условиями совместной кристаллизации материалов с разными структурными решетками (α - и γ -фазы). При этом в зоне сплавления образуется промежуточный слой сопрягающихся между собой деформированных структурных решеток (рис. 32.3). Наибольшая степень структурной нестабильности возникает при отсутствии или незначительной ширине кри-

сталлизационных прослоек переменного состава.

В пределах изменения состава зоны кристаллизационных прослоек структура и свойства их могут значительно меняться. Так, в зоне сплавления перлитной стали с аустенитным швом участок «кристаллизационной» прослойки с содержанием Сг 3—12 % и Ni 2—7 % имеет структуру высоколегированного мартенсита и является хрупким.

Ширина хрупких мартенситных прослоек зависит от запаса

аустенитности металла шва и становится наибольшей при использовании электродов типа Э-07Х20Н7 (рис. 32.4). В пределах одного слоя шва она может меняться в зависимости от особенностей кристаллизации данного участка. При использовании электродов на никелевой основе (например, Э-08Н60Г7М7Т) мартенситные прослойки значительно меньше.

Учитывая, что и в пределах одного сварочного валика ширина хрупких прослоек колеблется в широких пределах, целесо-

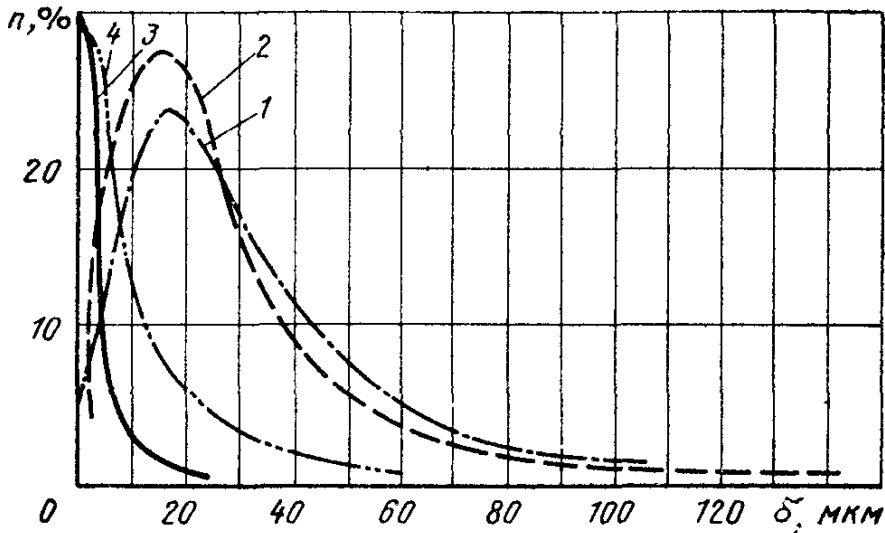


Рис. 32.5. Влияние способа сварки и легирования металла аустенитного шва на ширину (δ) кристаллизационных мартенситных прослоек в зоне сплавления со сталью 38ХНЗМФА:

1—3 — шов типа Э-10Х25Н13Г2 (1 — ручная дуговая сварка; 2 — ленточная наплавка; 3 — электроно-лучевая сварка); 4 — шов типа Э-08Н60Г7М7Т (ручная дуговая сварка)

образно ее учитывать с помощью кривых распределения типа показанной на рис. 32.5.

Для каждого из вариантов имеется узкий диапазон изменения ширины прослойки, охватывающий свыше 50 % общей длины зоны сплавления. Средняя ширина прослоек в этом интервале может быть условно принята за ее значения для данного варианта.

32.2.3. Образование диффузионных прослоек в зоне сплавления

При сварке, термической обработке и высокотемпературной эксплуатации в зоне сплавления рассматриваемых соединений могут развиваться и заметно влиять на ее структуру и свойства прослойки, обусловленные диффузионным перераспределением элементов на линии раздела разнородных материалов [4]. В наи-

большей степени указанные прослойки связаны с миграцией углерода. Перераспределением на границе раздела легирующих элементов, диффузионная подвижность которых значительно меньше углерода, можно пренебречь.

По своему механизму рассматриваемый процесс относится к процессам реактивной диффузии, обусловленным разной термодинамической активностью карбидов в контактируемых материалах. Он связан с реакцией образования на границе раздела со стороны легированной составляющей устойчивых спе-

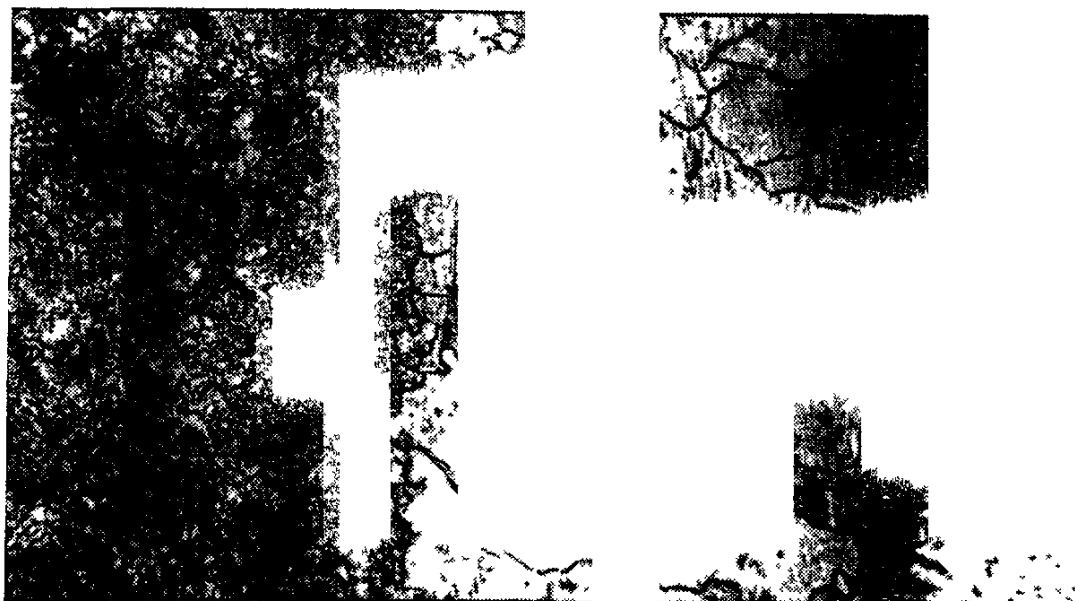


Рис. 32.6. Микроструктура диффузионной прослойки низколегированной стали с аустенитным швом типа Э-10Х25Н13Г2. Отпуск 700 °С — 10 ч.

циальных карбидов (марганца, хрома, молибдена, вольфрама, ванадия, ниобия и титана). При отпуске или высокотемпературной эксплуатации (при температурах ниже точки A_{c1} для низкоуглеродистой стали) со стороны менее легированной составляющей выявляется полностью обезуглероженная прослойка, а со стороны легированной составляющей — науглероженная прослойка с содержанием до 1,5—2,0 % С в зависимости от количества энергичного карбидообразующего элемента (рис. 32.6). Фазовый состав легированной составляющей соединения не меняет характера процесса, а влияет лишь на его интенсивность.

Кинетика роста прослоек в соответствии с закономерностями диффузионного процесса определяется экспоненциальной зависимостью от температуры (рис. 32.7, а) и квадратичной от времени выдержки (рис. 32.7, б). В координатах $\lg \delta - T$ и $\delta = \sqrt{t}$ рост прослоек отображается прямыми линиями.

В связи с недостатком экспериментальных данных о величинах активности углерода в сталях, используемых в разнородных сварных соединениях, расчет ширины диффузионных прослоек проводится обычно путем экстраполяции имеющихся экспериментальных данных по результатам испытания образцов при высоких температурах и ограниченных выдержках на большие выдержки при температурах эксплуатации [6]. Заметно снизить миграцию углерода из низколегированной в легированную составляющую можно, используя низколегированные стали, легированные энергичными карбидообразующими элементами —

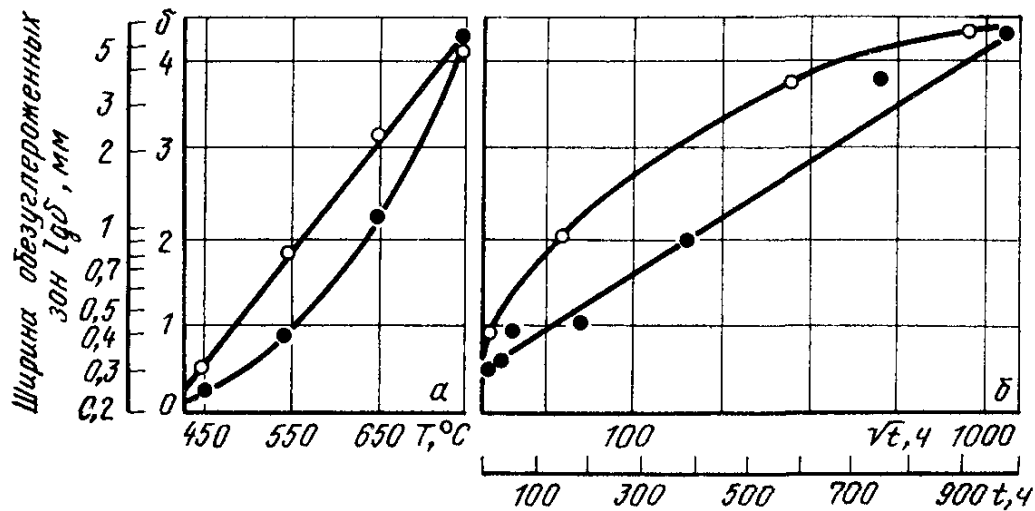


Рис. 32.7. Влияние температуры и длительности выдержки на ширину обезуглероженной зоны, зоны сплавления стали 30 со швом Э-10Х25Н13Г2
 а — зависимость δ (ln δ) — T ; б — зависимость δ — $t(\sqrt{t})$.

Cr, V, Ti, Nb и др. Так, при содержании в них более 5 % Cr миграцией углерода в контакте с аустенитной сталью или швом можно пренебречь. Возможно для уменьшения интенсивности процесса миграции углерода введение промежуточных облицовок на менее легированную сталь с промежуточным содержанием карбидообразующих элементов. Интенсивность развития прослоек снижается с уменьшением в низколегированной стали содержания углерода. Поэтому низколегированные конструкционные стали с содержанием углерода около 0,10 % более перспективны к применению в разнородных соединениях, чем низкоуглеродистые и низколегированные машиностроительные стали с содержанием углерода 0,2—0,3 %.

32.2.4. Дефекты соединений

Наиболее вероятно ожидать появления технологических трещин в участках многослойных швов с значительным проплавлением основного металла и на границе раздела разнородных материалов. Ими являются корневые и верхние слои многослойных швов, примыкающие к основному металлу, а также кристалли-

зационные прослойки в зоне сплавления разнородных сталей и шва. В швах возможны как горячие, так и холодные трещины. Для зоны сплавления характерны холодные трещины в кристаллизационных и диффузионных прослойках с мартенситной структурой.

Появление горячих трещин наиболее вероятно в сварных соединениях аустенитных сталей разного легирования, а также перлитных сталей при использовании аустенитно-ферритных электродов. Стойкость такого металла шва против горячих трещин зависит от его легирования и в основном от количества в нем ферритной фазы (рис. 32.8).

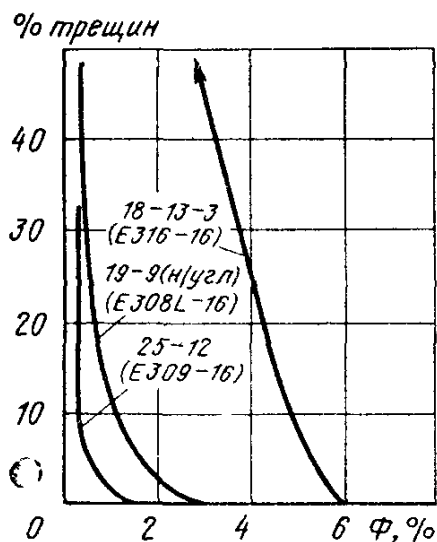


Рис. 32.8. Влияние легирования и содержания ферритной фазы в аустенитно-ферритных швах на их склонность к образованию горячих трещин

Для составов на базе хром — никель без дополнительного легирования (типа Э-10Х25Н13Г2 — кривая 2) вероятность образования горячих трещин резко возрастает при снижении содержания свободного феррита менее 2%, для составов с дополнительным легированием Nb менее 4% (типа Э-08Х19Н10Г2Б — кривая 1), а для составов, легированных молибденом (типа Э-06Х19Н11Г2М2 — кривая 3), менее 1%.

Обычно содержание ферритной фазы в аустенитно-ферритных швах находится в пределах 2—8% для конструкций, эксплуатирующихся до 350 °С и не проходящих термическую обработку после сварки, и в пределах 2—5% в других случаях. При такой жесткой регламентации содержания ферритной фазы даже сравнительно небольшое изменение состава шва при разбавлении его основным металлом другого состава может привести к появлению в нем трещин, обычно носящих характер надрывов длиной до 5 мм. При сварке сталей типа 12Х18Н10Т, возможные составы которых находятся в пределах аустенитно-ферритной области, трещин в сварных швах можно не опасаться. Однако они вероятны при сварке аустенитно-ферритными электродами сталей типа 08Х18Н12Т и особенно сталей типа 20Х23Н18. В этих случаях целесообразно использование для сварки корневых и поверхностных слоев аустенитно-ферритных сварочных материалов с повышенным исходным содержанием ферритной фазы. Автоматическая сварка под флюсом нежелательна из-за глубокого проплавления металла.

Применение аустенитных сварочных материалов является одним из путей решения проблемы получения свободных от холодных трещин сварных соединений высокопрочных средне-

гированных сталей плохой свариваемости. Следует учитывать, однако, что высокая технологическая и конструктивная прочность этих сварных соединений обеспечивается не всегда и требует соблюдения ряда условий. Необходимо, во-первых, учитывать вероятность образования трещин в корневых слоях при недостаточном запасе аустенитности сварочных материалов и высокой жесткости соединения. Опасность их появления наиболее высока при сварке легированных сталей с содержанием углерода свыше 0,2 %.

Специфическими и наиболее опасными для сварных соединений перлитных и мартенситных сталей с аустенитными швами являются трещины типа отрыва (отлипания), идущие по кристаллизационной мартенситной прослойке в зоне сплавления со стороны аустенитного шва, пересекающие в ряде случаев все сечение стыка и носящие межзеренный характер. Они связаны с низким сопротивлением высоколегированного мартенсита кристаллизационной прослойки развитию холодных трещин и ее пониженной хрупкой прочностью. Вероятность их появления возрастает с увеличением ширины и твердости мартенситных прослоек и соответственно с уменьшением запаса аустенитности шва.

При содержании никеля в наплавленном металле более 35 %, когда мартенситные прослойки со стороны шва сведены к минимуму, трещины типа отрыва маловероятны.

Другой причиной появления трещин отрыва в зоне сплавления при сварке является повышенное содержание в аустенитном шве диффузионного водорода, источником которого служит влага в покрытии электрода. Поэтому обязательным условием получения свободных от трещин сварных соединений является прокалка аустенитных электродов при температурах 350—400 °С.

Вероятность появления трещин усиливается при сварке легированных сталей с содержанием углерода более 0,2 %. Рекомендуется в этих случаях вводить подогрев в пределах 150—200 °С (рис. 32.9). Они возможны и при насыщении мартенситной прослойки углеродом при отпуске.

32.2.5. Остаточные напряжения и деформации

Сварочные деформации и напряжения определяются неравномерностью температурного поля и жесткостью соединяемых деталей (см. гл. 4). Разность термического расширения при

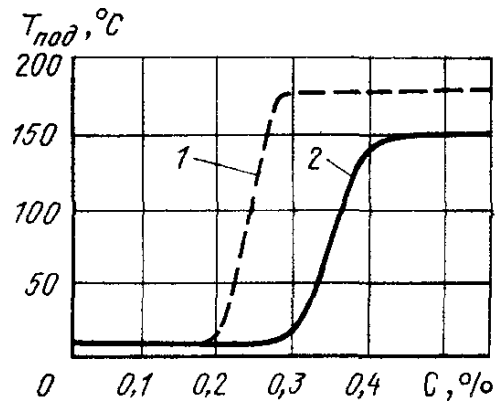


Рис. 32.9 Выбор температуры подогрева при сварке аустенитными электродами низко- и среднелегированных сталей с различным содержанием углерода

1 — узлы повышенной жесткости;
2 — узлы малой жесткости

сварке сталей разных структурных классов проявляется в этих условиях мало, поэтому в исходном состоянии поля остаточных напряжений в однородных и разнородных соединениях близки между собой и отличаются лишь некоторым смещением эпюр в сторону составляющей стали с меньшей теплопроводностью (в данном случае в сторону аустенитной стали) (рис. 32.10, а—в).

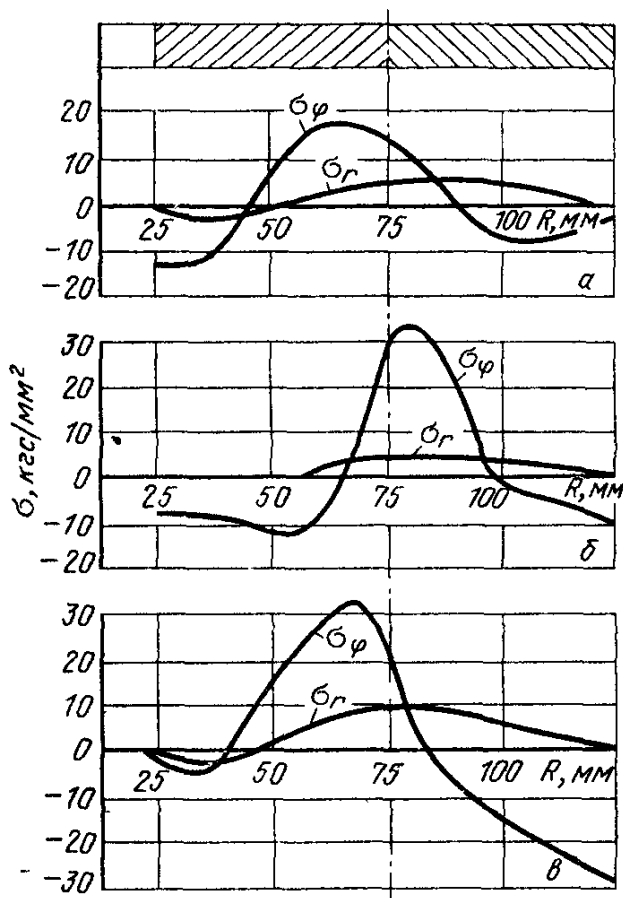


Рис. 32.10. Эпюры остаточных напряжений в однородных и разнородных сварных дисках в состоянии после сварки:

а — однородный аустенитный диск; б — разнородный диск с аустенитным ободом и перлитным центром; в — разнородный диск с перлитным ободом и аустенитным центром

жения, условно называемые напряжениями отпуска, обусловленные разностью характеристик термического расширения свариваемых сталей. В соединениях аустенитной стали с перлитной охлаждение после нагрева вызывает в аустенитной стали появление остаточных напряжений растяжения, а в перлитной — уравнивающих их напряжений сжатия. В сварных соединениях перлитной стали с высокохромистой наоборот в перлитной стали возникают напряжения растяжения, а в высокохромистой сжатия. Аналогичные закономерности распределения остаточных напряжений сохраняются в биметаллических изделиях, выполненных наплавкой, взрывом и другими способами, например, вибрационной обработкой.

Основное различие в распределении полей остаточных напряжений в соединениях однородных и разнородных сталей разных структурных классов возникает при термической обработке или высокотемпературной эксплуатационной (рис. 32.10, г, д). На стадии нагрева и выдержки при максимальной температуре обоих типов соединений остаточные напряжения снимаются за счет прохождения процесса релаксации, при последующем охлаждении однородных соединений условий для возникновения поля собственных напряжений нет, поэтому термическая обработка является эффективным способом их снятия. В отличие от этого при охлаждении соединений из сталей разных структурных классов в них возникают новые внутренние напря-

Для узлов энергетических машин и другого высокотемпературного оборудования, подверженных воздействию теплосмен, возможно возникновение и перераспределение полей временных и остаточных напряжений во время циклического воздействия температур.

32.3. Свойства сварных соединений

32.3.1. Механические свойства

Стали разных структурных классов имеют близкие модули упругости, поэтому при нагружении в упругой стадии сварные соединения разнородных сталей можно рассматривать как однородное тело. При нагружении в упругопластической стадии должна учитываться совместность пластической деформации участков с разным уровнем прочности.

При приложении усилий вдоль шва прочность и пластичность соединения являются промежуточными между свойствами разных участков. При наличии в них хрупких прослоек в последних возможно появление трещин до полного разрушения изделия.

При приложении усилий поперек шва свойства сварных соединений в первом приближении определяются свойствами наименее прочной составляющей. В районе зоны сплавления при заметном изменении свойств свариваемых сталей или стали с металлом шва необходимо учитывать эффект контактного взаимодействия. Его нужно принимать во внимание и при наличии в зоне сплавления малопрочных и хрупких прослоек.

При эксплуатации в диапазоне нормальных климатических и низких температур снижение несущей способности рассматриваемых соединений связано с проявлением эффекта хладноломкости. Для его оценки целесообразно использовать концепцию хрупко-вязкого перехода, определяемого изменением траекторий разрушения с использованием в качестве критерия переходной температуры хрупкости разнородного соединения T_k . Она может быть установлена по результатам сериальных испытаний образцов с надрезом по зоне сплавления на ударный изгиб или по данным оценки статической трещиностойкости на образцах с естественным надрезом по методике ЦКТИ [5].

Зависимости трещиностойкости сварных соединений стали 38ХНЗМФА с аустенитными швами на железной и никелевой основе приведены на рис. 33.11. За показатель трещиностойкости принято критическое раскрытие в вершине трещины δ_c . Пунктирной линией показана зависимость $\delta_c - T$ для самой стали.

При температурах испытаний ниже T_k для соответствующего соединения величина δ_c мала, а разрушение проходит по основ-

ному металлу. Переход от хрупкого к вязкому разрушению для сварного соединения со швом на никелевой основе типа Э-08Н60Г7М7Т (кривая 2) при температуре $T_k^{ом}$ связан с резким повышением величины критического раскрытия и изломом в шве. Для указанного сварного соединения с отсутствием хрупких кристаллизационных прослоек в зоне сплавления T_x^p ниже

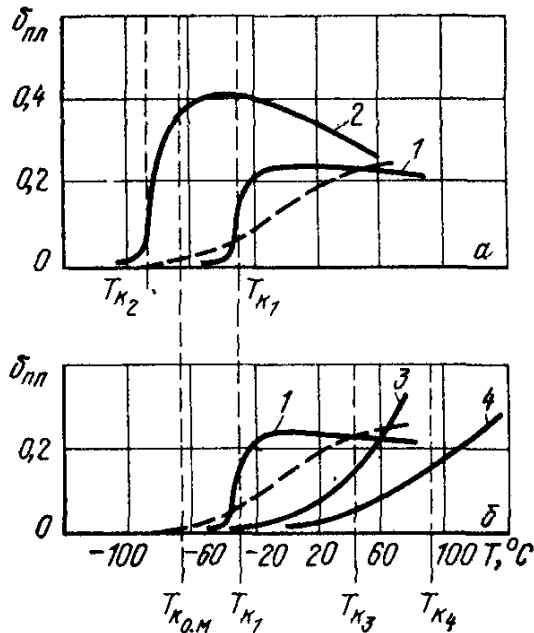


Рис. 32.11. Влияние легирования аустенитного шва и термической обработки на трещиностойкость сварного соединения $\delta_{пл}$ стали 38ХНЗМФА:

а — исходное состояние; б — отпуск после сварки; 1 — шов типа Э-10Х25Н13Г2 — исходное состояние; 2 — шов типа Э-08Н60Г7М7Т — исходное состояние; 3 — шов типа Э-10Х25Н13Г2 — отпуск 690 °С — 10 ч; 4 — шов типа Э-10Х25Н13Г2 — отпуск 690 °С — 10 ч

$T_k^{ом}$. В соединениях, выполненных аустенитными электродами на железной основе типа Э-10Х25Н13Г2 (кривая 1), наличие кристаллизационных и диффузионных прослоек в зоне сплавления, увеличение их ширины и твердости приводят к сдвигу критической температуры хрупкости $T_{к1}$ в сторону положительных температур с появлением промежуточного диапазона температур хрупкого разрушения по этому участку.

Усталостная прочность рассматриваемых соединений сталей одного структурного класса может определяться свойствами однородного соединения менее прочной стали. В отличие от этого при оценке усталостной прочности соединений сталей различного структурного класса необходимо учитывать вероятность преждевременного разрушения в зоне сплавления.

32.3.2. Жаропрочность и коррозионная стойкость

Жаропрочность рассматриваемых сварных соединений определяется уровнем рабочих температур и длительностью эксплуатации. При температурах ниже 300—350 °С, когда эффект ползучести не реализуется и прочность не зависит от длительности нагружения, свойства сварных соединений разнородных сталей могут оцениваться по уровню их механических свойств при заданной температуре с учетом возможного влияния поля внутренних напряжений.

В интервале температур 300—400 °С для соединений, в которых одной из составляющих является низкоуглеродистая сталь, и 400—500 °С при использовании теплоустойчивых сталей (ниже

T_2 — на рис. 32.20) длительная прочность сварных соединений разнородных сталей близка к однородным соединениям. Для этого интервала температур характерно внутризеренное разрушение в условиях ползучести и высокая пластичность при разрушении. Развитие диффузионных прослоек в этом интервале температур обычно не снижает длительную прочность и пластичность разнородных соединений, поскольку при внутризеренном разрушении жесткость напряженного состояния в малопрочной прослойке будет затруднять в ней деформации сдвига и тем способствовать упрочнению прослойки. Не сказываются отрицательно и прослойки высокой твердости, так как температура эксплуатации выше их критической температуры хрупко-вязкого перехода. В соединениях сталей разных структурных классов при высокой жесткости в этом интервале температур следует учитывать возможность снижения несущей способности конструкции при теплосменах из-за накопления пластической деформации от воздействия поля внутренних напряжений.

С повышением дальнейших рабочих температур и вероятности межзеренного разрушения, образование которого связано уже с уровнем нормальных напряжений, длительная прочность и особенно пластичность рассматриваемых соединений (кривая 2) могут заметно уступать однородным соединениям. При совместном деформировании участков сварного соединения разной прочности вблизи границы раздела со стороны менее прочной составляющей будет неизбежно повышаться уровень местных нормальных напряжений, ответственных за межзеренное разрушение. Это приводит к появлению преждевременных хрупких разрушений в зоне сплавления со стороны менее прочной составляющей. Развитие в зоне сплавления диффузионных прослоек, снижающих прочность этого участка, приводит к дополнительному снижению прочности и пластичности разнородных соединений (кривая 3).

На коррозионную стойкость разнородных соединений по сравнению с однородными дополнительное влияние оказывают:

- а) разница электрохимических потенциалов в контакте разно-

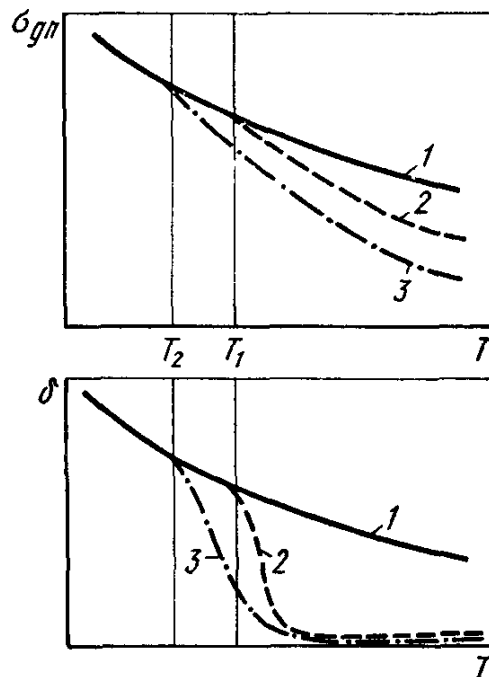


Рис. 32.12. Влияние температуры на длительную прочность и пластичность сварных соединений разнородных сталей (схема): 1 — соединения однородных сталей; 2 — соединения разнородных сталей; 3 — соединения разнородных сталей с диффузионными прослойками

родных составляющих, приводящая к развитию гальванической коррозии с анодной стороны; б) появление ослабленных зон и в первую очередь диффузионных прослоек; в) наличие остаточных напряжений.

Коррозионная стойкость соединений перлитной стали с аустенитной в растворах нитратов и щелочей определяется вероятностью разрушения в зоне сплавления. Основным мероприятием по ее повышению является применение в качестве менее легированной составляющей соединения перлитной стабилизированной стали. При использовании низкоуглеродистой стали наблюдается снижение коррозионной стойкости соединений, прошедших отпуск. Отмечается желательность использования в соединениях перлитной стали с аустенитной в целях повышения их коррозионной стойкости, сварочных материалов на никелевой основе.

32.4. Технология сварки

32.4.1. Способы сварки

При изготовлении сварных конструкций из разнородных сталей используется большинство существующих способов сварки. Наибольшее распространение из них получила ручная дуговая сварка как процесс, обеспечивающий наибольшую гибкость регулирования степени проплавления свариваемых кромок. При сварке сталей одного структурного класса в большинстве случаев отсутствуют ограничения по уменьшению степени проплавления и соответственно могут применяться те же способы и режимы, что и для однородных соединений. При сварке сталей разного структурного класса выбор способа сварки и ее режима определяется предельной степенью проплавления свариваемых кромок. При использовании способов с повышенным проплавлением кромок, как, например, при электрошлаковой сварке, технологическая и конструктивная прочность соединения должны определяться подбором сварочных материалов, обладающих низкой чувствительностью к повышению степени проплавления. Перспективным является использование электронно-лучевой сварки как при непосредственном контактировании свариваемых кромок, так и с введением промежуточной прослойки, состав которой выбирают из условия получения оптимальных свойств шва. Для стыковки труб в котлостроении широко применяют контактную сварку сопротивлением, в компрессоростроении и других отраслях широко внедрена сварка взрывом, все большее распространение находит диффузионная сварка.

32.4.2. Стали перлитного класса

При сварке перлитных сталей разного легирования целесообразно использовать сварочные материалы, близкие по составу к менее легированной составляющей (табл 32.3). При этом уменьшается опасность образования технологических трещин при сохранении требования прочности соединения. Термический режим сварки, и прежде всего температуру подогрева, желательно выбирать близкими к требуемым для более легированной стали.

Стали IV группы, обладающие ограниченной свариваемостью, требуют при сварке высокого подогрева и склонны в этих условиях к образованию трещин. В связи с этим широко используется их сварка аустенитными электродами на железной основе без подогрева и последующей термической обработки. Аналогично этому криогенные стали V группы, предназначенные для работы в сварном исполнении при температурах ниже $-50 \div -100$ °C, рекомендуется сваривать аустенитными электродами на железной основе, а ниже -100 °C — на никелевой основе.

32.4.3. Высокохромистые стали мартенситного, мартенситно-ферритного и ферритно-аустенитного классов

Благодаря высокому содержанию в этих сталях энергичного карбидообразующего элемента хрома диффузионные прослойки в зоне сплавления для сварных соединений этой группы сталей не характерны. Они имеют плохую свариваемость, и при их сварке наряду с электродными материалами близкого к основ-

ТАБЛИЦА 32.3

ВЫБОР КОМПОЗИЦИИ НАПЛАВЛЕННОГО МЕТАЛЛА ДЛЯ СВАРКИ ПЕРЛИТНЫХ СТАЛЕЙ

Группа свариваемых сталей	Композиция наплавленного металла	$T_{\text{эксп}}$, °C	Термическая обработка
I+II I+III, I+V	Низкоуглеродистая	± 60	Не требуется Отпуск
III	Низколегированная Аустенитная на железной основе	± 60	Отпуск Не требуется
I+IV	Низкоуглеродистая Хромомолибденованадиевая	До 350 До 450	Отпуск
V	Низколегированная На никелевой основе	-100 -100	Отпуск Не требуется

ВЫБОР КОМПОЗИЦИИ НАПЛАВЛЕННОГО МЕТАЛЛА ДЛЯ
СВАРКИ ВЫСОКОХРОМИСТЫХ СТАЛЕЙ

Группы свариваемых сталей	Композиция наплавленного металла	Условия эксплуатации	Термическая обработка
VI+VIII	Мартенситно-ферритная на базе 12 % хрома	До 500 °С	Отпуск
	Аустенитно-ферритная	До 400 °С	Не требуется
VI+VII	Мартенситно-ферритная на базе 12 % хрома	В коррозионных средах до 350 °С	Отпуск
	Ферритно-аустенитная		Не требуется
VI+IX	Ферритно-аустенитная	До 350 °С	Не требуется

ному материалу легирования широко применяются аустенитно-ферритные и ферритно-аустенитные составы (табл. 32.4).

Для эксплуатации при высоких температурах сварных соединений сталей VI и VIII групп между собой за основной вариант принята сварка электродами или проволоками на базе 12 % хрома с подогревом и последующей термообработкой — отпуском. Применять аустенитные электроды в данном случае нежелательно из-за опасности термоусталостных разрушений в зоне сплавления хромистой стали и аустенитного шва. В отличие от этого при сварке между собой VI и VII групп предпочтительным является использование аустенитных электродов на железной основе с аустенитно-ферритной (типа Э-10Х25Н13Г2) или ферритно-аустенитной (типа Э-08Х24Н6ТАМФ) структурами шва. Последний тип сварочных материалов следует применять и для сварки между собой сталей VI (VII) групп с IX группой.

При сварке сталей VI, VII и VIII групп между собой электродами на базе 12 % Cr рекомендуется использовать подогрев при температурах не ниже 300 °С, с переходом на сварочные материалы аустенитного класса температура подогрева может быть на 150—200 °С снижена. При использовании электродов на базе 12 % Cr и на базе Х25Н5 после сварки необходим высокий отпуск. Из-за опасности охрупчивания соединения при охлаждении в интервале температур 457 °С охлаждение после отпуска следует проводить ускоренно.

32.4.4. Аустенитные стали и сплавы на никелевой основе

Основным критерием выбора электродных материалов для сварки аустенитных сталей и сплавов на никелевой основе различного легирования является склонность сварных швов

ВЫБОР КОМПОЗИЦИИ НАПЛАВЛЕННОГО МЕТАЛЛА
ДЛЯ СВАРКИ АУСТЕНИТНЫХ СТАЛЕЙ И СПЛАВОВ
НА НИКЕЛЕВОЙ ОСНОВЕ

Группы свариваемых сталей	Композиция наплавленного металла	Температура эксплуатации, °С	Термическая обработка
X	Аустенитно-ферритная	≤ 500	Не требуется
X + XI		> 500	Аустенитизация
X + XII	»	> 500	Аустенитизация + стабилизация
X + XIII	»	≤ 500 в коррозионных средах	Не требуется
X (XI) + XIII	На никелевой основе	≤ 650	Аустенитизация + стабилизация

и околошовной зоны соединения к образованию горячих трещин при сварке и трещин при послесварочной термической обработке. Образования хрупких кристаллизационных и диффузионных прослоек в зоне сплавления этих соединений можно не опасаться.

Соединения разного легирования, входящие в X группу, можно сваривать наиболее технологичными аустенитно-ферритными электродами и проволоками (табл. 32.5). При температуре эксплуатации ниже 500 °С термической обработке их можно не подвергать. При более высоких температурах работы в целях устранения опасности локальных разрушений в зоне сплавления рекомендуется в качестве послесварочной термической обработки использовать аустенитизацию.

При сварке между собой сталей X и XI групп аустенитно-ферритные электроды использовать не рекомендуется из-за неизбежности разбавления шва при сплавлении с кромками жаропрочной стали и получения металла однородной аустенитной структуры, склонного к горячим трещинам. В связи с этим для данного сочетания сталей следует применять аустенитные сварочные материалы, используемые для более легированной составляющей. При эксплуатации сварного соединения выше 500 °С их следует подвергать сложной термической обработке по режиму аустенитизации с последующей стабилизацией.

Аналогичный выбор электродных материалов для более легированной составляющей должен проводиться и для сварных соединений сталей X и XII групп. В этом случае дополнительным критерием является обеспечение коррозионной стойкости соединений.

Сварочные материалы на никелевой основе должны применяться для сварки между собой стали X группы со сплавами XIII группы. Если зона соединения нагрета в рабочих условиях ниже 500 °С, то термическая обработка может не производиться.

Глава 33. РАЗНОРОДНЫЕ МЕТАЛЛЫ И СПЛАВЫ

(Гирш В. И.)

33.1. Общие проблемы сварки и возможные пути решения

Особенности сварки разнородных материалов и вызываемые при этом трудности связаны в большинстве случаев с существенным различием физических и химических свойств соединяемых материалов. К числу таких особенностей необходимо отнести следующие:

- резкое различие в химическом составе материалов. Это приводит во многих случаях к появлению новых нежелательных с позиций формирования эксплуатационных свойств соединения фаз, изменению свойств металла в околошовной зоне и изменениям в структуре в результате диффузии компонентов парного металла;

- различие в теплофизических свойствах (температуре плавления, теплопроводности, теплоемкости, коэффициента термического расширения), что ведет к асимметрии теплового поля, возникновению остаточных напряжений и деформаций;

- несовпадение диапазонов сварочных температур одного материала с допускаемой температурой, при которой не происходит ухудшения характеристик другого металла;

- отличие в природе оксидов, их химической стойкости, температурах плавления, способности к растворению в основном металле, защитных свойствах и т. п.;

- различия электрических и магнитных свойств материалов; неодинаковая способность растворять газы;

- несовпадение диапазонов режимов термической обработки, требуемой в ряде случаев для снятия остаточных напряжений.

На свариваемость разнородных материалов определяющее влияние оказывает их физико-химическая совместимость, проявляющаяся в способности образовывать между собой твердые растворы и химические соединения (интерметаллиды). Для двойных металлических систем Юм-Розери сформулировал общие правила, определяющие растворимость в твердом состоянии, образование и стабильность промежуточных фаз. Согласно этим правилам:

- растворимость в твердом состоянии ограничена, если различия в размерах атомов компонентов, участвующих в образо-

вании сплава, превышают 14—15 %. При превышении значений атомного диаметра растворяемого элемента указанного предела растворимость в твердом состоянии будет уменьшаться пропорционально увеличению разницы в атомных диаметрах взаимодействующих элементов, т. е. размерный фактор является неблагоприятным. При малом различии (менее 14—15 %) размерный фактор имеет второстепенное значение и на растворимость в твердом состоянии влияют другие факторы;

для многих металлических систем устойчивость фаз и растворимость в твердом состоянии связаны с электронной концентрацией (число всех валентных электронов, приходящихся на элементарную ячейку при условии, что все узлы в кристаллической решетке заняты, или число валентных электронов к числу атомов, т. е. как величина e/a);

взаимная растворимость двух элементов в твердом состоянии связана с их валентностью — растворимость в элементе с меньшей валентностью оказывается больше, чем в элементе с большей валентностью (эффект относительной валентности). Этот эффект не является общим правилом. При сплавлении компонентов с высокой валентностью нельзя предсказать, на основе какого из них будет образовываться более широкая область твердых растворов.

Указанное правило, сформулированное Юм-Розери, легло в основу методики анализа возможности образования твердых растворов, предложенной Л. Даркеном и Г. Гури, в основу которой положено построение эллипсов растворимости (диаграммы растворимости) [1]. Методика предполагает графическое изображение зависимости максимальной растворимости в твердом состоянии различных легирующих элементов от атомного радиуса и электроотрицательности. Электроотрицательность — количественная характеристика способности атомов химического элемента поляризовать образуемые им ковалентные связи. Электроотрицательность (x) характеризуют сродство атома металла к электрону и является функцией электронного состояния:

$$x = 0,31 \left(\frac{n+1}{r} \right) + 0,5,$$

где n — число валентных электронов; r — радиус атома.

Диаграмма растворимости строится в координатах электроотрицательность — атомный радиус. Оценка растворимости определяется по сопоставлению взаимного расположения вспомогательных эллипсов, построенных для конкретных элементов, участвующих в образовании шва.

На рис. 33.1 приведены эллипсы растворимости для бериллия и меди. На диаграмме координаты меди и бериллия лежат за пределами соответствующих больших эллипсов, но

большой эллипс каждого из этих металлов пересекает площадь малого эллипса другого металла. Этот факт позволяет сделать предположение, что в двойной системе этих металлов возможно существование интерметаллических соединений, областей твердых растворов какого-либо из компонентов в другом металле наряду с возможным образованием зон твердых растворов, интерметаллидов. Экспериментально подтверждено также наличие в системе $\text{Cu}-\text{Be}$ твердого раствора бериллия в меди (α -фаза), γ -фаза (CuBe), CuBe_2 , CuBe_3 (δ -фаза), твердый раствор в меди в бериллии (ϵ -фаза).

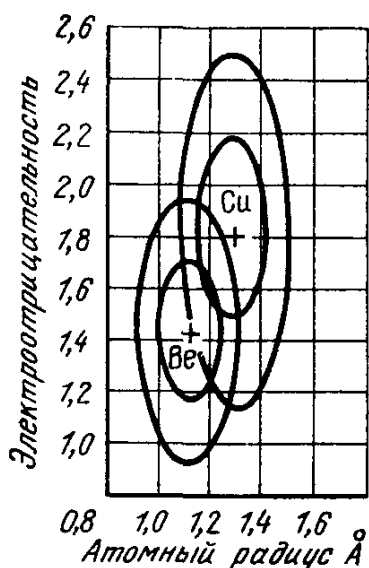


Рис. 33.1. Эллипсы растворимости меди и бериллия

Подобный анализ целесообразно проводить при отсутствии диаграммы состояния или при поиске материала для промежуточных слоев в сварном соединении разнородных металлов. В остальных случаях анализ диаграмм состояния более целесообразен, так как дает больший объем информации.

Металлургическая совместимость оценивается, как правило, на основе анализа двойных диаграмм состояния для компонентов, входящих в свариваемый материал. Возможность того, что в реальных условиях процесса сварки успеют реализоваться закономерности, следующие из равновесных диаграмм состояния, зависит в определенной степени от способа и режима сварки. Основ-

ные методы сварки по мере их ухода от условий, соответствующих условиям построения диаграмм, можно расположить в следующем порядке: шлаковые, газовые, дуговая, плазменная, электронно-лучевая, лазером, контактная точечная и шовная, пайка, контактная стыковая, высокочастотная, трением, ультразвуком, диффузионная, взрывом, магнитно-импульсная холодная. Последовательность их расположения носит в определенной степени условный характер, так как при одном и том же методе, но при разных режимах можно иметь сильно различающиеся картины металлургического взаимодействия.

33.2. Сварка стали с металлами и сплавами других групп

33.2.1. Сварка стали с алюминием и алюминиевыми сплавами

Алюминий с железом способен давать твердые растворы, интерметаллидные соединения (Fe_2Al_4 —62,93 % Al; Fe_2Al_5 —54,71 % Al; FeAl_2 —49,13 % Al; FeAl —32,57 % Al и др.) и эв-

тектику ($\text{Al} + \text{FeAl}_3$, $T_{\text{пл}} = 654$ °С, содержание железа в металле 1,8 %). Растворимость железа в твердом состоянии ограничивается 0,053 % при эвтектической температуре. Растворимость алюминия в железе порядка 32 %, т. е. в 600 раз выше. При затвердевании в структуре сплавов алюминия и железа выпадают кристаллы соединения FeAl_5 (59,18 %).

Для условий сварки характерно появление FeAl_3 и Fe_2Al_5 . Они обладают низким пределом временного сопротивления (15—17 МПа). Твердость Fe_2Al_5 , FeAl_3 и FeAl_2 лежит в диапазоне $\mu_v = 9600$ —11500 МПа. С увеличением содержания железа и с повышением температуры твердость снижается. Для Fe_3Al $\mu_v = 2700$ МПа. Разупрочнение FeAl_3 и Fe_2Al_5 начинается при температуре 0,45 $T_{\text{пл}}$. Для Fe_2Al_5 характерно аномально высокое значение удельного электрического сопротивления.

Интерметаллиды химически стойки. Последующая термическая обработка соединений может привести только к росту протяженности зоны интерметаллидов. В соединении имеют место три характерных участка: железо (сталь) — интерметаллидная зона — алюминий (алюминиевый сплав). Механические свойства соединений зависят от промежуточной зоны — ее состава, количества интерметаллидов, их формы, протяженности, характера расположения и сплошности.

На алюминии образуется химически стойкая тугоплавкая окисная пленка (Al_2O_3 имеет $T_{\text{пл}} = 2047$ °С), что при сварке плавлением может привести к дефекту в виде включений этой пленки в металл шва. Использование флюсов не дает положительных результатов: флюсы для сварки алюминия легкоплавки, жидкотекучи, плохо смачивают стали; флюсы для стали активно реагируют с расплавленным алюминием.

Характер диффузионных процессов при сварке в твердой фазе алюминия с железом и сталью на начальной стадии взаимодействия и в дальнейшем отличается. Показано, что в начальный период имеет место диффузия железа в алюминий. В результате в пограничной зоне образуется слой из смеси фаз $\text{FeAl}_3 + \text{Fe}_2\text{Al}_5$. В дальнейшем при температуре, соответствующей рекристаллизации стали, наблюдается интенсивная диффузия алюминия в сталь [3, 8]. Скорость этого процесса зависит от химического состава материала контактирующих заготовок и условий нагрева. Для твердофазного взаимодействия при определенных температурно-временных условиях сварки может отсутствовать сплошной фронт интерметаллидов.

Реакционная диффузия в системе алюминий — железо наблюдается при температуре > 400 °С. Рост интерметаллидного слоя подчиняется параболическому закону: $y^2 = 2k_1\tau$, где k_1 — величина, пропорциональная коэффициенту диффузии алюминия через слой.

Легирование материалов алюминиевой заготовки Si, Mn и другими элементами, а стали — V, Ti, Si и Ni ведет к повышению энергии активации реакционной диффузии. Их влияние связано с затруднением образования зародышей в промежуточной фазе. Противоположное влияние оказывает C и Mn в стали. Повышенное содержание в определенных пределах в стали свободного кислорода и азота ведет к росту температуры начала образования интерметаллидов. Возникновение интерметаллидного слоя для каждой температуры начинается после некоторого критического времени, т. е. имеет место латентный период (τ_0), по прошествии которого идет интенсивное образование интерметаллидов. Его зависимость от температуры имеет вид [8]

$$\tau_0 = 6,0 \cdot 10^{-13} \exp(192,3/RT).$$

При ведении процесса в твердо-жидком состоянии (с расплавлением алюминия) со стороны железа (стали) образуется Fe_2Al_5 , а со стороны алюминия — FeAl_3 .

При сварке хромоникелевых нержавеющей сталей с алюминиевыми сплавами интерметаллидная прослойка имеет более сложный характер и в ее образовании участвует Cr и Ni.

Биметаллическое соединение имеет удовлетворительные механические свойства лишь до образования сплошного слоя интерметаллидной фазы. Работоспособность соединения сохраняется при определенном температурно-временном воздействии. Верхний температурный порог для биметаллических изделий из рассматриваемого сочетания материалов составляет 500—520 °C.

Основными путями получения работоспособного соединения алюминиевых сплавов со сталями являются следующие:

ограничение протяженности слоя интерметаллидных прослоек. Высокая прочность может быть получена при ширине зоны ≤ 10 мкм;

легирование алюминия элементами, сдерживающими образование промежуточной фазы, прежде всего кремнием, а также применение стали с низким содержанием углерода и марганца, что позволяет поднять температуру образования интерметаллидов на 40—60 °C выше температуры рекристаллизации стали. Этот путь может быть с успехом использован при сварке в твердой фазе.

Различия в пластических свойствах и твердости позволяют успешно применять для рассматриваемого сочетания материалов *клинно-прессовую сварку* при изготовлении биметаллических стержней, трубчатых переходников и т. п. Температура нагрева стальной заготовки, имеющей в продольном сечении форму клина, до 500—600 °C. Предусматривают меры по защите стали от окисления. Высокие механические свойства со-

единения получают при использовании покрытий из цинка на поверхности клина.

Диффузионная сварка ведется при температуре 425—495 °С (время до 10 мин, сварочное давление 210—310 Па). Поверхность заготовки из стали покрывается слоем Ni и W. Последний с алюминием способен образовывать эвтектику. При этом температура сварки должна быть ниже температуры образования эвтектики.

Ультразвуковая сварка позволяет получать нахлесточные, точечные и шовные соединения на тонких заготовках. Колебания подаются со стороны алюминия. Толщина алюминия ограничивается величиной порядка 1,0—1,25 мм.

Сварка трением позволяет получать высокого качества соединения, равнопрочные алюминиевому сплаву в отожженном состоянии. В процессе сварки температура в стыке быстро достигает своего максимума и затем стабилизируется. При сварке аустенитной стали 12X18H10T с АД1 продолжительность латентного периода для температуры 660 °С, что близко к развиваемой в стыке, составляет 100—120 с. Продолжительность сварки ~10 с. Поэтому интерметаллидная фаза не успевает образоваться в сколько-нибудь значительных количествах. С другой стороны, непрерывно идущая осадка (главным образом за счет алюминия) способствует получению чистого от интерметаллидов шва (суммарная осадка ~14 мм).

При наличии в алюминиевом сплаве магния продолжительность латентного периода резко сокращается. Поэтому алюминиевые магниевосодержащие сплавы сваривают на режимах, обеспечивающих температуру в стыке не выше 500 °С.

Сварка взрывом таких материалов требует применения барьерного слоя, который наносится на стальную заготовку. Этим способом получают слоистые листы и ленты.

Широкое применение получила *сварка прокаткой*, которая позволяет регламентировать температуры нагрева зоны соединения. Таким способом в промышленных масштабах сваривается 12X18H10T + АМг6; армко-железо + АМг5 и другие сочетания.

При *сварке плавлением и сварко-пайке* процессы зарождения и роста интерметаллидной прослойки идут значительно интенсивнее. При формировании соединения существенным является смачивание твердой стали алюминием. Для улучшения смачивания и тем самым сокращения времени контакта расплава со сталью прибегают к легированию шва и нанесению покрытий на поверхность стальной заготовки (цинковое, цинко-никелевое — как наиболее технологичное и недорогое). После смачивания идет процесс растворения железа в жидком алюминии. Установлено, что образующаяся в процессе растворения фаза Fe_2Al_5 может переходить в расплав в виде кристал-

лов и растворяться. Причем скорость роста промежуточного слоя больше скорости растворения, что делает невозможным получение соединения без интерметаллидных прослоек. Снижения отрицательного действия этого фактора можно добиться увеличением объема расплава алюминия (предварительная разделка кромки), оптимизацией режима с целью ограничения температуры расплава, легированием ванны через присадочный материал элементами, влияющими на скорость роста и состав интерметаллидной прослойки. Введение в шов Si (4—5 %), Zn (6,5—7 %), Ni (3—3,5 %) позволяет уменьшить толщину интерметаллидного слоя и получать соединения с прочностью на уровне 300—320 МПа.

С учетом отмеченных особенностей в практике нашли применение два варианта технологии соединений методами плавения алюминия со сталью: 1) сварка-пайка с предварительным нанесением на стальную кромку покрытия с использованием аргонодуговых аппаратов с неплавящимся электродом и 2) автоматическая дуговая сварка плавящимся электродом по слою флюса АН-А1. Покрытия (цинковые, алюминиевые) имеют толщину 30—40 мкм и наносятся гальваническим способом или алитированием. При сварке необходимо вести дугу по кромке алюминиевого листа на расстоянии 1—2 мкм от линии стыка и соблюдать определенную скорость (при малых скоростях наблюдается перегрев и выгорание покрытий, при больших — несплавления).

При сварке под флюсом роль флюса сводится к улучшению смачиваемости и торможению образования интерметаллидов. Необходимо не допускать прямого воздействия дуги на кромку стали, а разделку кромки на стали делать возможно ближе к очертанию профиля ванны. Таким способом сваривают толщины 15—30 мм.

33.2.2. Сварка стали с медью и медными сплавами

При нормальной температуре сплавы железа с медью представляют собой твердые растворы железа в меди (ϵ -фаза, содержание $Fe \leq 0,2\%$), меди в α -железе ($< 0,3\%$ Cu) и смеси этих растворов ($\alpha + \epsilon$). Растворимость меди в α -железе меньше, чем в γ -железе. При 20 °С при равновесных условиях в α -железе растворяется менее 0,3 % Cu. При 850 °С максимальная растворимость меди в δ -, γ - и α -железе составляет соответственно 6,5; 8 и 1,4 %. Растворимость железа в меди уменьшается с понижением температуры с 4 % при 1094 °С до 0,4 % при 750 °С, при 650 °С падает до 0,2 % и с дальнейшим снижением температуры изменяется незначительно.

Введение углерода в железомедные сплавы несколько снижает растворимость меди. Марганец и кремний улучшают рас-

творимость Марганец расширяет область γ -твердого раствора, в котором медь растворяется интенсивнее.

Физико-химические свойства Cu и Fe близки (строение кристаллической решетки, атомные радиусы и т. д.), что дает возможность получения непосредственного соединения меди (медных сплавов) с железом (сталью). Осложняющим фактором является различие в температурах плавления, сильная разница в теплопроводности и теплоемкости, высокая сродство меди к кислороду, ее высокая жидкотекучесть, склонность к пористости, появление эвтектики Cu+Cu₂O, охрупчивающей металл.

Типичным дефектом, сопровождающим сварку стали с медью (медными сплавами), наплавку, пайку сталей медьсодержащими припоями, т. е. процессы, в которых имеет место контакт стали с жидкой медью, является межкристаллитное проникновение меди в сталь (МКП). Дефект представляет собой трещины в виде «клиньев», заполненных медью, часто охватывающей группу зерен. Его глубина от 0,01 до 40 мм. Локализация в районе действия напряжения растяжения, у концентраторов напряжений. Частота появления дефекта от единиц до десятков на одном квадратном сантиметре. Дефект существенно снижает механические свойства стали ($\sigma_{0,2}$, σ_b , σ_{-1} , δ) и особенно пластические. Трудно или вообще невозможно обнаружить его неразрушающими методами контроля. Избежать появления дефекта для многих марок сталей без применения специальных методов не удается. Механизм МКП объясняется на основе представлений об адсорбционном понижении прочности, межзеренной коррозии и диффузии под напряжением, расклеивающего действия жидкой меди. Исследования [4] показали общность условий образования МКП меди в сталь и горячих трещин (ГТ) в стали.

Все пути и приемы, способствующие предотвращению появления ГТ в стали, способствуют и предотвращению МКП меди.

Сокращение времени контакта жидкой меди со сталью, ведение процесса в твердой фазе при возможно более низкой температуре, легирование металла шва элементами, повышающими стойкость ГТ, применение барьерных подслоек и подставок, повышение содержания ферритной фазы в стали способствуют предотвращению появления этого дефекта.

Сварка трением дает сварные соединения с прочностью на уровне основного материала в отожженном состоянии. Нет МКП меди в сталь, что связано со спецификой процесса: максимальные температуры развиваются на соединяемых поверхностях и обычно составляют 700—800 °С (ниже температуры плавления более легкоплавкого металла).

Сварка взрывом дает соединение высокой прочности. Появления пор и микротрещин в зоне сварки крайне редки. Поверхность контакта имеет чаще всего типичные для сварки взры-

вом волнообразный характер. Вблизи границы имеет место наклеп, а на стороне стали возможно появление в узкой зоне закалочных структур вследствие высокой скорости охлаждения. Толщина плакирующего слоя (медный сплав) обычно 4—10 мм. Отжиг при температуре 700—900 °С сваренных биметаллических листов приводит к росту пластических свойств, некоторому снижению предела прочности и уменьшению анизотропии свойств по площади листа. Метод применяется для получения слоистых листов и лент.

Сваркой прокаткой применяется для получения биметаллических листов и лент сталь+медь, сталь+латунь, сталь+монель-металл и других сочетаний. В большинстве случаев соединение равнопрочно основному металлу. В результате термической обработки (нормализация при 750 °С в течение 30 мин) биметалла сталь—медь в углеродистой стали наблюдается скопление углерода непосредственно у медного слоя, а вблизи ее находится зона, обедненная углеродом.

Диффузионная сварка позволяет получать сварные соединения медных сплавов со сталями на большой номенклатуре пар (БрОЦС5—5—5+сталь 20ХНР, бронза БрОЦ10—10+сталь 10, бронза БрОЦ8—12+сталь 12ХНЗА, бронза БрХ0,8+сталь Э, латунь Л59+сталь, константан+12Х18Н10Т, бронза БрАЖМЦ10-3—1,5+сталь 30ХГСА, медь М1+армко-железо и т. д.).

Температура сварки зависит от состава медного сплава и лежит в диапазоне 700—1000 °С. Сварка меди МБ, МОБ, М1 с армко-железом ведется при $T=1000$ °С. Этот температурный режим при соединении БрОСНЮ-2-3 со сталью 40Х вследствие наличия в сплаве свинца приведет к оплавлению поверхности уже при температуре 760—780 °С. В таких случаях целесообразна предварительная наварка на сталь медной прокладки малой толщины (порядка 1 мм) при температуре 900 °С, а затем сваркой получают заготовки с бронзой БрОСН10-2-3 при $T=750$ °С. Сварка стали с медной прокладкой при предварительном нанесении на медь слоя никеля (200 мкм) повышает качество соединения и позволяет производить закалку стали. К применению прослойки никеля прибегают тогда, когда необходимо добиться повышения прочности соединения.

Контактная сварка ведется с применением подкладок под электрод, обеспечивающих интенсификацию тепловыделения в зоне сварки и высокие градиенты температур (например, листовой молибден толщиной 0,6 мм со стороны медного сплава при сварке стали 10 с латунью Л63).

Возможна *ультразвуковая сварка* деталей малых толщин. Колебания подводятся со стороны меди.

Сварка плавлением выполняется различными методами—

ручная электродуговая плавящимся и неплавящимся электродами, полуавтоматическая и автоматическая сварка под флюсом и в среде аргона, электронно-лучевая, газопламенная и др.

Для получения качественных соединений используются различные приемы: процесс ведут с преимущественным плавлением медного сплава (смещение пятна нагрева на медь), используют концентрированный источник тепла, применяют наплавки и проставки из материалов, не склонных к образованию трещин и т. п.

При изготовлении изделий из листового биметалла, получаемого сваркой взрывом и прокаткой, соединения выполняются послойно. В случае, если глубина ванны превосходит толщину свариваемого слоя, возможен переход меди в стальной шов и стали — в медный. В местах расплава контакта меди со сталью может иметь место МКП меди. Все это ведет к ухудшению механических свойств и коррозионной

стойкости биметалла. Для предотвращения этих нежелательных явлений прибегают к использованию специальной конструкции сварного соединения (рис. 33.2).

При сварке биметалла и его использовании в качестве проставки в результате нагрева в зоне перехода сталь — медь может иметь место снижение прочности. Термическая обработка такого материала показала, что кратковременный нагрев до 5 мин вплоть до 950 °С и длительный до температуры 250 °С не оказывают существенного влияния на механические свойства биметалла. Это необходимо учитывать при выборе размеров проставки.

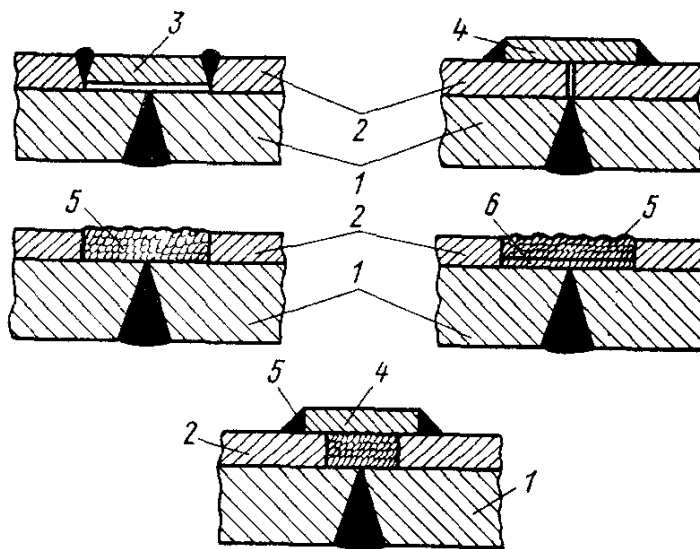


Рис. 33.2. Варианты конструктивного оформления соединения при сварке биметалла медь—сталь; 1 — стальной слой, 2 — медный слой; 3 — проставка, 4 — накладка, 5 — наплавка; 6 — подслой

33.2.3. Сварка стали с титановыми сплавами

Титан с железом образует систему ограниченной растворимости с эвтектоидным распадом β -фазы. Предел растворимости титана в железе снижается от 12 % при 1200 °С до 4 % при 300 °С. Растворимость железа в α -титане составляет 0,5 и 0,05—0,1 % соответственно при 615 и 20 °С. Титан и железо

образуют химические соединения (TiFe , TiFe_2 , Ti_2Fe) и эвтектики β -фаза + TiFe (1100°C), $\text{TiFe} + \text{TiFe}_2$ (1280°C), $\text{TiFe}_2 + \alpha$ -фаза (1298°C), содержащие 32; 62,5 и 82,5 % железа соответственно. Поэтому при затвердевании расплава уже при содержании железа порядка 0,1 % будут образовываться интерметаллиды TiFe и TiFe_2 , которые резко снижают пластические свойства материала.

Титан и железо имеют существенное различие в кристаллическом строении и физических свойствах (гл. 1, табл. 1.5).

Сварка взрывом осуществляется с промежуточными прокладками и без прокладок. В последнем случае может иметь место появление интерметаллидов TiFe и TiFe_2 в местах вкрапления литого металла и перемешивания. При отжиге таких соединений идет дальнейший рост интерметаллидной фазы, выделение карбидов титана. В зоне контакта может наблюдаться появление пор. В качестве прокладок используют ниобий, ванадий, никель, медь, серебро, железо и сплавы из тугоплавких материалов.

Диффузионной сваркой получают удовлетворительные механические характеристики, когда ширина слоя интерметаллидов не превышает 3—5 мкм, а в переходной зоне имеет место α -твердый раствор железа в титане. При испытаниях зона разрушения в переходе титан—железо (сталь). На прочность соединения влияет ширина зоны, обогащенной углеродом.

Механические характеристики стыковых соединений, выполненных диффузионной сваркой в вакууме, на материалах ВТ1-0 + 12Х18Н9Т и ОТ4 + 12Х18Н9Т (температура $750\text{—}840^\circ\text{C}$, время сварки 15 мин), оказываются ниже прочности основного материала. Применение прокладок из V и Cu при сварке ВТ6, ВТ5-1 со сталью 12Х18Н9Т позволило получить предел прочности вплоть до 530—570 МПа. В соединении не обнаруживается интерметаллидных фаз даже после длительного нагрева при высокой температуре (1000°C в течение 10 ч). Слой Cu при сварке предотвращает образование карбидов ванадия, охрупчивающих соединения. В соединении V—Cu легкоплавкие соединения и интерметаллиды не образуются. Соединения, выполненные через комбинированные прокладки меди (толщина 0,01 мм) и ванадия (0,07 мм), дают предел прочности 489—503 МПа при 450°C , удельная вязкость 350 кДж/м^2 , угол загиба $50\text{—}60^\circ$.

Для получения стабильных результатов целесообразно в качестве прокладочного материала использовать тонкую многослойную ленту (V + Cu + Ni), полученную методом горячей прокатки в вакууме. С использованием такой ленты соединения ВТ5-1 и АТЗ с 12Х18Н10Т дают предел прочности при растяжении 500—590 МПа.

При сварке титана с низкоуглеродистыми сталями хорошие результаты дают прослойки из серебра.

Положительные результаты дает нагрев при диффузионной сварке в расплаве солей (70 % BaCl_2 + 30 % NaCl). При этом обеспечивается быстрый и равномерный нагрев, хорошая защита металла в процессе сварки и охлаждения.

Контактная и ультразвуковая сварка листовых заготовок производится с применением промежуточных прокладок. При контактной сварке не допускается подплавления поверхности титана и стали. Наилучшие результаты дает контактная сварка через прослойку ниобия, а ультразвуковая — через слой серебра.

Клинопрессовой сваркой в среде аргона титановых сплавов со сталью 12Х18Н9Т получают положительные результаты через прокладку Al или через Cu [5]. Нагрев при использовании алюминия 350 °С, при меди 850 °С. Толщина прослойки 0,1—0,2 мм.

Из способов *сварки плавлением* наибольшее распространение получила электронно-лучевая и аргонодуговая сварка титана со сталью с применением вставок из ванадия и его сплавов.

33.3. Сварка меди и медных сплавов с металлами и сплавами других групп

33.3.1. Сварка меди с алюминием

Диаграмма состояния алюминий—медь свидетельствует, что в этой системе существует ряд устойчивых при комнатной температуре химических соединений: θ -фаза (Al_2Cu), η -фаза (AlCu), ξ_2 -фаза, δ -фаза (Al_2Cu_3), γ_2 -фаза (AlCu_2), γ -фаза (Al_4Cu_9). Они имеют высокую твердость и низкую пластичность [8]. При комнатной температуре медь обладает сравнительно малой растворимостью в алюминии, несмотря на сходство в кристаллическом строении этих металлов.

В сравнении с сочетанием алюминия с другими металлами (например, Ni, Fe) для взаимодействия Al с Cu характерны большие скорости роста прослоек интерметаллидов и малая продолжительность латентного периода. Для каждого способа существует достаточно узкий диапазон значений технологических параметров режимов сварки и температурно-временных условий эксплуатации биметаллического соединения. Работа биметалла Al + Cu допускается при температуре, не превышающей 400 °С во избежание интенсивного роста диффузионного слоя и резкого ухудшения механических свойств. При нагреве выше указанной температуры в соединении алюминий + Л96 по мере ее роста и продолжительности выдержки образца идет

образование δ -фазы, которая диффундирует в латунь, в результате чего появляется γ_2 -фаза и α -твердый раствор. Насыщение δ -фазы с другой стороны алюминия ведет к образованию θ -фазы.

В связи с тем, что существуют достаточно пластичные сплавы системы Al—Cu, содержащие до 7 % Cu, и бронзы с содержанием Al до 10 %, является перспективным такое ведение процесса сварки плавлением, когда содержание меди в сварном шве не будет превышать 6—8 %.

Холодная сварка применяется главным образом для местного плакирования алюминиевых деталей медью (токоведущие элементы трансформаторов, шинопроводы, токоподводы к электролизерам) точечной сваркой, получения стыковых соединений проводов, шин и других элементов компактных сечений. Материал заготовок — технически чистая медь и алюминий.

Методом холодной прокатки получают биметаллические листы, полосы (карточная и рулонная прокатка). Степень обжатия при сварке прокаткой 60—75 %.

В связи с необходимостью создания в зоне соединения направленного течения металла эта специфика процесса накладывает определенные ограничения на соотношения толщин исходных заготовок. В связи с этим получить листовой материал при толщине больше 4 мм и малой толщине плакирующего слоя затруднительно или вовсе не представляется возможным. Для электротехнической промышленности получают слоистый материал с минимальной толщиной медного покрытия 0,1—0,8 мм.

Принципиальных ограничений на размеры сечений при сварке встык, кроме возможностей самого оборудования, нет. Реально сваривают элементы с площадью сечения до 1000 мм². Техника подготовки и сварки не отличается от общих технологических закономерностей холодной сварки.

При этом способе сварки образование интерметаллидов исключено, так как процесс идет без предварительного нагрева.

Сварка трением и ультразвуковая применяется для более широкой номенклатуры свариваемых алюминиевых и медных сплавов. Основная особенность, присущая этим методам, состоит в том, что в силу их специфики из зоны соединения непрерывно идет эвакуация нежелательных продуктов взаимодействия материалов (интерметаллидов). При сварке трением меди со сплавом АМц на шлифах наблюдается прерывистая узкая (~1,5 мкм) зона интерметаллидов.

При ультразвуковой сварке соединение выполняется внахлестку точками или непрерывным швом. В силу специфики процесса толщина заготовки, со стороны которой подводятся колебания, ограничена величиной порядка 1,2—1,5 мм из-за гистерезисных потерь в толще материала.

Диффузионная сварка дает доброкачественные соединения при сварке Cu с Al и некоторыми его сплавами при максимально возможном ограничении температуры нагрева, времени сварки и при использовании барьерных подслоев и покрытий. В качестве материала таких слоев могут быть использованы Zn, Ag, Ni.

Сварка плавлением может осуществляться только в том случае, когда обеспечивается в основном плавление алюминия. Это может позволить получать в шве металл с ограниченным (6—8 %) содержанием меди, что обеспечивает оптимальное сочетание свойств соединений. Основные пути решения задачи: применение рюмкообразной разделки кромок, снижение опасности перегрева металла в корне шва, легирование металла шва Si, Zn, использование барьерных подслоев.

Нанесение на медную кромку электролитическим путем слоя цинка толщиной порядка 60 мкм при аргонодуговой сварке позволяет снизить содержание меди в шве до 1 % и в 3—5 раз уменьшить протяженность интерметаллидной прослойки со стороны меди (до 10—15 мкм). Кромка медной заготовки при этом разделяется под углом 60°. Введение Zn через присадку при аргонодуговой сварке под флюсом приводит к тому, что содержание меди не превышает 12 %, а количество цинка в шве может достигать 30 %. Соединения, получаемые в таких случаях, разрушаются при испытании по алюминию вдали от шва.

Электролитическое нанесение на медную кромку слоя олова или цинка при сварке металла малой толщины (3—8 мм) позволяет получать доброкачественные соединения, так как слой покрытия, выполняющий роль барьера, кроме того, создает перед движущейся волной жидкого металла прослойку, облегчающую смачивание поверхности расплавом алюминия.

Применение более жестких режимов сварки (больших, чем необходимо для сварки алюминия) способствует получению удовлетворительного качества соединения. С уменьшением скорости сварки увеличивается переход меди в шов, растет время пребывания зоны контакта материалов при температуре интенсивного роста интерметаллидов. Рекомендуются [3] выбирать погонную энергию из соотношения $q/v = (18,8—20,9)\delta$, где δ — толщина свариваемого материала.

Смещение электрода в сторону более теплопроводной меди должно составлять $(0,5—0,6)\delta$.

33.3.2. Сварка меди с титаном

Особенностью металлургического взаимодействия Ti с Cu, оказывающего влияние на условия и саму возможность получения соединений между ними и качество соединения, является

способность этих металлов вступать в химическое взаимодействие с образованием интерметаллидов состава Ti_2Cu (39,88 % Cu), $TiCu$ (57,0 % Cu), $TiCu_3$ (79,92 % Cu), давать легкоплавкие эвтектики при концентрации меди 66 и 43 % с температурой плавления соответственно 855 и 955 °С. Титан и медь образуют систему с ограниченной растворимостью и эвтектоидным распадом β -фазы. Максимальная растворимость меди в α -титане и β -титане составляет 2,1 и 13,4 % при 990 °С. Растворимость Ti в Cu при 400 °С 0,4 %. Поэтому в условиях сварки плавлением, когда материал обеих заготовок находится в жидком состоянии, в металле шва при кристаллизации будут неизбежно появляться интерметаллиды и легкоплавкие эвтектики. Последнее обстоятельство сопряжено с опасностью возникновения трещин. Рассматриваемые материалы резко отличаются по температурам плавления и другим теплофизическим характеристикам.

В связи с указанными металлургическими и физическими особенностями для этой пары материалов наибольшие перспективы имеют процессы сварки давлением. Применение методов сварки в жидкой фазе возможно при условии плавления только медной заготовки (режим сварко-пайки) с ограничением продолжительности контакта расплава с твердым металлом или с использованием промежуточных вставок, играющих роль барьера.

Диффузионная сварка без применения промежуточных барьерных слоев возможна в узком диапазоне режимов и дает соединения с низкой прочностью. Для получения равнопрочного соединения используют прослойки из ванадия, молибдена, ниобия.

При сварке ОТ4, ВТ14 с медью М1 и бронзой БрХ0,8 используются прослойки из Мо и Nb толщиной 0,1—0,2 мм в виде фольги или напыленного слоя. В последнем случае после напыления на Ti проводят отжиг в вакууме при температуре 1300 °С в течение 3 ч. Применение этих материалов обусловлено тем, что они с Ti образуют твердые растворы, а с Cu не дают хрупких фаз. При диффузионной сварке лучшие результаты получены при использовании радиационного (печного) нагрева. Температура нагрева 950—980 °С. Продолжительность 0,5—5 ч. Более высокие температуры и продолжительность относятся к печному нагреву.

Сварка плавлением ведется с расплавлением только меди. Использование жестких режимов способствует сокращению времени контакта расплава с твердым титаном.

Электронно-лучевая сварка на жестких режимах дает соединения с удовлетворительными механическими свойствами только на тонких листовых заготовках. При *аргонодуговой сварке* предварительное напыление плазменным методом мед-

ного покрытия толщиной 0,15—0,25 мм на титановую кромку, смещение электрода от оси стыка в сторону Си на 2,5—4,5 мм и разделка титановой заготовки под углом 45° несколько улучшают условия формирования шва, но не предотвращают полностью появления интерметаллидов. При последующем нагреве такого соединения до 400—500 °С резко снижается прочность и пластичность.

Радикальным решением при сварке плавлением является применение вставок из Nb или Ta. При электронно-лучевой сварке получают соединения с высокой пластичностью (угол загиба 180°). При АДС этот показатель составляет 120—160°. Ударная вязкость на уровне 700—800 кДж/мм². Разрушение при испытании сварных соединений происходит по границе с медным сплавом.

33.3.3. Сварка меди с тугоплавкими металлами

Медь с молибденом взаимно нерастворимы, но жидкая медь способна смачивать его поверхность. Поэтому для получения соединения этого сочетания материалов нашли применение сварко-пайка, диффузионная и электронно-лучевая сварка. В электронной промышленности получил распространение способ заливки в специальные оправки в вакууме расплавом меди молибденового стержня с последующим изготовлением из полученной заготовки деталей механической обработки.

Сварка Си с Nb осложнена значительным различием в температурах плавления и теплопроводности и различной реакцией на присутствие водорода. Поэтому для сварки плавлением пригоден только Nb с низким содержанием водорода. Nb с Си образует ограниченные растворы. При 950 °С в Ni растворяется 2,2 % меди.

При аргонодуговой сварке вольфрамовый электрод располагают над медной кромкой при небольшом ее превышении над кромкой второй заготовки (порядка 0,2—0,25 мм). При электронно-лучевой луч смещают в сторону медной заготовки порядка 0,75 ее диаметра. Процесс сварки критичен к точности сборки и расположению пятна нагрева на изделии. В случае отклонения — непровары, прожоги, подрезы. Из-за высокой теплопроводности расплав быстро кристаллизуется и в шве могут фиксироваться выделяющиеся пузырьки газа. Этот дефект устраняется при повторном переплаве.

Сварные соединения, выполненные аргонодуговой и электронно-лучевой сваркой, равнопрочны основному материалу (разрушение при испытании идет по меди) и достаточно пластичны (угол загиба 120—180°).

Сварные соединения W с Си, выполненные диффузионной сваркой непосредственно, имеют низкую прочность. Подслой

Ni позволяет получать сварные соединения с уровнем прочности до 133 МПа (температура сварки 700 °С, сварочное давление порядка 15 МПа, время сварки 15 мин). При этом значительно увеличивается усталостная прочность соединения в условиях термоциклирования.

33.4. Сварка титана с алюминием

Основные трудности получения непосредственного сварного соединения этого сочетания металлов связаны с образованием химических соединений $TiAl$ при 1460 °С (содержание Al 36,03 %) и $TiAl_3$ при 1340 °С (содержание Al 60—64 %) в результате перитектической реакции. Предельная растворимость Ti в Al мала и составляет 0,26—0,28 % при 665 °С. При 20 °С эта величина снижается до 0,07 %. Алюминий в титане образует ограниченные области α - и β -растворов. Технически чистый Al и Ti обладают высокой пластичностью. Эти материалы сильно отличаются по температуре плавления и другим теплофизическим величинам. Сплавы титана имеют значительно более высокую прочность и твердость.

В связи с отмеченными особенностями получить соединение при расплавлении обеих заготовок с получением металла шва, представляющего твердый раствор, практически невозможно. Шов всегда будет содержать интерметаллиды, сильно охрупчивающие соединение.

Из методов сварки в твердой фазе получила применение *холодная сварка* технически чистых алюминия и титана. Техника холодной сварки принципиально не отличается от сварки других сочетаний металлов. Полученные соединения равнопрочны основному металлу.

Диффузионной сваркой удается сваривать достаточно большую номенклатуру сочетаний титановых и алюминиевых сплавов при высоком качестве соединения. Сварка ведется при температуре 560—720 °С и продолжительности нагрева порядка 10 мин. Термическая обработка таких соединений при 500 °С в течение 10 ч и при 600 °С в течение 1 ч не приводит к снижению механических свойств и вакуумной плотности. Интенсивный рост интерметаллида (Al_3Ti) начинается после 2-ч выдержки при 600 °С. Толщина прослойки интерметаллида при диффузионной сварке достигает 12 мкм, что существенно не отражается на механических свойствах. Разрушение образцов, полученных диффузионной сваркой, при испытаниях идет по алюминиевой заготовке.

Сварка методами плавления возможна в случае, когда будет обеспечено расплавление только Al при минимальном перегреве и при ограничении времени контакта расплава с поверхностью титановой заготовки, т. е. в режиме сварки-пайки.

При этом время контакта с расплавом должно быть меньше времени ретардации образования интерметаллидов. При температуре 700—800 °С и выдержке 15 с интерметаллиды еще не образуются. Повышение температуры до 900 °С и выше приводит к появлению в зоне контакта соединения $TiAl_3$. Таким образом, техника сварки должна быть такой, чтобы в зоне контакта температура не превышала 850 °С. Такие условия можно получить, расплавляя только алюминий.

Раздел 10 МАТЕРИАЛЫ **ДЛЯ НАПЛАВКИ И НАПЫЛЕНИЯ**

Глава 34. НАПЛАВОЧНЫЕ МАТЕРИАЛЫ (Гаврилюк В. С.)

34.1. Материалы для износостойкой и коррозионностойкой наплавки

Сущность наплавки состоит в нанесении методами сварки либо другими способами на поверхность детали слоя, обладающего требуемым комплексом свойств. Непременным условием наплавки является получение хорошего сплавления, отсутствие или в отдельных случаях минимальное количество пор и трещин.

34.1.1. Перлитные материалы

Состав перлитных материалов (Нп-25, Нп-20ХГСА, Нп-90ХГСА и др.) обеспечивает в зависимости от скорости охлаждения наплавки перлитно-сорбитную структуру. Твердость наплавленного металла находится на уровне 25—40 HRC. Износостойкость наплавленного слоя значительно уступает мартенситной структуре, поэтому сопротивление износу при трении невысоко. Наплавочные материалы этого класса часто применяют для создания «подслоя», на который наплавляют слой повышенной твердости.

34.1.2. Мартенситные материалы

Данные материалы характеризуются образованием мартенситной структуры сразу после наплавки. Обладая повышенной твердостью, стойкостью при абразивном износе, наплавка этого типа характеризуется пониженными пластическими свойствами, хрупкостью, склонны к образованию холодных трещин. При работе в условиях ударного нагружения возможны отколы по основному металлу или в зоне сплавления.

Низколегированные мартенситные материалы (Нп-40Х3Г2МФ, Нп-40Х2Г2М, Нп-50Х6ФМС и др.), процент легирующих элементов в которых относительно невелик, обеспечивают в наплавке мартенситно-бейнитные структуры и отличаются сравнительно невысокой твердостью (45—50 HRC). Свойства наплавки повышаются в основном увеличением содержания в ней углерода и хрома, что приводит к соответствующему увеличению доли мартенситной составляющей.

Значительно большей твердостью характеризуются *борсодержащие мартенситные наплавки* (ЛС-У10Х7ГР1, ПЛУ-25Х25ГЗФ2РН, ПП-АН125, ПП-АН170), в структуре которых по границам высокоуглеродистого мартенсита расположены твердые карбиды и бориды. Материал отлично сопротивляется абразивному износу, задирам, но из-за повышенной хрупкости не может быть рекомендован для работы в условиях динамических нагрузок. Наплавка обладает повышенной склонностью к образованию горячих и холодных трещин, поэтому ведут ее, как правило, с подогревом и применением одного или нескольких подслоев. Отпуск в результате наложения нескольких слоев практически не снижает твердости.

Для обеспечения повышенной сопротивляемости к задирам применяют наплавочные материалы, содержащие в своей структуре наряду с мартенситом значительное количество аустенитной фазы (Нп-50Х6ФМС, Нп-30Х5).

Мартенситные хромистые материалы типа Нп-30Х13 после наплавки имеют в основном мартенситную структуру с небольшим содержанием феррита. Износостойкость наплавки повышается с увеличением углерода. Низкоуглеродистые наплавки, помимо достаточной износостойкости, обладают повышенной жаростойкостью и антикоррозионными свойствами. Увеличение количества углерода (Э-120Х12Г2СФ) приводит к появлению в структуре ледебуритной составляющей, что резко повышает износостойкость наплавки и делает ее пригодной для наплавки режущих кромок инструмента.

34.1.3. Высокомарганцовистые аустенитные материалы

Материалы типа Нп-Г12А при резком охлаждении от температуры 1000 °С образуют аустенитную структуру с повышенной вязкостью и пластичностью. Длительная выдержка при температурах выше 400 °С приводит к выделению по границам зерен карбидов и вторичной перлитной фазы, приводящих к снижению пластичности. Уменьшение содержания С снижает вероятность образования вторичных фаз. В зоне сплавления основного низкоуглеродистого или низколегированного металла и наплавки возможно образование хрупкой мартенситной прослойки и появление трещин. Для избежания их рекомендуют применение промежуточного слоя из хромистомарганцовистой наплавки типа Нп-30Х10Г10Т.

34.1.4. Высокохромистые материалы

Высокохромистые материалы на основе железа типа Э-300Х28НЧСЧ, Э-320Х25С2ГР позволяют получать структуру, матрица которой состоит из аустенита с вкраплениями мелкодисперсных частиц карбидов В и Сг, придающих наплавке высокую твердость. Поскольку твердость в основном определяется количеством карбидов, она практически не изменяется в процессе нагрева и не зависит от скорости охлаждения. Тем не менее, наплавку следует производить при предварительном подогреве деталей до температур 400—500 °С с целью избежания появления горячих трещин, а также уменьшать скорость охлаждения.

Добавка Nb, W, Mo и других карбидообразователей способствует большому повышению твердости и появлению способности наплавки к вторичному твердению: износостойкость при этом повышается.

34.1.5. Коррозионностойкие материалы

Обычно наплавка проводится на изделиях из хромистых или хромоникелевых аустенитных сталей. Ферритная коррозионностойкая наплавка обеспечивается при высоком содержании Сг и весьма низком С. Наплавки этого типа в отношении к общей коррозии существенно уступают аустенитным, но

превосходят последние по стойкости к коррозионному растрескиванию под напряжением.

Технологические свойства аустенитной наплавки достаточно высоки. Однако при наплавке на стали мартенситного класса следует опасаться появления холодных трещин в зоне сплавления. Рекомендуется применять предварительный подогрев до относительно невысоких температур —100—150 °С. Превышение этой температуры может привести к замедленному охлаждению наплавки и ее охрупчиванию

34.2. Виды наплавочных материалов

34.2.1. Покрытые электроды

Электроды для ручной дуговой наплавки изготавливают по ГОСТ 10051—75. В качестве стержня обычно используют проволоку диаметром от 3 до 5 мм, реже до 8 мм.

ГОСТ 10051—75 устанавливает 44 типа наплавочных электродов (табл. 34.1). Значительное количество электродов для наплавки слоев с особыми свойствами изготавливается по отраслевым ТУ. Проверка твердости наплавленного металла производится по ГОСТ 9466—75 и ГОСТ 9013—59, а химического состава и остальных свойств — по ГОСТ 9466—75.

Твердость наплавки характеризуется индексами, указывающими ее величину по Виккерсу и Роквеллу, а следующие цифры (1 или 2) указывают соответственно, в каком состоянии она измерялась; непосредственно после наплавки — 1 или после последующей термообработки — 2.

Так, например, в электродах марки ОЗН-350Ц 400/41-1 индексы характеризуют: 400 — твердость по Бриннеллю, 41 — по Роквеллу, 1 — характеристики определялись непосредственно после наплавки.

34.2.2. Проволока стальная сварочная

Проволока для наплавки (ГОСТ 2246—70) и проволока стальная наплавочная (ГОСТ 10543—75) для автоматической наплавки под флюсом, в защитных газах, а также для газовой наплавки может изготавливаться из стали, выплавленной электрошлаковым (Ш), вакуумно-дуговым (ВД), или вакуумно-индукционным (ВИ) переплавами (табл. 34.2). Обычно для наплавки применяют проволоки диаметром от 0,8 до 6 мм. С целью уменьшения оксидов в металле наплавки проволоки содержат увеличенное количество раскислителей — Mn, Si, Al, Ti.

34.2.3. Порошковая наплавочная проволока

Порошковая проволока (ПП) представляет собой тонкостенную металлическую оболочку, заполненную легирующими и шлакообразующими порошками, стабилизаторами дуги и рас-

РЕКОМЕНДУЕМЫЕ ПРИМЕНЕНИЯ НАПЛАВОЧНЫХ ЭЛЕКТРОДОВ

Условия работы	Типичные структурные наплавки	Марки электродов			
		СССР	Германия	ПР	ЧСФР
Абразивный износ	Мартенсит, перлит	13КН/ЛИВТ (60)*, Т-620 (60)	ЕВ6/55 (55)	Е-600В (53)	Е-684 11 (62)
		ВСН-8 (60), Т-590 (62)	ЕВ10/65tz (65)	Е-450В (45)	Е-670 31 (60)
Абразивный износ при больших удельных давлениях и ударных нагрузках	Перлит, мартенсит	ОЗН-400У (42), НП-70 (35)	ЕВ 1/250 (28)	Е-200В (16)	Е-630 00 (33)
		УЗ-40 (32), ОЗИ-3 (66),	ЕВ 1/300 (35)	Е-450В (45)	Е-624 2 (24)
		ОМГ-Н (30), ВСН-10 (42),	ЕВ 10/50 (60 W)	Е-280МоВ (33)	Е-669 04 (45)
		ОЗШ-1 (38) 12АН/ЛИВТ (30) 50, ТКЗ-Н (55)	ЕВ(R) 10/40 (60 W) (40)	Е-400МпО (25)	Е-658 24 (50)
Износ от трения о металл при больших давлениях	Перлит, мартенсит, аустенит	ОЗН-250У (24),	ЕВ 1/350 (35)	ENS-2МО-В (66)	Е-669 04 (45)
		ОЗН-300У (32)	ЕВ 7/200К (20)	ENS-50В (50)	Е-658 24 (50)
		ОЗН-350У (37),			
		УОНИ 13/НЖ (40)			
		ЦНИИН-4 (33), ВСН-6 (52)			
		ВСН-9 (62), ЦН-16 (55),			
		ЭНУ-2 (57)			

Условия работы	Типичные структурные наплавки	Марки электродов				ЧСФР
		СССР	Германия	ПР		
Износ от трения по металлу при больших удельных давлениях и повышенных температурах Термостусталость	Мартенсит, карбиды	ОЗШ-2 (56), ОЗШ-3 (55), УОНИ 13/4Х10В5МФ (45), ЭН-60М (55), ОЗШ-4 (58), ЦИ-1М (60), ОЗИ-4 (50), ОЗИ-5 (60)	EB (R) 4/60S (60) EB (R) 3/50 (60) ts (50), EB3/55 (60) ts (55)	ENS 18W9 (60) ENS CoMo1 (40) ENS CoMo11 (50) ENS 50B (50)	VUZ VNI E-658.24 (50) VUS-A6 (60) E-634.27 (40)	
Интенсивный износ с ударными нагрузками при повышенных температурах в агрессивных средах	Аустенит	ЦН-6Л (34), ВПИ-1 (25) ЦН-12М (45), ЦН-2 (45)	EB8/200VCK (35) EB (R) 5/400Zr (40) EB (R) 5/350Zr (30) ERR (13) 20/40 (40)	ENS15C B (45) EStel CoW—40 (40) EStel Co—50 (50) EStel CoW—55 (55)	E-626.94 (30) E-655 22 (50) E-644.97 (45) E-634.97 (45)	
Износостойкие наплавки на металлорежущий и быстрорежущий инструмент	Мартенсит, карбиды	ИТ-10 (60), ЖСН-60Р (58), ОЗИ-5 (60)	EB4/60 (65W)S (60) EB4/60 (65W) R (60)	EWNL—11 (50) EWWN—1 (54)	VUZ—5 (62) E-675.25 (58) VUZ—4 (58)	
Создание коррозионностойких поверхностей	Аустенит с 2—8 % феррита	УОНИ 13/Н1-БК (26), ЗИО-8 (25) ЭА-898/21Б (25), ЭА-855/51 (24), ЭА-582/23 (24), ЭА-400/10У (24)				

* Здесь и далее в таблицах в скобках после написания марки указывается на твердость (HRC) металла после наплавки.

РЕКОМЕНДУЕМЫЕ ПРИМЕНЕНИЯ СВАРОЧНЫХ ПРОВОЛОК

Условия работы	Рекомендуемые наплавочные проволоки
Абразивный износ	Нп-40Х13 (50), НП-Г13А (26), Нп-50 (24), Нп-40Х3Г2МФ (42), Нп-65 (33), Нп-80 (37), Нп-30ХГСА (33)
Абразивный износ с большими удельными давлениями и ударными нагрузками	Нп-40Х3Г2МФ (42), Нп-105Х (38), Нп-30Х10Г10Т (22), Нп-40Х2Г2М (56)
Износ от трения о металл при больших удельных давлениях	Нп-30 (21), Нп-40 (22), Нп-50 (24), Нп-65 (33), Нп-80 (37), Нп-40Г (24), Нп-50Г (24), Св-08 (160НВ), Св-08ГС (190НВ), Нп-40Х2Г2М (56), Нп-Х13 (45), Нп-50ХФА (50), Св-18ХГС (24)
Износ от трения по металлу при больших давлениях и повышенных температурах Термическая усталость	Нп-65Г (34), Нп-30ХГСА (33), Нп-30Х5 (40), Нп-5ХМА (45), Нп-50Х6ФМС (45), Нп-40Х13 (50), Нп-45Х4Б3Ф (42), Нп-60Х3В10Ф (48), Нп-45Х2В8Т (45)
Интенсивный износ с ударными нагрузками при повышенных температурах в агрессивных средах	Нп-Х15Н60 (180 НВ), Нп-Х20Н80Т (180 НВ)
Коррозионностойкие покрытия	Нп-20Х14 (36), Нп-Х15Н60 (180 НВ), Св-20Х13 (45), Св-10Х17Т (35), Св-06Х19Н9Т (180 НВ), Св-08Х19Н9ФС2(23)

РЕКОМЕНДУЕМЫЕ ПРИМЕНЕНИЯ НАПЛАВЛЯЕМЫХ ПОРОШКОВЫХ ПРОВОЛОК

Условия работы	Рекомендуемые марки проволок
Абразивный износ	ПП-АН120 (40), ПП-АН126 (45), ПП-АН135 (56), ПП-ИТС-02 (57), ПП-У10Х4Г2Р (60)
Абразивный износ, сопровождающийся большими удельными давлениями и ударными нагрузками	ПП-АН135 (56), ПП-АН125 (56), ПП-АН170 (65), ПП-АН170П (63)
Износ от трения по металлу при больших удельных давлениях	ПП-ТН250 (27), ПП-АН121 (36), ПП-АН105 (20), ПП-АН103 (44)
Износ от трения по металлу при больших давлениях и повышенных температурах Термическая усталость	ПП-25Х5ФМС (50), ПП-АН130 (45) ПП-3Х2В8 (48), ПП-АН132 (50), ПП-20Х4В10НЧФТ-0 (43), ПП-АН104 (44)
Интенсивный износ ударными нагрузками при повышенных температурах в агрессивных средах	ПП-ИТС102 (57), ПП-АН106 (48), ПП-АН133 (32), ПП-АН138 (26)

кисляющими компонентами. Она позволяет получать наплавку практически любого заданного состава (табл. 34.3). Наиболее часто применяют ПП диаметром от 1,6 до 3 мм с использованием дугового процесса в защитных газах открытой дугой или под флюсом. Ввиду отсутствия общесоюзного стандарта на ПП ее изготавливают по техническим условиям.

34.2.4 Наплавочные ленточные электроды

В СССР ленточные электроды или ленты производятся толщиной от 0,4 до 1 мм при ширине от 20 до 100 мм (табл. 34.4).

Ленты подразделяются на стальные холоднокатаные, порошковые и металлокерамические. Все ленты изготавливаются по техническим условиям. Нередко для целей наплавки применяют стандартизованную стальную ленту, предназначенную для других целей (ГОСТ 4986—70). В последнее время разработана серия порошковых наплавочных лент (ЛП), представляющих собой оболочку из низколегированных или специальных сталей с сердцевиной, заполненной шихтой из легирующих материалов и флюса. Металлокерамическую ленту изготавливают методом спекания порошкообразных компонентов (ЛС), обеспечивая ей необходимые прочностные и пластические свойства.

Ленты поставляют потребителям в рулонах и применяют преимущественно при автоматической наплавке под флюсом.

ТАБЛИЦА 34.4

РЕКОМЕНДУЕМЫЕ ПРИМЕНЕНИЯ НАПЛАВЛЯЕМЫХ ЛЕНТ

Условия работы	Рекомендуемые марки лент*
Абразивный износ, сопровождающийся большими удельными давлениями и ударными нагрузками	ПЛ-АН126 (42), ПЛ-У25Х25Г3Ф2РН (54), ПЛ-У30Х30Г3ТЮ (50), ПЛ-АН171 (66), ПЛ-АН10 (54), ПЛ-У40Х38Г3РТЮ (52), ЛС-70Х3НМА (56), ЛС-20Х10Г10Т (24)
Износ от трения по металлу при больших давлениях и повышенных температурах Термическая усталость	ПЛ-АН111 (60), ЛС-5Х4В3ФС (42), АС-5Х4В2М2ФС (46), ЛС-1Х14Н3 (48), Св-2Х13 (44)
Интенсивный износ с ударными нагрузками при повышенных температурах в агрессивных средах	ЛС-08Х21Н9Т, Св-04Х19Н11М3, ПЛ-АН150, Св-03Х22Н11Б6, Св-10Х16Н25АМ6, Св-08Х19Н10Г2Б, Св-04Х20Н10Г2Б, Св-07Х25Н13, Св-03Х15Н35Г7М6Б

* В наплавке лентами этих составов аустенитная структура с 2—8 % феррита

34.2.5. Прутки для наплавки

Литые прутки для наплавки износостойкого слоя на детали, работающие в условиях интенсивного абразивного изнашивания, ударных нагрузок, повышенных температур или агрессивных средах, согласно ГОСТ 21449—75 подразделяются на пять марок (табл. 34.5) и их изготавливают с номинальными диаметрами от 4 до 8 мм и длиной 350—500 мм.

Широкое применение в судостроении и химическом машиностроении находит наплавка прутковыми материалами на основе Си. В табл. 34.6 приведены основные марки прутковых материалов, выпускаемых по ГОСТ 16130—85.

34.2.6. Плавленные карбиды вольфрама (релиты)

Карбиды вольфрама применяют для особо износостойких наплавов, работающих в условиях абразивного износа с ударными нагрузками. Наплавку производят восстановительным газовым пламенем, плазмой или в индукторах. Наплавленный

ТАБЛИЦА 34.5
ИЗНОСОСТОЙКИЕ НАПЛАВОЧНЫЕ ЛИТЫЕ ПРУТКИ

Рекомендуемые условия работы и применение	Тип прутка	Марка	Твердость наплавки
Абразивный износ при 500 °С	У45Х28Н2СВМ	Пр-С27	52
Абразивный износ при 250 °С	У30Х28Н4С3	Пр-С1	50
Абразивный износ при ударном нагружении	У20Х17Н2	Пр-С2	44
Абразивный износ, эрозия, ударные нагрузки, химически активные среды при 750 °С (Пр. ВЗК-Р до 800 °С)	У10ХК63В5, У20ХК57В10	Пр-ВЗК Пр-ВЗК-Р	40 46

ТАБЛИЦА 34.6
НАПЛАВОЧНЫЕ МАТЕРИАЛЫ ИЗ МЕДНЫХ СПЛАВОВ

Материал	Марка прутков	Рекомендуемое применение
Медь	М1Р, М2Р	Электротехническая промышленность, наплавка контактов Судостроение, устойчива к коррозии
Латунь	ЛМц-58-2, ЛЖМц-59-1-1, ЛОК59—1-0,3	
Бронза	МпЖКИ5-1-0,2-0,2 2БрАМц9-2	

РЕЛИТОВЫЕ НАПЛАВОЧНЫЕ МАТЕРИАЛЫ

Размер зерна, мм	Зерновой, марка	Трубчатозернистой			Ленточный		
		марка	длина, мм	диаметр, мм	марка	ширина, мм	толщина, мм
2,5—1,6	3—2,5	ТЗ-25-7	390	7	АНЛЗ-25-9	9	4
1,6—0,9	3—16	ТЗ-16-6	390	6	АНЛЗ-16-8	8	4
0,9—0,63	3—9	ТЗ-9-5	390	5	АНЛЗ-9-6	6	3
0,63—0,45	3—6	ТЗ-9-4	390	4	АНЛЗ-6-5	5	2,5
0,45—0,28	3—4	ТЗ-6-4	390	4	АНЛЗ-4-5	5	2,5
0,28—0,18	3—2	ТЗ-4-3	390	4	—	—	—

слой характеризуется высокой твердостью (HV 500—700) и повышенной склонностью к образованию трещин и пор. Релитовые наплавочные материалы изготавливают по ТУ в виде зернового (З) или трубчатозернистого (ТЗ) релита (ТУ 48-42-34—70) и ленточного АН-ЛЗ (ТУ 26-02-769—77), каждый из которых может иметь шесть степеней зернистости (табл. 34.7).

34.3. Дефекты наплавки

Наиболее распространенным дефектом всех разновидностей наплавки, существенно снижающим эксплуатационные характеристики наплавленного слоя, являются трещины, возникающие в наплавленном или основном металле. Наиболее часто трещины возникают при наплавке на основной металл с неудовлетворительной свариваемостью или при очень высокой твердости наплавленного слоя, что связано с малой пластичностью металла в температурном интервале хрупкости (горячие трещины), с чрезмерно большими напряжениями в основном металле и в наплавке, вызванными фазовыми превращениями при остывании (холодные трещины).

Вероятность возникновения трещин при наплавке так же, как и при сварке, определяется химическим составом основного и присадочного материала, жесткостью наплавленной конструкции, режимом наплавки и тесно связана с формированием первичной структуры и скоростью охлаждения. Кроме того, следует иметь в виду, что различные коэффициенты термического расширения основного металла и наплавленного слоя существенно повышают вероятность их появления.

Металлографический анализ показал, что в большинстве случаев очагами разрушения в наплавленном металле являются микроскопические горячие трещины, появляющиеся в интервале температур кристаллизации и раскрывающиеся затем при остывании. Зародыши этих трещин проходят по зонам сра-

стания кристаллитов, раскрытие их проходит как по границам зерен, так и по телу зерна. Холодные трещины могут образовываться как в основном металле в зоне термического влияния, так и в самом валике, особенно если речь идет о твердых наплавках.

Определить сопротивляемость образованию холодных или горячих трещин можно количественно по методикам, разработанным в МВТУ, на испытательных машинах типа ЛТП-1-6, ЛТП-2-5; иногда для этой цели используют опытную наплавку на жесткую конструкцию. Существуют косвенные расчетные методы определения склонности к горячим трещинам при наплавке (см. гл. 6).

Для расчета склонности к образованию ХТ иногда применяют следующую методику: подсчитывают углеродный эквивалент по уравнению $C_3 = C + 1/6 Mn + 1/24 Si + 1/40 Ni + 1/5 Cr + 1/4 Mo + 1/14 Nb$. Учитывая, что между углеродными эквивалентами C_3 и максимальной твердостью существует почти линейная зависимость, по формуле $HV = (660 C_3 + 40) \pm 40$ с достаточной точностью определяют твердость HV , а затем, пользуясь экспериментальными данными, требуемую температуру подогрева:

Значения HV	до 200	200—250	250—325	325
Требуемая температура подогрева, °С	Без подогрева	По необходимости	150—250	250

В наплавке нередко появляются поры, вызванные загрязнением наплавочных материалов, их влажностью, применением чрезмерно больших токов, длиной дуги или нарушением защиты. Дефекты типа подрезов, шлаковых включений, излишней деформации изделия, несплавлений вызваны в основном неправильно назначенным режимом наплавки или его несоблюдением.

Глава 35. МАТЕРИАЛЫ ДЛЯ НАПЫЛЕНИЯ

(Гаврилюк В С.)

35.1. Основные способы напыления

Напыление как метод нанесения покрытий газотермическими способами, осуществляется высокотемпературной газовой струей, содержащей расплавленные частицы напыляемого материала. При столкновении с обрабатываемой поверхностью происходит деформация нагретых частиц, возникают силы сцепления в месте контакта, устанавливается термическое равновесие. Главным в этих процессах является стадия возникновения связей между основой и напыленными частицами и

между самими частицами, обусловленных механическим зацеплением, физическим и химическим взаимодействием (силы Ван-дер-Ваальса) с образованием межатомных связей.

В зависимости от источника нагрева различают три основных способа напыления: газопламенный, дуговую металлизацию и плазменно-дуговой.

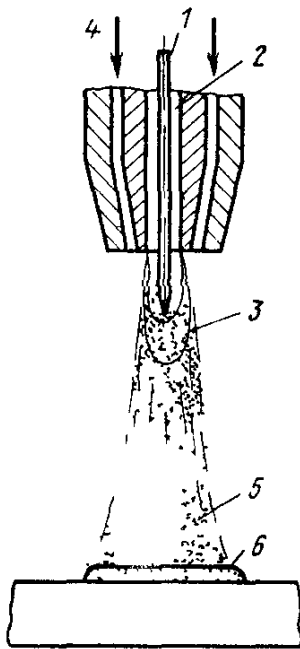


Рис 351 Схема газопламенного напыления

1 — напыляемый материал, 2 — центральный канал горелки, 3 — водородное или пропановое пламя; 4 — подача сжатого воздуха, 5 — мелкие капли расплавленного напыляемого материала, 6 — напыленный слой

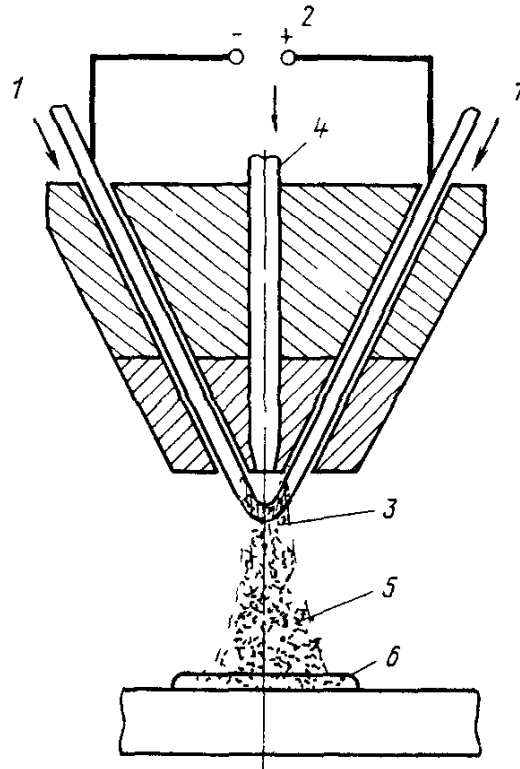


Рис 352 Схема электродуговой металлизации

1 — напыляемый материал, 2 — источник постоянного тока, 3 — электрическая дуга, 4 — сопло для подачи сжатого воздуха, 5 — мелкие частицы расплавленного напыляемого металла, 6 — напыленный слой

При газопламенном процессе (рис. 35.1) напыляемый материал 1 в виде прутка или проволоки подается в центральное отверстие 2 в горелке и расплавляется в рабочей части кислородоацетиленового, пропанового или водородного пламени 3. Расплавленные частицы подхватываются струей сжатого воздуха 4 и в виде мелких капель 5 осаждаются на обрабатываемой поверхности 6, расположенной в 100—150 мм от сопла горелки. Проволока подается специальным электромеханическим проводом. Порошкообразный материал подается транспортирующим газом, роль которого чаще всего выполняет горючая смесь. Способ характеризуется простотой технологии, низкой стоимостью оборудования, универсальностью. Недостаток — слабая связь напыленного слоя с материалом детали.

При электродуговой металлизации (рис. 35.2) к проволокам из напыляемого материала 1, подаваемого электрическим или воздушно-механическим приводом, подводится напряжение от источника постоянного сварочного тока 2 и возбуждается электрическая дуга 3. В дуговой промежуток через сопло 4 подается сжатый воздух или другой газораспылитель, который переносит расплавленный металл в виде мелких частиц 5 на обрабатываемую поверхность 6, расположенную на расстоянии 100—200 мм от сопла металлизатора.

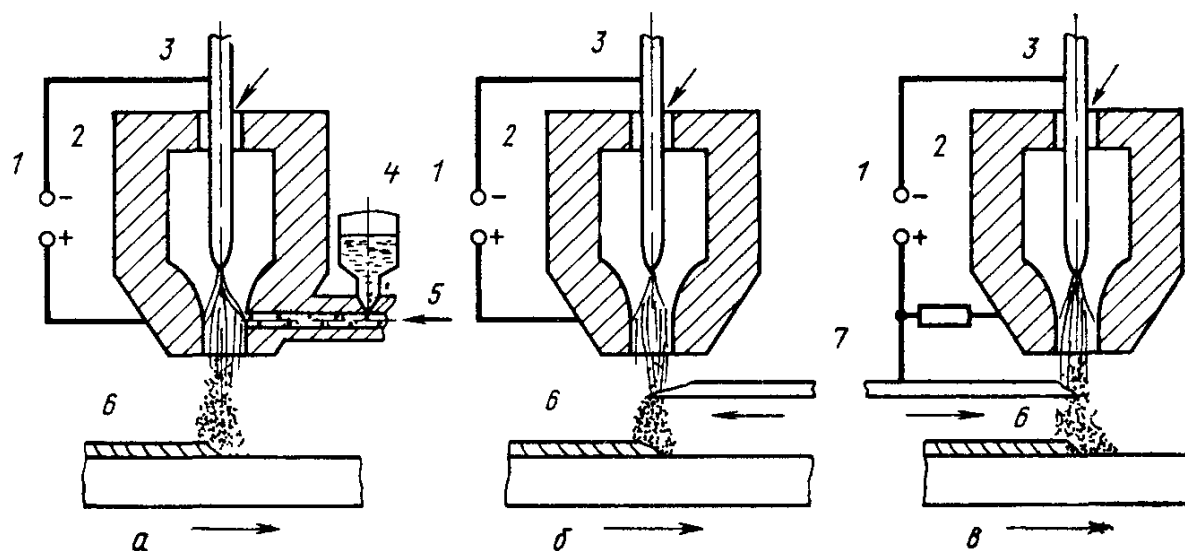


Рис 35.3 Виды плазмотронов

а — с косвенной дугой для напыления порошка, *б* — косвенной дугой для распыления проволоки, *в* — с прямой дугой для распыления проволоки

Дуговая металлизация — высокопроизводительный процесс, в несколько раз превосходящий газопламенный, обеспечивает лучшее соединение с основным металлом. Недостатком является возможность перегрева и окисления напыляемого материала, а также частичное выгорание из него легирующих компонентов.

Плазменное напыление в зависимости от вида напыляемого материала, а также от схемы подключения источника тока может производиться с использованием плазмотронов трех видов (рис. 35.3): с косвенной дугой для напыления порошка (рис. 35.3, *а*), с косвенной или прямой дугой для распыления проволоки (рис. 35.3, *б*, *в*). Напряжение от источника постоянного тока 1 подводится к водоохлаждаемому корпусу плазмотрона 2 и изолированному от него неплавящемуся электроду 3. Порошкообразный наплавочный материал 5 подается в сопло струей транспортирующего газа, нагревается и направляется на обрабатываемое изделие 6. Вследствие нагрева скорость транспортирующего газа при выходе из сопла возрастает, ки-

нетическая энергия порошка увеличивается, что способствует лучшему его сцеплению с наплавляемой поверхностью. Проволочный или прутковый материал 7 подается специальным подающим механизмом в непосредственной близости от сопла плазмотрона (рис. 35.3, б, в). В случае, когда сварочный ток подводится не только к корпусу плазмотрона, но и к наплавляемой проволоке (рис. 35.3, в), доля энергии, передаваемая дугой наплавленному металлу, возрастает в 3—5 раз; соответственно повышается и производительность наплавки.

Достоинством плазменного напыления является возможность применения для широкого спектра материалов как в атмосфере, так и защитных камерах. Недостатками являются высокая стоимость процесса, относительно низкая производительность, высокий уровень шума.

35.2. Материалы для напыления

Для напыления могут быть использованы проволоки, прутки и порошковые материалы. При дуговом напылении чаще используют проволоку или прутки, позволяющие обеспечить их непрерывную и равномерную подачу в высокотемпературную зону. Их разновидности и характеристики даны в гл. 29.

При плазменном и газоплазменном напылении широко используются материалы в виде порошков*. Порошковые материалы могут быть изготовлены практически из любых сплавов или неметаллических материалов по относительно простой технологии. Форма, гранулометрический состав, сыпучесть порошков оказывают большое влияние на качество напыленного слоя и должны оговариваться ГОСТом или ТУ на изготовление.

35.2.1. Порошки из чистых металлов

Напыление чистыми металлами применяют, как правило, для придания поверхностям свойств, присущих этим металлам, или для получения промежуточных слоев, обеспечивающих хорошую адгезию с основным металлом. Некоторые металлические порошки указаны ниже:

Материал	Марка порошка
Алюминий	ПАД АСД-Т
Вольфрам	ПВП-1, ПВП-2
Кобальт	ПК-1, ПК-2
Медь	ПМС-В, ПМС-Ву
Молибден	ПНЭ1, ПНЭ2
Никель	ПНК2К8, ПНК2К9
Титан	ПТС
Хром	ПХ1, ПХ2

* Могут быть использованы также для лазерной, газоплазменной и других видов наплавки.

Например, алюминиевое покрытие (99,8 % Al) позволяет получить слой, обладающий стойкостью к высокотемпературному окислению, к общей коррозии, молибденовое — хорошую адгезию с черными металлами в качестве подслоя, а также для повышения износостойкости коррозионной стойкости в соляной кислоте. Медь применяют для создания электропроводящих контактов, а ее сплавы — для повышения коррозионной стойкости (алюминиевые бронзы), износостойкости и антифрикционных свойств (фосфористые и свинцовистые бронзы), коррозионной стойкости в морской воде (латуни). Никель и его сплавы (нихром и др.) применяют для защиты от эрозионного воздействия, окисления при высоких температурах, воздействия некоторых кислот и щелочей, а также для нанесения промежуточного слоя.

35.2.2. Порошковые материалы сложного состава

Порошки из самофлюсующихся сплавов отличаются высокой плотностью и могут применяться для изделий, работающих в условиях повышенного износа, высоких температур, в активных средах. Порошки этих сплавов с повышенным содержанием бора, кобальта или вольфрама отличаются особо высокой износостойкостью и плохой обрабатываемостью (ПГ-СР2, 3, 4; ПГ-АН3, 4, 5, 6, 7; СНГН50, 60 и др.) (табл. 35.1).

ТАБЛИЦА 35.1

РЕКОМЕНДУЕМЫЕ ПРИМЕНЕНИЯ НЕКОТОРЫХ ПОРОШКОВ

Характер работы поверхности	Рекомендуемые материалы для напыления *
Абразивный износ	ПГ-С1 (50), ПГ-УС25 (55), оксиды алюминия — Г0, Г-00 (40—60), оксиды хрома — ОХН (70), шпинели алюмомагнетитовые — ПШП, ПШПК (65), ПГ-АН1 (54)
Абразивный износ при повышенных температурах, умеренных ударах Износ при T до 550 °С, воздействие агрессивных сред	ПГ-С27 (53), ПНА-75 (70), ПТ-19Н-01 (65), карбиды хрома — ХА-1К, Х1-1М (40) ПГ-СР2 (40), ПГ-СР3 (50), ПГ-СР4 (60), СНГН-55 (55), СНГН-60 (60), ВСНГН-35 (56), ВСНГН-80 (60)
Трение о металл с абразивным износом, ударами, в агрессивных средах, температуры до 600 °С	СНГН-50 (50), СНГН-55 (55), ПГ-10Н-01 (55), ПГ-12Н-02 (60)
Теплоизоляционные покрытия, защита от высокотемпературной эрозии	Диоксиды циркония — ПЦП-40, ПЦП-60, ПЦП90 (35—45), оксиды алюминия — Г-0, Г-00 (40—60)
Защита от коррозии, кавитации	Бронзы — Бр-10, Бр-ОФ8-03 (50—60 HRB), ПРХ18Н9 (90 HRB), ПР-19М-01 (80 HRB), ПРХ23Н28МЗДЗТ (90 HRB) : ПР-НА-01 (90 HRB), НА-67 (90 HRB), ПНА-75 (90 HRB)
Восстановление чугунных деталей	НПЧ-2 (300 НВ), НПЧ-3 (200 НВ)

* В скобках приведены показатели твердости напыленной поверхности по Роквеллу

Композиционные порошки, получаемые методами конгломерирования или плакирования, находят все более широкое применение вследствие их разнообразия и относительной простоты изготовления. Плакированные никелем алюминиевые порошки типа НА-67, ПНА применяются для получения промежуточных слоев жаропрочных покрытий или как составная часть механических смесей. Для напыления теплоизолирующих покрытий рекомендуются керамические порошки с покрытием из алюминия (Al_2O_3-Al , ZrO_2-Al). Композиционные порошки с органическими связками типа ПТ-НА-01 предназначены для напыления промежуточных слоев, а ПТ-19Н-01, ТП 19Вк-01 и для восстановления изношенных деталей. В порошки ПН74Х19Ю5-К и ПН62Х16Ю20-К введены Al и нихром, что позволяет применять их для создания жаропрочных покрытий. Порошки типа ПКВН и ВНп-15 включают различные количества вольфрама, плакированного алюминием, который придает напыленному слою высокую износостойкость наряду со стойкостью в агрессивных средах.

Керамические порошки в основном состоят из оксидов и карбидов металлов, а также механической смеси самофлюсирующих сплавов и карбидов. Оксиды имеют низкие теплопроводность и электропроводимость и значительную жаропрочность. Для напыления нередко используют порошки сложных составов, представляющие собой соединения оксидов двух или более металлов или их смеси (ПХНШ). Температура плавления сложных оксидов, как правило, более низкая, чем простых, что отражается на жаропрочности покрытия. При работе в высокотемпературной атмосфере восстановительного характера оксиды ряда металлов (церия, хрома, никеля, титана и др.) могут восстанавливаться или превращаться в оксиды высшей валентности с потерей первоначальных свойств. В отдельных случаях (ZrO_2) при нагреве могут протекать превращения, сопровождающиеся существенным изменением объема, что приводит к отделению от основы или растрескиванию.

Карбиды тугоплавких металлов имеют температуру размягчения свыше $3000^\circ C$ и обладают большей жаростойкостью и стойкостью против окисления. Эти свойства, а также высокая твердость, хорошая теплопроводность обеспечивают высокую износостойкость металлорежущего инструмента, напыленного карбидами.

35.3. Особенности технологии напыления

Технологический процесс получения покрытия включает в себя подготовку наплавляемых материалов и основы, нанесение металлизационного подслоя (в случае необходимости) и покрытия. Подготовка напыляемых материалов включает просушку порошкового напылителя, чистку проволоки или прутков, мойку и сушку поверхности обрабатываемой детали, при необходимости ее поверхностную обработку: нарезку, насечку, накатку; при нанесении слоя толщиной более 1 мм — струйную абразивную обработку. Качество нанесенного слоя определяется режимом обработки, который включает в себя большое количество факторов, неучет которых может привести к браку. К ним относятся:

дистанция напыления: при малых расстояниях от сопла возможна деформация детали, при больших — рыхлость покрытия и его отслоение;

угол напыления; оптимальный угол 90° . При отклонении от 90° качество слоя снижается, при углах меньше 45° процесс производить не следует;

температура поверхности детали; рекомендуется предварительный подогрев изделия до 120—150 °С;

толщина единичного слоя не должна превышать 0,25 мм. При неравномерности толщины общего слоя покрытия может произойти отслаивание и растрескивание;

скорость подачи распыляемого материала; она определяет нагрев частиц, их окисление, охлаждение в процессе движения и силу соударения. Выбранная скорость подачи должна поддерживаться постоянной во время всего процесса.

35.4. Оценка качества напыленного слоя

К показателям, определяющим качество напыленного слоя, относятся прочность сцепления его с подложкой (на отрыв, изгиб и на срез), пористость, износостойкость, твердость. В зави-

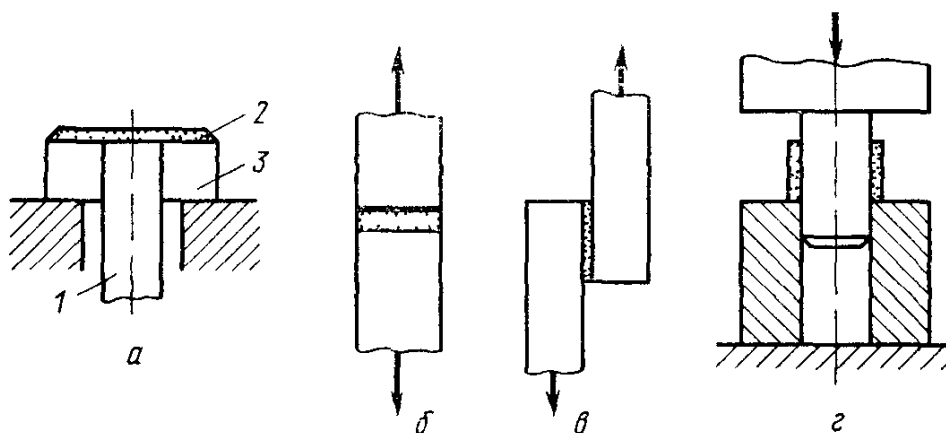


Рис 35.4 Виды испытаний на прочность соединения покрытия с основным металлом
а — по штифтовой методике; б — на отрыв; в, г — на сдвиг

симости от назначения и условий работы детали могут предъявляться требования стойкости к окислению или коррозии при работе в специальных средах, термостойкости, теплопроводности, твердости при повышенных температурах, оптические характеристики и др.

Для определения прочности соединения покрытия с основным металлом ГОСТ 14760—69 рекомендует штифтовую методику (рис. 35.4). При вытягивании штифта 1 материал покрытия 2 подвергается воздействию как отрывающих, так и срезающих нагрузок. Установлено, что $\sigma_{отр}/\tau_{ср}$ покрытия при газопламенном напылении составляет 0,364—0,385, поэтому отношение $s/d_{ш}$ должно быть больше 0,1, т. е. при применении штифта диаметром 2 мм толщина покрытия s должна быть не менее 0,2 мм. При этом сопряжение штифта и шайбы 3 необходимо выполнять по скользящей посадке.

Наиболее часто испытания на отрыв и на сдвиг проводятся по клеевым методикам (рис. 35.4, б, в) или при использовании специально изготовляемого цилиндрического образца (рис. 35.4, г).

Из неразрушающих методов контроля наиболее применимым является ультразвуковой, иногда совмещенный с оптической голографией.

Для определения плотности покрытия применяют методику гидростатического взвешивания (ГОСТ 18898—73); стойкость к износу косвенно оценивают по результатам определения микротвердости (ГОСТ 9450—76), макротвердости по Виккерсу (ГОСТ 2999—75), Бринеллю (ГОСТ 9012—59) или Роквеллу (ГОСТ 9013—59). При определении жаростойкости руководствуются ГОСТ 6130—71 или ГОСТ 21910—76, стойкости при атмосферной коррозии ГОСТ 17332—71 или ГОСТ 13819—68.

Раздел 11

НЕМЕТАЛЛИЧЕСКИЕ МАТЕРИАЛЫ

Глава 36. СТЕКЛО И КЕРАМИКА (Бачин В. А.)

36.1. Состав и основные свойства материалов

36.1.1. Стекло

Стекло — аморфный материал, получаемый путем сплавления стеклообразующих оксидов типа SiO_2 , B_2O_3 , P_2O_5 , Al_2O_3 . В соответствии с этим различают классы стекол — силикатные, боратные, германатные, фосфатные, алюминиатные и др. Наибольшее распространение получили силикатные стекла (табл. 36.1)

По назначению стекла могут подразделяться на большие группы

Оптические стекла — это однородные прозрачные неокрашенные специально стекла (табл. 36.2).

ТАБЛИЦА 36.1

ХИМИЧЕСКИЙ СОСТАВ ТИПОВЫХ СТЕКОЛ [4]

Тип стекла	Химический состав в весовых частях							
	SiO_2	Na_2O	CaO	MgO	Al_2O_3	PbO	K_2O	B_2O_3
Кварцевое	100	—	—	—	—	—	—	—
Известково-натриевое	72	15	9	3	1	—	—	—
Свинцовое	68	10	1	—	—	15	6	—
Боро-силикатное	80	4	—	—	2	—	—	14

ТАБЛИЦА 36.2

СВОЙСТВА НЕКОТОРЫХ ОПТИЧЕСКИХ СТЕКОЛ [5]

Марка стекла	Показатель преломления n_p	Средняя дисперсия $(n_p - n_c) \cdot 10^5$	Коэффициент расширения, град ⁻¹ , средний от 293 до 393 К, $\cdot 10^7$	Плотность, г/см ³	Модуль Юнга E , МПа
ЛК4	1,4903	753	51	2,33	64 900
К5	1,5110	795	74	2,47	78 900
К8	1,5163	806	76	2,52	82 300

ТАБЛИЦА 36.3

ФИЗИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА НЕКОТОРЫХ ЭЛЕКТРОТЕХНИЧЕСКИХ СТЕКОЛ МОЛИБДЕНОВОЙ ГРУППЫ [6]

Марка стекла	$\alpha \cdot 10^7$ при 293—573 К	Модуль Юнга, МПа	Временное сопротивление растяжению, МПа	Временное сопротивление сжатию, МПа	Температура размягчения, К
С48-1	48,0	64 500	77,0	1 080	828
С49-2	49,0	66 700	30—50	850	858
С50-1	50,0	—	—	—	893

Электротехнические стекла находят применение главным образом в электровакуумной промышленности. Ряд электротехнических стекол были специально разработаны для получения надежных соединений с металлами. Коэффициенты их линейного расширения в некоторых случаях близки с отдельными металлами и сплавами (табл. 36.3).

Определяющим свойством стекла является его способность постепенно и непрерывно изменять вязкость в определенном интервале температур. Вязкость стекла в точке трансформации равна $10^{12,3}$ Па·с. До температуры трансформации стекло находится в хрупком состоянии, а выше этой точки оно обратимо переходит в вязкое состояние и не разрушается ни при механических ударах, ни при внезапном резком увеличении температуры.

36.1.2. Ситаллы

Ситаллы — это искусственные материалы, полученные путем кристаллизации стекол определенного состава. Для получения ситаллов необходимо выбрать соответствующий состав стекла, ввести в этот состав катализатор кристаллизации и сварить стекло, а затем провести специальную термическую обработку.

Назначение термической обработки состоит в том, чтобы обеспечить, во-первых, образование максимального числа центров кристаллизации; во-вторых, необходимую степень закристаллизованности; в-третьих, заданный фазовый состав ситалла.

В зависимости от химической природы ситаллы классифицируются следующим образом: ситаллы сподуменового состава (СО—115М) ситаллы кордиеритового состава и свинецсодержащего состава.

36.1.3. Керамика

К традиционной керамике относят изделия из глины и кремнезема, которые являются основными компонентами керамики, фаянса, фарфора, эмалей и других материалов

В настоящее время наряду с многокомпонентной оксидной керамикой широко используют в промышленности несколько групп новых материалов:

1. Керамика чистых оксидов на основе Al_2O_3 (корунды), SiO_2 , ZrO_2 , ThO_2 , BeO , MgO , а также шпинель ($MgAl_2O_4$) и форстерит Mg_2SiO_4 (табл. 36.4).

2. Бескислородная керамика на основе нитридных и карбидных соединений (Si_3N_4 , SiC , TiC и др.), а также комбинированная керамика на основе оксикарбидов и оксинитридов (миалоны и др.).

3. Магнитная керамика, основа которой — оксиды Fe_2O_3 , MnO , NiO (ферриты).

4 Пьезокерамика на основе титаната, цирконата свинца (ЦТС-19).

Кроме того, промышленность постоянно разрабатывает новые виды керамических материалов. Наиболее распространенной керамикой являются разные марки керамики на базе оксида алюминия, так называемые высокоглиноземистые керамики. Так, на основе оксида алюминия разработана большая группа керамических материалов (табл. 36.4).

Керамика относится к хрупким материалам, поэтому ее реальная прочность примерно на три порядка меньше теоретической. Прочность керамических материалов определяется их составом и микроструктурой (табл. 36.5).

ТАБЛИЦА 36.4

ХИМИЧЕСКИЙ СОСТАВ КОРУНДОВЫХ МАТЕРИАЛОВ [2], %

Марка	Al_2O_3	SiO_2	Fe_2O_3	CaO	MgO	BaO	Na_2O	K_2O	Cr_2O_3	MnO	B_2O_3
ВК94-1	95,14	2,50	0,03	—	—	—	0,20	—	0,48	1,96	—
М7 миалунд	93,96	3,94	0,03	2,07	—	—	0,04	—	—	—	—
Сапфирит	98,0	—	—	—	0,5	—	—	—	—	—	1,5
ВК100-2	99,8	—	—	—	0,2	—	—	—	—	—	—
Поликор	99,7	—	—	—	0,3	—	—	—	—	—	—

ТАБЛИЦА 36.5

ОСНОВНЫЕ СВОЙСТВА КЕРАМИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ [2]

Материал	Температура размягчения стеклофазы, К	Прочность на растяжение, МПа, 293 К	Прочность на сжатие, МПа, 293 К	Температурный коэффициент линейного расширения $\cdot 10^{-7}$, 293—1073 К
ВК94-1	1123—1173	130,0	1100,0	62—78
М7	1373—1473	85,0	—	61—78
Сапфирит	—	—	—	62—85
ВК94-1	—	100,0	980,0	62—78
Поликор	—	—	—	69—83

36.1.4. Металлы и сплавы для сварки со стеклом, ситаллом и керамикой

При правильном конструировании сварного узла температурные коэффициенты линейного расширения (ТКЛР) стекла, керамики и металла должны быть максимально согласованы. В противном случае напряжения, возникающие при изменении температуры, могут привести к разрушению сварного соединения. Наиболее широко для соединения со стеклом и керамикой используют железоникелевые сплавы, ковар, нержавеющей сталь, а из чистых металлов Cu, Ni, Ti, Al, Mo, W и некоторые другие. Основные свойства металлов, которые могут быть использованы при разработке металлокерамических и металлостеклянных узлов, приведены в табл. 36.6.

36.2. Свариваемость материалов

Способы сварки плавлением, как правило, непригодны для соединения металлов с керамическими и стеклообразными материалами вследствие природной несовместимости соединяемых композиций. Наибольшую перспективу создания неразъемных соединений из стекла и керамики имеет диффузионная сварка (ДС).

На свариваемость стекла, ситаллов и керамики с металлами существенное влияние оказывает их химический состав, струк-

ТАБЛИЦА 36.6

ФИЗИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ,
ПРИМЕНЯЕМЫХ ДЛЯ СВАРКИ СО СТЕКЛОМ И КЕРАМИКОЙ [6]

Металл или сплав	Температура плавления, К	Средний ТКЛР в интервале 293—473 К $\alpha \cdot 10^7$, град ⁻¹	Модуль упругости $E \cdot 10^{-3}$, МПа	Временное сопротивление растяжению, МПа
Вольфрам	3683	44,4	365—400	1800—4150
Молибден	2933	55	280—330	700—1000
Тантал	3269	65	186—190	1400—1800
Цирконий	2225	60	90—100	250—1200
				200—1000
Титан	1943	82	98—117	450—1020
Платина	2044	90,7	100—175	140—370
Палладий	1825	119	112—130	140—540
Железо	1804	125	207—217	180—620
Никель	1725	133	180—227	320—1000
Медь	1356	165	117—130	160—500
Алюминий	933	238	66—73	80—110
Платинит	—	60—65	—	280—380
Нержавеющая сталь	—	80—100	—	—
0Х18Н10Т	1698	173	190—200	560—630
Ковар 29НҚ	1723	50	—	540

тура, состояние поверхности, наличие и концентрация неравно-
весных дефектов, а также ряд других физико-химических
свойств соединяемых материалов. Так, на свариваемость кера-
мики с металлами влияет ее микроструктура, т. е. увеличение
размеров зерен керамики, содержащей стеклофазу, приводит
к уменьшению протяженности границ и, следовательно, участ-
ков наиболее активного взаимодействия.

Наличие стеклофазы в керамике ускоряет процесс сварки,
соединение получается более прочным. При сварке керамики, не
содержащей стеклофазы, например ВК100-2, с металлами, тре-
буются большие энергозатраты, чем для керамики с наличием
стеклофазы (ВК94-1).

36.2.1. Природа и механизм образования соединения

Необходимым условием образования сварного соединения ме-
таллов со стеклом и керамикой является химическое взаимодей-
ствие [1], механизм которого зависит от свойств элементов. В ус-
ловиях ДС наиболее вероятны две топохимические реакции —
присоединения (1) и замещения (2):



По механизму реакции (1) взаимодействуют *d*-элементы пе-
риодической системы Менделеева, практически все переходные
металлы и сплавы на их основе (Fe, Ni, Co, W, Mo, Mn и т. д.),
а по схеме реакции замещения (2) взаимодействуют *s*- и *p*-
элементы — непереходные металлы (Al, Mg, Be, Li) и их
сплавы. Поэтому разработка технологии ДС стекла и керамики
с металлами должна производиться как с учетом физико-хими-
ческих свойств соединяемых композиций, так и с учетом топохи-
мических процессов, происходящих в зоне контакта.

36.2.2. Причины образования дефектов

Наиболее распространенным дефектом металлостеклянных и
металлокерамических узлов является образование трещин из-за
высокого уровня остаточных напряжений, вызванных боль-
шим различием коэффициентов термического расширения соеди-
няемых материалов. Согласование теплового расширения соеди-
няемых материалов устраняет опасность возникновения терми-
ческих напряжений. Соединять материалы с несогласованными
ТКЛР также возможно, но толщины металлической детали при
этом сильно ограничены [1, 2, 3].

36.3. Технология сварки

36.3.1. Подготовка стекла, ситалла и керамики

Химическая очистка в сочетании с ультразвуковой обработкой стекла и керамики является наиболее эффективным способом получения качественной поверхности под сварку. Термическое обезжиривание обычно применяется в сочетании с химической очисткой, а очистка в поле ультразвука в сущности является разновидностью химической очистки, так как в качестве рабочих жидкостей применяются различные химические вещества и соединения. Очистка поверхности перед диффузионной сваркой в сущности сводится к трем основным процессам: обезжириванию, удалению механических загрязнений и травлению

ТАБЛИЦА 36 7

РЕЖИМЫ ДИФФУЗИОННОЙ СВАРКИ СТЕКОЛ И КЕРАМИКИ
С МЕТАЛЛАМИ [8]

Соединяемая пара	Промежуточная прокладка	Режим сварки				Необходимость окисления металла
		температура, К	давление, МПа	время, мин	вакуум, Па	
Кварц + кварц	А7	893	12,0	40	0,0133	Нет
Кварц + кварц	М1	1223	10,0	30	0,133	Да
Кварц + кварц	Н1	1423	12,0	40	0,133	»
Кварц + кварц	АМц	873	8,0	30	0,0133	Нет
Кварц + кварц	Без прокладки	1423	8,0	30	0,0133	»
С49-2 + 29НК	То же	863	5,0	20	0,133	Да
ЛК-4 + Мо	А7	803	10,0	40	0,0133	Нет
ЛК-4 + ЛК-4	А7	773	12,0	40	0,0133	»
К-8 + К-8	А7	853	5,0	30	0,0133	»
К-8 + К-8	ВТ1-0	953	4,0	20	0,0133	»
К-8 + К-8	38ЮНДК	873	6,0	20	0,133	Да
ВК94-1 + ВК94-1	АМг6	863	10,0	20	0,0133	Нет
ВК94-1 + ВК94-1	АД1	893	10,0	30	0,0133	»
ВК94-1 + ВК94-1	М-1	1223	10,0	40	0,133	Да
ВК94-1 + ВК94-1	29НК	1323	10,0	20	0,133	»
Сапфир + сапфир	АМг6	863	8,0	30	0,0133	Нет
Сапфир + ВТ-1-0	АМг6	863	10,0	15	0,0133	»
Феррит (5000МТ) + феррит (5000 МТ)	АД1	873	10,0	30	0,0133	»
Феррит (5000МТ) + феррит (5000 МТ)	АМг6	863	10,0	20	0,0133	Нет
СО-115М + СО-115М	АД1	893	8,0	40	0,0133	»
Поликор + поликор	АМг6	863	10,0	30	0,0133	»
Поликор + ВТ-1-0	АМг6	863	12,0	10	0,0133	»

* А7 М1, Н1 — марки Al, Cu, Ni

поверхности. Наиболее часто применяют первые два способа обработки, а к травлению прибегают только в случае необходимости изменения структуры поверхностного слоя.

36.3.2. Подготовка металлов к сварке

Химические активные металлы (*s*- и *p*-элементы) и сплавы на их основе перед соединением со стеклом, ситаллом и керамикой тщательно очищаются от посторонних загрязнений, а также от оксидов, присутствующих на их поверхности. Переходные металлы (*d*-элементы) и сплавы на их основе, как правило, перед соединением со стеклом и керамикой проходят специальную обработку, связанную с созданием на их поверхности тонких слоев оксидов низшей валентности [1, 3, 6].

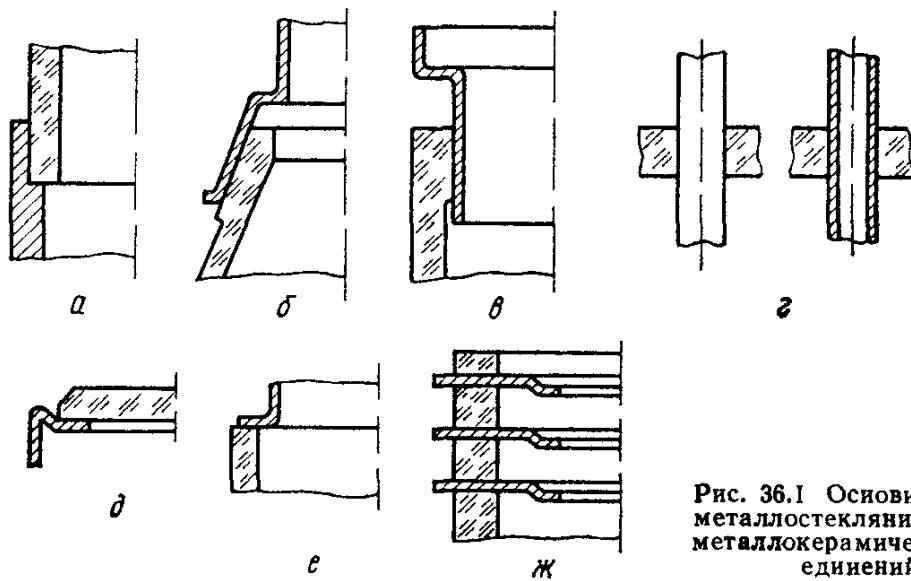


Рис. 36.1 Основные типы металлостеклянных и металлокерамических соединений

36.3.3. Режимы сварки

При разработке технологии ДС стекла и керамики с металлами широко используют промежуточные прокладки. Назначение прокладок главным образом сводится к снижению энергетических параметров сварки, остаточных напряжений в зоне соединения и активации соединяемых поверхностей. Некоторые режимы диффузионной сварки стекла и керамики с металлами приведены в табл. 36.7.

36.3.4. Особенности конструкции металлостеклянных и металлокерамических узлов

Конструкции узлов металлов с неметаллами разделяют на три группы (рис. 36.1).

1. Соединения, в которых металл охватывает стекло или керамику, при этом ТКЛР металла имеет большее значение, чем

неметалла. Такие соединения называют охватывающими (рис. 36.1, а—в).

2. Соединения, в которых керамика или стекло охватывают металлическую деталь, называют внутренними спаями или соединениями (рис. 36.1, г).

3. Соединения, когда металлическая деталь сочленяется с неметаллической по плоскости торца; поэтому они и называются плоскими или торцовыми соединениями (рис. 36.1, д—ж).

Возникновение больших и опасных напряжений в таких соединениях компенсируют следующими способами: использованием металлов небольших толщин и возможно меньшего диаметра; применением для соединений пластичных материалов, позволяющих несколько ослаблять напряжения; использованием более низких температур при получении соединения, а также применением медленного охлаждения в процессе сварки с чередованием промежуточных отжигов.

Глава 37. ПЛАСТМАССЫ (Зайцев К. И.)

37.1. Состав и свойства

37.1.1. Получение пластмасс

Пластмассы — это материалы, полученные на основе синтетических или естественных полимеров (смол). Синтезируются полимеры путем полимеризации или поликонденсации мономеров в присутствии катализаторов при строго определенных температурных режимах и давлениях.

В полимер с различной целью могут вводиться наполнители, стабилизаторы, пигменты, могут составляться композиции с добавкой органических и неорганических волокон, сеток и тканей.

Таким образом, пластмассы в большинстве случаев являются многокомпонентными смесями и композиционными материалами, у которых технологические свойства, в том числе и свариваемость, в основном определяются свойствами полимера.

В зависимости от поведения полимера при нагревании различают два вида пластмасс — термопласты, материалы, которые могут многократно нагреваться и переходить при этом из твердого в вязкотекучее состояние, и реактопласты, которые могут претерпевать этот процесс лишь однократно.

37.1.2. Особенности строения

Пластмассы (полимеры) состоят из макромолекул, в которых более или менее регулярно чередуется большое число одинаковых или неодинаковых атомных группировок, соединенных химическими связями в длинные цепи, по форме которых различают линейные полимеры, разветвленные и сетчатопространственные.

По составу макромолекул полимеры делятся на три класса:

1) углеводородные, основные цепи которых построены только из углеродных атомов;

2) гетероцепные, в основных цепях которых, кроме атомов углерода, содержатся атомы кислорода, азота, серы;

3) элементоорганические полимеры, содержащие в основных цепях атомы кремния, бора, алюминия, титана и других элементов.

Макромолекулы обладают гибкостью и способны изменять форму под влиянием теплового движения их звеньев или электрического поля. Это свойство связано с внутренним вращением отдельных частей молекулы относительно друг друга. Не перемещаясь в пространстве, каждая макромолекула находится в непрерывном движении, которое выражается в смене ее конформаций.

Гибкость макромолекул характеризует величина сегмента, т. е. число звеньев в ней, которые в условиях данного конкретного воздействия на полимер проявляют себя как кинетически самостоятельные единицы, например в поле ТВЧ как диполь. По реакции к внешним электрическим полям различают полярные (ПЭ, ПП) и неполярные (ПВХ, полиакрилонитрил) полимеры. Между макромолекулами действуют силы притяжения, вызванные ван-дер-Ваальсовым взаимодействием, а также водородными связями, ионным взаимодействием. Силы притяжения проявляются при сближении макромолекул на 0,3—0,4 нм.

Полярные и неполярные полимеры (пластмассы) между собой несовместимы — между их макромолекулами не возникает взаимодействия (притяжения), т. е. они между собой не свариваются.

37.1.3. Надмолекулярная структура, ориентация

По структуре различают два вида пластмасс — кристаллические и аморфные. В кристаллических в отличие от аморфных наблюдается не только ближний, но и дальний порядок. При переходе из вязкотекучего состояния в твердое макромолекулы кристаллических полимеров образуют упорядоченные ассоциации-кристаллиты преимущественно в виде сферолитов (рис. 37.1). Чем меньше скорость охлаждения расплава термопласта, тем крупнее вырастают сферолиты. Однако и в кристаллических полимерах всегда остаются аморфные участки. Изменяя скорость охлаждения, можно регулировать структуру, а следовательно, и свойства сварного соединения.

Резкое различие продольных и поперечных размеров макромолекул приводит к возможности существования специфического для полимеров ориентированного состояния. Оно характеризуется расположением осей цепных макромолекул преимущественно вдоль одного направления, что приводит к проявлению анизотропии свойств изделия из пластмассы. Получение ориентированных пластмасс осуществляется путем их одноосной (5—10-кратной) вытяжки при комнатной или повышенной температуре. Однако при нагреве (в том числе и при сварке) эффект ориентации снижается или исчезает, так как макромолекулы вновь принимают термодинамически наиболее вероятные конфигурации (конформации) благодаря энтропийной упругости, обусловленной движением сегментов.

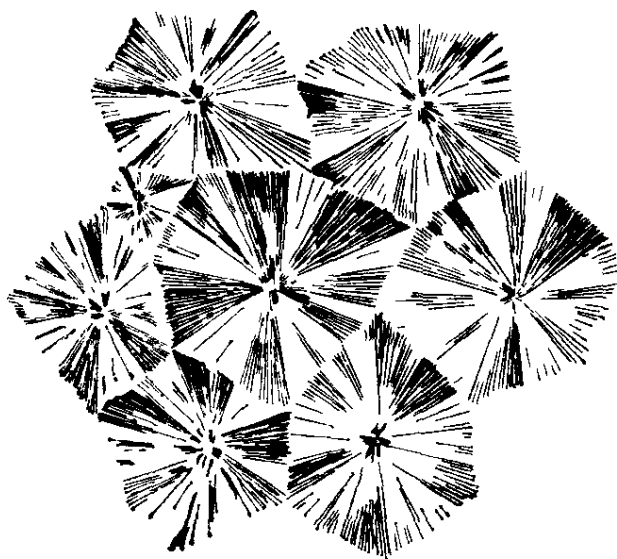


Рис. 37.1. Фрагмент сферолитной структуры кристаллического термопласта (полипропилена)

37.1.4. Реакция пластмасс на термомеханический цикл

Все конструкционные термопласты при нормальных температурах находятся в твердом состоянии (кристаллическом или застеклованном). Выше температуры стеклования ($T_{ст}$) аморфные пластмассы переходят в эластическое (резиноподобное) состояние. При дальнейшем нагреве выше температуры плавления ($T_{пл}$) кристаллические полимеры переходят в аморфное состояние. Выше температуры текучести T_T и кристаллические, и аморфные пластмассы переходят в вязкотекучее состояние. Все эти изменения состояния обычно описываются термомеханическими кривыми (рис. 37.2), являющимися важнейшими технологическими характеристиками пластмасс. Образование сварного соединения происходит в интервале вязкотекучего состояния термопластов. Термопласты при нагреве выше T_T претерпевают радикальные процессы и в отличие от термопластов образуют пространственные полимерные сетки, не способные к взаимодействию без их разрушения, на что требуется применение специальных химических присадок.

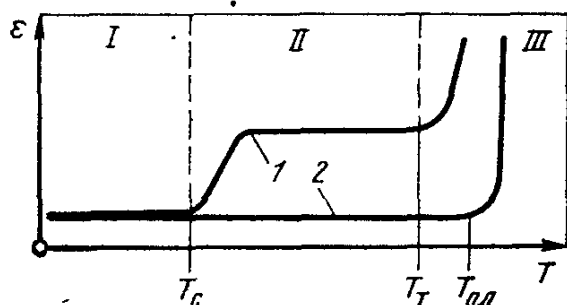


Рис. 37.2. Термомеханические кривые: 1 — аморфного полимера; 2 — кристаллического; ϵ — деформация; T — температуры

37.1.5. Основные пластмассы для сварных конструкций (табл. 37.1)

Наиболее распространенными конструкционными пластмассами являются группы термопластов на основе полиолефинов: полиэтилена высокого

и низкого давления, полипропилена, полиизобутилена [1].

Полиэтилен [$\dots\text{CH}_2\text{—CH}_2\text{—}\dots$] $_n$ высокого и низкого давления — кристаллические термопласты, отличающиеся между собой прочностью, жесткостью, температурой текучести. Полипропилен [$\text{—CH}_2\text{—CH}(\text{CH}_3)\text{—}$] $_n$ более температуростоек, чем полиэтилен, и обладает большей прочностью и жесткостью.

В значительных объемах используются *хлорсодержащие пластики* на основе полимеров и сополимеров винилхлорида и винилиденхлорида.

Поливинилхлорид (ПВХ) [$\text{—}(\text{CH}_2\text{—CHCl})\text{—}$] $_n$ — аморфный полимер линейного строения, в исходном состоянии является жестким материалом. При добавке к нему пластификатора можно получить очень пластичный и хорошо сваривающийся материал — пластикат. Из жесткого ПВХ — винилпласта — изготавливают листы, трубы, прутки, а из пластиката — пленку, шланги и другие изделия. Из ПВХ изготавливаются также вспененные материалы (пенопласты).

Значительную группу полимеров и пластмасс на их основе составляют *полиамиды*, содержащие в цепи макромолекул амидные группы [—CO—N—]. Это в большинстве кристаллические термопласты с четко выраженной температурой плавления. Отечественная промышленность выпускает главным образом алифатические полиамиды, используемые для изготовления волокон, отливки деталей машин, получения пленок. К полиамам относятся, в частности, широко известные поликапролактан и полиамид-66 (капрон).

Наибольшую известность из группы фторонон получил политетрафторэтилен-фторлон-4 (фторопласт 4). В отличие от других термопластов при нагреве он не переходит в вязкотекучее состояние даже при температуре деструкции (около 415 °С), поэтому его сварка требует особых приемов [1]. В настоящее время химической промышленностью освоен выпуск хорошо сваривающихся плавких фторонон: Ф-4М, Ф-40, Ф-42 и др. Сварные кон-

струкции из фторсодержащих пластинок обладают исключительно высокой стойкостью к агрессивным средам и могут воспринимать рабочие нагрузки в широком диапазоне температур.

На основе акриловой и метакриловой кислоты производятся *акриловые пластики*. Наиболее известная в практике производная на их основе — пластмасса полиметилметакрилат (торговая марка «плексиглас»). Эти пластики, обладающие высокой прозрачностью, используются как светопроводящие изделия (в виде листа, прутков и т. д.) Нашли применение также сополимеры метилметакрилата и акрилонитрила, которые обладают большей прочностью и твердостью. Все пластики этой группы хорошо свариваются.

Хорошей прозрачностью отличается группа пластинок на основе *полистирола*. Этот линейный термопласт хорошо сваривается тепловыми способами.

Для изготовления сварных конструкций преимущественно в электротехнической промышленности используют сополимеры стирола с метилстиролом, акрилонитрилом, метилметакрилатом и, в частности, акрилонитрилбутадиенстирольные (АБС) пластики. Последние отличаются от хрупкого полистирола более высокой ударной прочностью и теплостойкостью.

В сварных конструкциях находят применение пластмассы на основе *поликарбонатов* — сложных полиэфиров угольной кислоты. Они обладают более высокой вязкостью расплава, чем другие термопласты, однако свариваются удовлетворительно. Из них изготавливают пленки, листы, трубы и различные детали, в том числе декоративные. Характерными особенностями являются высокие диэлектрические и поляризационные свойства.

37.1.6. Механические и служебные свойства пластмасс (табл. 37.1) и [1]

37.2. Формообразование деталей из пластмасс

Термопласты поставляются для переработки в гранулах размером 3—5 мм. Основными технологическими процессами изготовления полуфабрикатов и деталей из них являются: экструзия, литье, прессование, каландрование, производимые в температурном интервале вязкотекучего состояния.

Трубопроводы из полиэтиленовых и поливинилхлоридных труб применяют для транспорта агрессивных продуктов, в том числе нефти и газа с содержанием сероводорода и углекислоты и химических (неароматических) реагентов в химическом производстве. Резервуары и цистерны для перевозки кислот и щелочей, травильные ванны и другие сосуды облицовываются пластмассовыми листами, соединяемыми с помощью сварки. Герметизация пластином помещений, загрязняемых изотопами, покрытие полов линолеумом также осуществляются с помощью сварки. Консервация пищевых продуктов в тубы, коробки и банки, упаковка товаров и почтовых посылок резко ускоряются с применением сварки.

Машиностроительные детали. В химическом машиностроении свариваются корпуса и лопатки различного рода смесителей, корпуса и роторы насосов для перекачки агрессивных сред, фильтры, подшипники и прокладки из фторопласта, из полистирола сваривается осветительная арматура, из капрона неэлектропроводные шестерни, валики, муфточки, штоки, из фторлона — несмазывающиеся подшипники, вытеснители топлива и т. д.

**НАИМЕНОВАНИЕ И СВОЙСТВА ОСНОВНЫХ ТЕРМОПЛАСТИ
ОТЕЧЕСТВЕННОЙ**

Наименование	ГОСТ, ТУ	Плотность, г/см ³	Показатель текучности расплава (ПТР), г/10 мин	Механические	
				предел прочности, МПа	
				при растяжении	при статическом изгибе
Полиэтилен высокого давления	ГОСТ 16337—77Е	0,918—0,93	0,2—20 (при 190 °С)	10—17	12—17
Полиэтилен низкого давления	ГОСТ 16338—85	0,949—0,955	0,2—22	22—30	20—35
Полипро- пилен	ТУ 6-05-1756—78	0,9—0,91	0,2—2,5	25—40	—
Капрон	ГОСТ 7850—86	1,13	—	65	90
Поли- амид-66	ТУ 6-05-211-1404—85	1,14	—	80	100
Поливинил- хлорид (винипласт)	ГОСТ 9639—71	1,34—1,4	—	45—70	70—120
Пластикат ПВХ	ОСТ 6-19-503—79	1,18—1,3	—	10—15	4—20
Полистирол	ГОСТ 20282—86Е	1,05—1,07	2—8 (при 200 °С и на- грузке 50 Н)	40—42	100
Поли- карбонат	ТУ 6-05-1668—80	1,2	—	60—70	90—100
Полиметил- метакрилат	ГОСТ 15809—70Е	1,206	—	60—70	99
Фторо- пласт-4(Ф-4)	ГОСТ 10007—80Е	2,12—2,28	—	14— 34,5	10,7— 13,7

* Более детальный перечень пластмасс и их характеристики см. «Энциклопедию по-

37.3. Оценка свариваемости пластмасс

37.3.1. Основные стадии процесса сварки

Процесс сварки термопластов состоит в активации свариваемых поверхностей деталей, либо находящихся уже в контакте (сварка ТВЧ, СВЧ), либо приводимых в контакт после (сварка

ЧНЫХ ПОЛИМЕРНЫХ МАТЕРИАЛОВ, ВЫПУСКАЕМЫХ
ПРОМЫШЛЕННОСТЬЮ *

свойства			Теплофизические свойства		Электрические свойства	
относительное удлинение при разрыве, %	ударная вязкость (по Шарпи без надреза), кДж/м ²	твердость, НВ	температура плавления, °С	теплопроводность, Вт/(м·К)	диэлектрическая проницаемость при 10 ⁶ Гц	тангенс угла диэлектрических потерь при 10 ⁶ Гц
500—600	Не разрушается	14—25	108—115	0,296	2,2—2,3	0,0002—0,0003
300—800	То же	45—58	120—125	0,395	2,4	0,0002—0,0005
200—800	»	60—65	160—170	0,295	2,2	0,0002—0,0005
80—150	100—120	140—150	210—218	0,246	3,6—4	0,03
20—40	90—100	—	225—265	0,24	3,6—4	0,02
10—50	7—15 (с надрезом)	130—160	180—220	0,13— 0,15	3,1—3,4	0,015—0,018
160—200	—	—	—	0,13— 0,14	3,1—3,4	—
2	20—22	140—160	—	—	2,7	0,0003—0,0004
50—100	120—140	100—110	220—240	—	—	—
2,6— 3,3	1,8—16	215	—	—	—	—
250—500	125	29,4— 39,2	327	0,25	1,9—2,1	0,0002—0,00025

лимеров», М.: Советская энциклопедия т. I, II, III, 1972.

нагретым инструментом, газом, ИК-излучением и т. д.) или одновременно с активизацией (сварка трением, УЗ-сварка) (см. т. II «Способы сварки пластмасс»).

При плотном контакте активированных слоев должны реализоваться силы межмолекулярного взаимодействия.

В процессе образования сварных соединений (при охлаждении) происходит формирование надмолекулярных структур

в шве, а также развитие полей собственных напряжений и их релаксация. Эти конкурирующие процессы определяют конечные свойства сварного соединения. Технологическая задача сварки состоит в том, чтобы максимально приблизить по свойствам шов к исходному — основному материалу.

37.3.2. Механизм образования сварных соединений

Реологическая концепция. Согласно реологической концепции [2], механизм образования сварного соединения включает два этапа — на макроскопическом и микроскопическом уровнях. При сближении под давлением активированных тем или иным способом поверхностей соединяемых деталей вследствие сдвиговых деформаций происходит течение расплава полимера. В результате этого удаляются из зоны контакта ингредиенты, препятствующие сближению и взаимодействию ювенильных макромолекул (эвакуируются газовые, окисленные прослойки). Вследствие разности скоростей течения расплава не исключено и перемешивание макрообъемов расплава в зоне контакта. Только после удаления или разрушения дефектных слоев в зоне контакта, когда ювенильные макромолекулы сблизятся на расстояния действия Ван-дер-Ваальсовых сил, возникает взаимодействие (схватывание) между макромолекулами слоев соединяемых поверхностей деталей. Этот аутогезионный процесс происходит на микроуровне. Он сопровождается взаимодиффузией макромолекул, обусловленной энергетическим потенциалом и неравномерностью градиента температур в зоне свариваемых поверхностей.

Итак, чтобы образовалось сварное соединение двух поверхностей, необходимо прежде всего обеспечить течение расплава в этой зоне.

Течение расплава в зоне сварки зависит от его вязкости: чем меньше вязкость, тем активнее происходят сдвиговые деформации в расплаве — разрушение и удаление дефектных слоев на контактирующих поверхностях, тем меньшее давление необходимо прилагать для соединения деталей.

Вязкость расплава в свою очередь зависит от природы пластмассы (молекулярной массы, разветвленности макромолекул полимера) и температуры нагрева в интервале вязкотекучести. Следовательно, вязкость может служить одним из признаков, определяющих свариваемость пластмассы: чем она меньше в интервале вязкотекучести, тем лучше свариваемость и, наоборот, чем больше вязкость, тем сложнее разрушить и удалить из зоны контакта ингредиенты, препятствующие взаимодействию макромолекул. Однако нагрев для каждого полимера ограничен определенной температурой деструкции T_d , выше которой происходит его разложение — деструкция. Термопласты различаются по

ТЕМПЕРАТУРНЫЙ ИНТЕРВАЛ ВЯЗКОТЕКУЧЕСТИ НЕКОТОРЫХ ТЕРМОПЛАСТОВ

Материал	Температура текучести T_T , °C	Температура деструкции T_D , °C
Полиэтилен (ПНД)	130—135	230
Полипропилен (ПП)	175—180	250
Полнвинилхлорид (ПВХ)	180—200	140
Пентапласт (ПТП)	190—195	230—240
Полстирол (ПС)	150—160	220—230
Полиметилметакрилат (ПММА)	175—180	170—180
Фторлон 4М (Ф)	285—300	350

граничным значениям температурного интервала вязкотекучести, т. е. между температурой их текучести T_T и деструкции T_D (табл. 37.2).

Классификация термопластов по их свариваемости. Чем шире интервал вязкотекучести термопласта (рис. 37.3), тем практически проще получить качественное сварное соединение, ибо отклонения по температуре в зоне шва отражаются менее на величине вязкости. Наряду с интервалом вязкотекучести и минимальным уровнем в нем значений вязкости заметную роль играет в реологических процессах при образовании шва градиент изменения вязкости в этом интервале. За количественные показатели свариваемости приняты: температурный интервал вязкотекучести ΔT , минимальное значение вязкости η_{\min} и градиент изменения вязкости в этом интервале [2].

По свариваемости все термопластичные пластмассы можно разбить по этим показателям на четыре группы (табл. 37.3).

Сварка термопластичных пластмасс возможна, если материал переходит в состояние вязкого расплава, если его температурный интервал вязкотекучести достаточно широк, а градиент изменения вязкости в этом интервале минимальный, так как взаимодействие макромолекул в зоне контакта происходит по границе, обладающей одинаковой вязкостью.

В общем случае температура сварки назначается, исходя из анализа термомеханической кривой для свариваемой пластмассы, принимаем ее на 10—15° ниже T_D [1]. Давление принимается такое, чтобы эвакуировать расплав поверхностного слоя

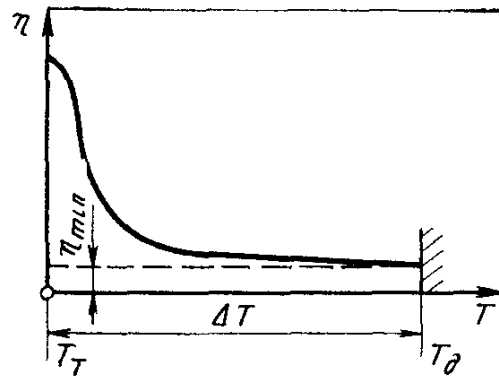


Рис. 37.3 Параметры, характеризующие вязкость полимера в температурном интервале вязкотекучести T_T — температура текучести T_D — температура деструкции

КЛАССИФИКАЦИЯ ПЛАСТМАСС ПО СВАРИВАЕМОСТИ

Группа свариваемости	Температурный интервал $\Delta T, ^\circ\text{C}$	Вязкость $\eta_{\text{min}}, \text{Па}\cdot\text{с}$	Градиент вязкости $\text{Па}\cdot\text{с}/10^\circ\text{C}$
Хорошо сваривающиеся	50	$10^2\text{—}10^3$	<5
Удовлетворительно сваривающиеся	50	$10^4\text{—}10^5$	>10
Ограниченно сваривающиеся	50	$10^7\text{—}10^8$	>15
Трудно сваривающиеся	Температура деструкции ниже температуры текучести $10^{11}\text{—}10^{12}$		

в грат либо разрушить его, исходя из конкретной глубины проплавления и теплофизических показателей свариваемого материала. Время выдержки $t_{\text{св}}$ определяется исходя из достижения квазистационарного состояния оплавления и проплавления либо

по формуле $t_{\text{св}} = t_0 e^{\frac{Q}{RT}}$, где t_0 — константа, имеющая размерность времени и зависящая от толщины соединяемого материала и способа нагрева; Q — энергия активации; R — газовая постоянная; T — температура сварки.

При экспериментальной оценке свариваемости пластмасс фундаментальным показателем является длительная прочность сварного соединения, работающего в конкретных условиях по сравнению с основным материалом.

Испытываются образцы, вырубленные из сварного соединения, на одноосное растяжение. При этом временной фактор моделируется температурой, т. е. используется принцип температурно-временной суперпозиции, основанный на допущении, что при данном напряжении связь между длительной прочностью и температурой однозначна (метод Ларсона-Миллера).

37 3.3. Методы повышения свариваемости

Схемы механизма образования сварных соединений термопластов [2]. Повышение их свариваемости может производиться за счет расширения температурного интервала вязкотекучести, интенсификации удаления ингредиентов или разрушения дефектных слоев в зоне контакта, препятствующих сближению и взаимодействию ювенильных макромолекул.

Возможно несколько путей:

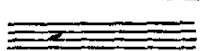
введение в зону контакта присадки в случае недостаточного количества расплава (при сварке армированных пленок), при сварке разнородных термопластов присадка по составу должна обладать сродством к обоим свариваемым материалам;

введение в зону сварки растворителя или более пластифицированной присадки;

принудительное перемешивание расплава в шве путем смещения соединяемых деталей не только вдоль линии осадки, но и возвратно-поступательно поперек шва на 1,5—2 мм или наложением ультразвуковых колебаний. Активизация в зоне контакта перемешивания расплава может производиться после оплавления стыкуемых кромок нагревательным инструментом, имеющим ребристую поверхность. Свойства сварного соединения могут быть улучшены последующей термической обработкой соединения. При этом снимаются не только остаточные напряжения, но возможно исправление структуры в шве и околошовной зоне, особенно у кристаллических полимеров. Многие из изложенных мероприятий приближают свойства сварных соединений к свойствам основного материала.

При сварке ориентированных пластмасс во избежание потери их прочности вследствие переориентации при нагреве до вязкотекучего состояния полимера применяют химическую сварку, т. е. процесс, при котором в зоне контакта реализуются радикальные (химические) связи между макромолекулами. Химическую сварку применяют и при соединении реактопластов, детали из которых не могут переходить при повторном нагреве в вязкотекучее состояние. Для иницирования химических реакций в зону соединения при такой сварке вводят различные реагенты в зависимости от соединяемого вида пластмасс [1]. Процесс химической сварки, как правило, производится при нагреве места сварки.

Раздел 12



КОМПОЗИЦИОННЫЕ МАТЕРИАЛЫ

Глава 38. КОМПОЗИЦИОННЫЕ МАТЕРИАЛЫ

С МЕТАЛЛИЧЕСКОЙ МАТРИЦЕЙ (Чернышова Т. А.)

38.1. Классификация

Композиционные материалы — это материалы, армированные наполнителями, определенным образом расположенными в матрице. Наполнителями чаще всего являются вещества с высокой энергией межатомных связей, высокопрочные и высокомодульные, однако в сочетании с хрупкими матрицами могут быть применены и высокопластичные наполнители [1, 2]

Связующие компоненты, или матрицы, в композиционных материалах могут быть различными — полимерными, керамическими, металлическими или смешанными. В последнем случае говорят о полиматричных композиционных материалах.

По морфологии армирующих фаз композиционные материалы подразделяют [1] на:

нульмерные (обозначение: 0_*), или упрочненные частицами различной дисперсности, беспорядочно распределенными в матрице;

одномерные волокнистые (обозначение: 1), или упрочненные однонаправленными непрерывными или дискретными волокнами;

двухмерные слоистые (обозначение: 2), или содержащие одинаково ориентированные упрочняющие ламели или слои (рис. 38.1).

Применяют и комбинированное армирование матриц

По распределению армирующих фаз или схеме армирования можно выделить композиционные материалы с одноосным (однонаправленным), двухосным (плоскостным, например, ортогональным) и трехосным (объемным) армированием. Композиционные материалы первых двух видов являются анизотропными, последнего вида — изотропными

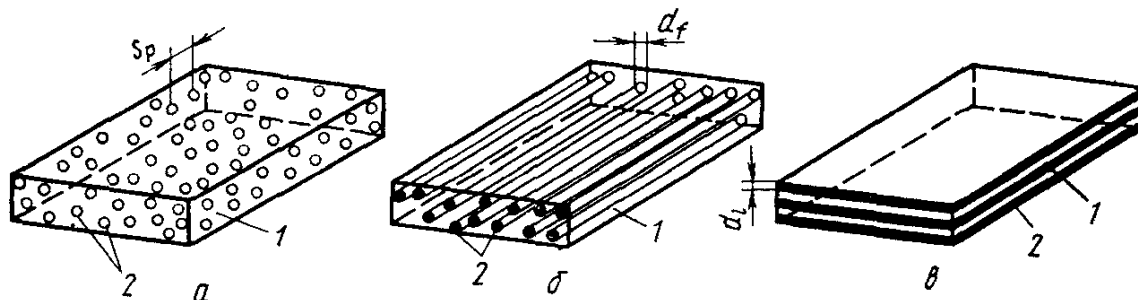


Рис. 38.1. Схематическое изображение композиционных материалов с различной структурой.

а — нульмерные; б — одномерные, в — двухмерные композиционные материалы; 1 — матрица, 2 — армирующий наполнитель, S_p — межчастичное расстояние, d_f — диаметр волокна, d_l — толщина слоя

Анизотропия композиционных материалов, «проектируемая» заранее с целью использования ее в соответствующих конструкциях, называется конструкционной [3].

По размеру армирующих фаз или размеру ячейки армирования композиционные материалы подразделяют следующим образом [2]:

субмикрокомпозиаты (размер ячейки армирования, диаметр волокон или частиц $\ll 1$ мкм), например, дисперсноупрочненные сплавы или волокнистые композиционные материалы с очень тонкими волокнами;

микрокомпозиаты (размер ячейки армирования, диаметр волокон, частиц или толщина слоев ≥ 1 мкм), например материалы, армированные частицами, волокнами углерода, карбида кремния, бора и т. д., однонаправленные эвтектические сплавы;

макрокомпозиаты (диаметр или толщина армирующих компонентов ~ 100 мкм), например детали из медных или алюминиевых сплавов, армированные вольфрамовой или стальной проволокой или фольгой. Макрокомпозиаты чаще всего применяют для повышения износостойкости деталей трения в технологической оснастке.

38.2. Межфазное взаимодействие в композиционных материалах

38.2.1. Физико-химическая и термомеханическая совместимость компонентов

Сочетание в одном материале веществ, существенно различающихся по химическому составу и физическим свойствам, выдвигает на первый план при разработке, изготовлении и соединении композиционных материалов проблему термодинамической и кинетической совместимости компонентов. Под термо-

динамической совместимостью понимают способность матрицы и армирующих наполнителей находиться в состоянии термодинамического равновесия неограниченное время при температурах получения и эксплуатации. Почти все искусственно созданные композиционные материалы термодинамически несовместимы. Исключение составляют лишь несколько металлических систем (Cu—W, Cu—Mo, Ag—W), где нет химического и диффузионного взаимодействия между фазами при неограниченном времени их контакта.

Кинетическая совместимость — способность компонентов композиционных материалов сохранять метастабильное равновесие в определенных температурно-временных интервалах [3]. Проблема кинетической совместимости имеет два аспекта: 1) физико-химический — обеспечение прочной связи между компонентами и ограничение на поверхностях раздела процессов растворения, гетеро- и реакционной диффузии, которые ведут к образованию хрупких продуктов взаимодействия и деградации прочности армирующих фаз и композиционного материала в целом; 2) термомеханический — достижение благоприятного распределения внутренних напряжений термического и механического происхождения и снижение их уровня; обеспечение рационального соотношения между деформационным упрочнением матрицы и ее способностью к релаксации напряжений, предупреждающей перегрузку и преждевременное разрушение упрочняющих фаз [4].

Существуют следующие возможности улучшения *физико-химической совместимости* металлических матриц с армирующими наполнителями:

I. Разработка новых видов армирующих наполнителей, стойких в контакте с металлом матриц при высоких температурах, например керамических волокон, нитевидных кристаллов и дисперсных частиц из карбидов кремния, титана, циркония, бора, оксидов алюминия, циркония, нитридов кремния, бора и др.

II Нанесение барьерных покрытий на армирующие наполнители, например покрытий из тугоплавких металлов, карбидов титана, гафния, бора, нитридов титана, бора, оксидов иттрия на волокна углерода, бора, карбида кремния. Некоторые барьерные покрытия на волокнах, преимущественно металлические, служат средством улучшения смачивания волокон матричными расплавами, что особенно важно при получении композиционных материалов жидкофазными методами [5]. Такие покрытия часто называют технологическими

Не менее важным является обнаруженный при нанесении технологических покрытий эффект пластифицирования, проявляющийся в стабилизации и даже повышении прочности волокон (например, при алитировании волокон бора протягиванием через ванну с расплавом или при никелировании волокон углерода с последующей термической обработкой).

III. Применение в композиционных материалах металлических матриц, легированных элементами с большим сродством к армирующему наполнителю, чем металл матрицы, или поверхностно-активными добавками. Происходящее при этом изменение химического состава границ раздела должно препятствовать развитию межфазного взаимодействия [6]. Легирование матричных сплавов поверхностно-активными или карбидообразующими добавками, так же как и нанесение технологических покрытий на волокна, может способствовать улучшению смачиваемости металлическими расплавами армирующего наполнителя.

IV. Легирование матрицы элементами, повышающими химический потенциал армирующего наполнителя в матричном сплаве, или добавками материала армирующего наполнителя до концентраций насыщения при температурах получения или эксплуатации композиционного материала. Такое легирование препятствует растворению армирующей фазы, т. е. повышает термическую стабильность композиции [7].

V. Создание «искусственных» композиционных материалов по типу «естественных» эвтектических композиций путем выбора соответствующего состава компонентов.

VI. Выбор оптимальных длительностей контактирования компонентов при том или ином процессе получения композиционных материалов или в условиях их службы, т. е. с учетом температурно-силовых факторов. Длительность контактирования, с одной стороны, должна быть достаточной для возникновения прочных адгезионных связей между компонентами; с другой стороны, не приводить к интенсивному химическому взаимодействию, образованию хрупких промежуточных фаз и снижению прочности композиционного материала.

Термомеханическую совместимость компонентов в композиционных материалах обеспечивают:

выбором матричных сплавов и наполнителей с минимальным различием в модулях упругости, коэффициентах Пуассона, коэффициентах термического расширения;

применением промежуточных слоев и покрытий на армирующих фазах, уменьшающих различия в физических свойствах матрицы и фаз;

переходом от армирования компонентом одного вида к поллармированию, т. е. сочетанию в одном композиционном материале упрочняющих волокон, частиц или слоев, различающихся по составу и физическим свойствам;

изменением геометрии деталей, схемы и масштаба армирования; морфологии, размера и объемной доли армирующих фаз; заменой непрерывного наполнителя дискретным;

выбором способов и режимов производства композиционного материала, обеспечивающих заданный уровень прочности связи его компонентов.

38.2.2. Армирующие наполнители

Для армирования металлических матриц применяют высокопрочные, высокомодульные наполнители — непрерывные и дискретные металлические, неметаллические и керамические волокна, короткие волокна и частицы, нитевидные кристаллы (табл. 38.1).

Углеродные волокна являются одним из наиболее освоенных в производстве и перспективных армирующих материалов. Важное преимущество углеродных волокон — их низкий удельный вес, теплопроводность, близкая к металлам ($\lambda = 83,7 \text{ Вт/(м}\cdot\text{К)}$), относительно низкая стоимость.

Волокна поставляют в виде ровных или закрученных многофиламентных жгутов, тканей или лент из них. В зависимости от типа исходного сырья диаметр филаментов меняется от 2 до 10 мкм, количество филаментов в жгуте — от сотен до десятка тысяч штук.

Углеродные волокна обладают высокой химической стойкостью в атмосферных условиях и минеральных кислотах. Термостойкость волокон невысокая: температура длительной эксплуатации на воздухе не превышает 300—400 °С. Для повышения химической стойкости в контакте с металлами на поверхность волокон наносят барьерные покрытия из боридов титана и циркония, карбидов титана, циркония, кремния, тугоплавких металлов [4].

Борные волокна получают осаждением бора из газовой смеси водорода и треххлористого бора на нагреваемую до температуры 1100—1200 °С вольфрамовую проволоку или углеродные моноволокна. При нагреве на воздухе волокна бора начинают окисляться при температурах 300—350 °С, при 600—800 °С полностью теряют прочность. Активное взаимодействие с большинством металлов (Al, Mg, Ti, Fe, Ni) начинается при температурах 400—600 °С. Для повышения термостойкости на волокна бора наносят газофазным способом тонкие слои (2—6 мкм) карбида кремния (SiC/B/W), карбида бора (B₄C/B/W), нитрида бора (BN/B/W)

Волокна карбида кремния диаметром 100—200 мкм производят осаждением при 1300 °С из парогазовой смеси четыреххлористого кремния и метана, разбавленной водородом в соотношении 1 : 2 : 10, на вольфрамовую проволоку

СВОЙСТВА ВОЛОКОН И ПРОВОЛОК ДЛЯ АРМИРОВАНИЯ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ
КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ [1, 3, 4, 6]

Материал	Температура плавления, К	Диаметр, мкм	Плотность, г/см ³	Термический коэффициент линейного расширения, 10 ⁻⁶ К ⁻¹	Временное сопротивление разрыву σ_B , 10 ³ МПа	Модуль упругости E, ГПа	Относительное удлинение δ , %	Производство
<i>Волокна углеродные</i>								
ВМН-4	3873	6,0	1,71	-0,5 ÷ -1,4	22,0	270	0,8	СССР
Кулон			1,90		20,0	400—600	0,4	СССР
ЛУ-3			1,7		25—30	250	1,1	СССР
ЛУ-4			1,7		30—35	250	1,3	СССР
Элур			1,6		2,0	150	1,3	СССР
Графил-НСТ		8,0	1,77		25—29	240	1,0	Англия
Модмор II		8,1	1,8		28	270	0,8—1,0	Англия
Торнел-40		6,9	1,56		17,2	276	0,8	США
Торнел-100		9,4	1,95		34,5	690	—	США
Торайка-Т-300А		8,4	1,75		25—31	220—250	0,9—1,2	Япония
Торайка-М-40А		7,9	1,8		20—25	370—430	0,5—1,7	Япония
<i>Волокна борные</i>								
В/W	2500 ± 100	100	2,59	7 ± 0,7	29—34,4	385—388	0,75—0,9	СССР
В/W		140	2,47		34	383—392	0,9	США
SiC/B/W		145	2,6		28	400	0,8	США
B ₄ C/B/W		140			32,9	390		СССР
<i>Волокна карбида кремния</i>								
SiC/W	2873	100—140	3,4—3,5	4,2—4,5	25—37	380—420	0,3—0,5	США
Никалон		15—20	2,55—2,58	3,1	19—30	180—200	1,4	Япония
<i>Волокна металлические</i>								
Бериллиевые	1557	51—127	1,84	10,0	10—14,5	290	—	СССР
Вольфрамовые	3873	51—1260	19,3	4,76	20—32	410	0,3—3,1	СССР
Молибденовые	2883	250—1270	10,22	6,9	7,5—9,6	300	0,3—1,0	СССР
Титановые	1941	800	4,5	8,5—9,2	14—20	120	2—6	СССР
Стальные	1573	20—1500	7,8	11,0	23—45	200	1—8	СССР

СПЛАВЫ, ПРИМЕНЯЕМЫЕ В КАЧЕСТВЕ МАТРИЧНЫХ В КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛАХ [3,7] ТАБЛИЦА 38.2

Сплавы	Состав, % (по массе)	Страна-разработчик и ГОСТ	Свойства сплавов						
			T пл, К	γ, г/см ³	α · 10 ⁶ , град ⁻¹	σ _в , МПа	E, ГПа		
Алюминиевые									
АД1	<0,3 Fe, <0,3 Si, <0,25 Mn	СССР ГОСТ 4784—74	933	2,71	24,6	80			
АМг6	6,8 Mg—0,8 Mn—0,005 Be	ГОСТ 4784—74		2,64	24,7	300			
АД33	0,4 Cu—1,2 Mg—0,8 Si—0,35 Cr	ГОСТ 4784—74		2,71	24,1	320			
Д16	4,9 Cu—1,8 Mg—0,9 Mn	ГОСТ 4784—74		2,78	24,2	520			
В-95	2,0 Cu—2,8 Mg—0,6 Mn—0,25 Cr	ГОСТ 4784—74		2,85	24,2	600			
АД12	10 ÷ 13 Si	ГОСТ 2685—75		2,65	21,1	180			
АД19	0,4 Mg—6 ÷ 8 Si	ГОСТ 2685—75		2,66	23,0	200			
1100	1 Fe—0,2 Cu—0,1 Zn	США				86			63
2024	0,5 Si—0,5 Fe—4,9 Cu—0,25 Zn— 0,9 Mn—1,8 Mg					240			71
6061	0,8 Si—0,7 Fe—0,4 Cu—0,25 Zn— 0,15 Mn—1 Mg—0,15 Ti—0,15 Cr					136			70
Магниевые									
МА1	1,3—2,5 Mn	СССР	924	1,74	27,0	200			41
МЛ5	(7,5—9,0) Al—0,5 Mn—(0,2—0,8) Zn (4—5) Zn—(0,6—1,1) Zr	ГОСТ 2856—68		1,81	26,8	250			45
МЛ12		СССР		1,81	26,2	250			44
Титановые									
ВТ1-0	(5,3—6,5) Al—(3,5—4,5) V	СССР	1941	4,51	8,3	343—490			103
ВТ6С	5,9 Al—5,5 V—5,5 Mo—2,0 Cr— 1,5 Fe			4,43	8,4	950—1150			120
ВТ22						1400			115
Никелевые									
ХН78Т	(19—22) Cr—(0,15—0,35) Ti	СССР	1726	8,35	14,22	730—780			195
ХН60ВТ	25 Cr—(13—16) W—(0,3—0,7) Ti			8,88	12,7	750—900			200
ЖС6К	(4—5) Co—12 Cr—4 Mo—5 W— 3 Ti—6 Al—2 Fe			8,1	11,0	1000			200

или пековые моноволокна углерода. Лучшие образцы волокон имеют прочность 3000—4000 МПа при 1100 °С

Волокна карбида кремния бескерновые в виде многофиламентных жгутов, полученные из жидких органосиланов путем вытягивания и пиролиза, состоят из сверхтонких кристаллов β -SiC.

Металлические волокна выпускают в виде проволоки диаметром 0,13; 0,25 и 0,5 мм. Волокна из высокопрочных сталей, сплавов бериллия предназначаются в основном для армирования матриц из легких сплавов и титана. Волокна из тугоплавких металлов, легированных рением, титаном, окисными и карбидными фазами, применяют для упрочнения жаропрочных никельхромистых, титановых и других сплавов.

Нитевидные кристаллы, применяемые для армирования, могут быть металлическими или керамическими. Структура таких кристаллов монокристаллическая, диаметр обычно до 10 мкм при отношении длины к диаметру 20—100. Получают нитевидные кристаллы различными методами: вращиванием из покрытий, электролитическим осаждением, осаждением из парогазовой среды, кристаллизацией из газовой фазы через жидкую фазу по механизму пар — жидкость — кристалл, пиролизом, кристаллизацией из насыщенных растворов, вискеризацией [3]

38.2.3. Матричные сплавы

В металлических композиционных материалах применяют преимущественно матрицы из легких деформируемых и литейных сплавов алюминия и магния, а также из сплавов меди, никеля, кобальта, цинка, олова, свинца, серебра; жаропрочных никель-хромистых, титановых, циркониевых, ванадиевых сплавов; сплавов тугоплавких металлов хрома и ниобия (таблица 38 2).

38.2.4. Типы связи и структур поверхностей раздела в композиционных материалах

В зависимости от материала наполнителя и матриц, способов и режимов получения по поверхностям раздела композиционных материалов реализуются шесть видов связи (табл 38.3). Наиболее прочную связь между компонентами в композициях с металлическими матрицами обеспечивает химическое взаимодействие. Распространенный вид связи — смешанный, представленный твердыми растворами и интерметаллидными фазами (например, композиция «алюминийборные волокна», полученная методом непрерывного литья) или твердыми растворами, интерметаллидными и окисными фазами (та же композиция, полученная прессованием плазменных полуфабрикатов) и т. д. [8, 9].

38.3. Способы производства композиционных материалов

Технология производства металлических композиционных материалов определяется конструкцией изделий, особенно если они имеют сложную форму и требуют подготовки мест соединений сваркой, пайкой, склеиванием или клепкой, и, как правило, является *многопереходной*.

Элементной основой производства деталей или полуфабрикатов (листов, труб, профилей) из композиционных материалов чаще всего служат так называемые препреги, или ленты с одним слоем армирующего наполнителя, пропитанным или покрытым матричными сплавами; пропитанные металлом жгуты волокон или индивидуальные волокна с покрытиями из матричных сплавов.

ВИДЫ СВЯЗИ ПО ПОВЕРХНОСТЯМ РАЗДЕЛА
В КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛАХ

ТАБЛИЦА 38.3

Вид связи	Примеры
Механическая связь между компонентами Растворение, смачивание	Стекловолокно, углеволокно—полимерная матрица Медный расплав — вольфрамовые волокна
Образование новых фаз на поверхности раздела в результате химической реакции между компонентами Обменные химические реакции между компонентами	Взаимодействие титана с волокнами бора: $Ti + 2B \rightarrow TiB_2$ Взаимодействие матрицы из титанового сплава, содержащего алюминий, с волокнами бора: $Ti(Al) + 2B \rightarrow (Ti, Al)B_2$ $Ti + (Ti, Al)B_2 \rightarrow TiB_2 + Ti(Al)$
Связь через окислы	Образование шпинели на поверхности раздела волокна сапфира—никелевая матрица: $NiO + Al_2O_3 \rightleftharpoons NiAl_2O_4$
Смешанная связь, или сочетание различных видов связи	Взаимодействие волокон бора с алюминиевым расплавом: смачивание, образование раствора Al(B), образование продуктов взаимодействия в виде изолированных фаз AlB_{12} , AlB_{10} , AlB_2

Детали и полуфабрикаты получают соединением (компактированием) исходных препрегов методами пропитки, горячего прессования, прокатки или волочения пакетов из препрегов. Иногда и препреги, и изделия из композиционных материалов изготавливают одними и теми же способами, например по порошковой или литейной технологии, но при различных режимах и на разной технологической оснастке.

Способы получения препрегов, полуфабрикатов и изделий из композиционных материалов с металлическими матрицами можно разделить на пять основных групп: 1) парогазофазные; 2) химические и электрохимические; 3) жидкофазные; 4) твердофазные; 5) твердожидкофазные [3, 4].

38.4. Свойства композиционных материалов с металлической матрицей

Композиционные материалы с металлическими матрицами имеют ряд неоспоримых преимуществ перед другими конструкционными материалами, предназначенными для работы в экстремальных условиях. К этим преимуществам относятся: высокие прочность и жесткость в сочетании с высокой вязкостью разрушения; высокие удельные прочность и жесткость (отношение предела прочности и модуля упругости к удельному весу σ/γ и E/γ); высокий предел усталости; высокая жаропрочность; малая чувствительность к тепловым ударам, к поверхностным дефектам, высокие демпфирующие свойства, электро- и теплопроводность, технологичность при конструировании, обработке и соединении (табл. 38.4).

ТАБЛИЦА 38 4

КОМПОЗИЦИОННЫЕ МАТЕРИАЛЫ С МЕТАЛЛИЧЕСКИМИ
МАТРИЦАМИ В СРАВНЕНИИ С ЛУЧШИМИ МЕТАЛЛИЧЕСКИМИ
КОНСТРУКЦИОННЫМИ МАТЕРИАЛАМИ

Свойства, условия эксплуатации	Лучшие металлические материалы	Композиционные материалы
Удельная прочность σ_B/γ , км	20—30	50—70
Удельный модуль упругости E/γ , км	(2—3) 10^3	(5—7) 10^3
Предел усталости	(0,3—0,5) σ_B	(0,6—0,75) σ_B
Отношение максимальной температуры эксплуатации к температуре плавления $T_{\text{экспл}}/T_{\text{пл}}$	0,4—0,5	0,8—0,9

ТАБЛИЦА 38 5

МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ
С МЕТАЛЛИЧЕСКИМИ МАТРИЦАМИ [3, 4]

Композиция	Объемная доля наполнителя, %	Метод получения	$\gamma \cdot 10^3$, кг/м ³	Механические свойства		
				σ_B , МПа	E , ГПа	δ , %
Алюминиевые сплавы — волокна, проволока, НК						
АД1-12Х18Н10Т	24,3	Прокатка	3,8	846		—
АМг6-12Х18НДТ	20	То же	3,67	628	90	—
АД1-ВНС9	40	Горячее прессование	—	1450	—	—
Al—B	40	Диффузион- ная сварка	2,67	900—1140	190—220	0,7
6061—B	60	То же	2,66	1400—1600	260—277	0,5
Al—7 % Mg—Tornel 75	31	Пропитка	—	612—873	199	—
Al—12 % Si—Tornel 50	28	То же	—	660—730	148	—
Al—SiO ₂	50	Горячее прессование	—	770—840	—	—
Al—SiC/W	50	То же	—	950	—	—
Al—Al ₂ O ₃ (НК)	20	»	—	380	122	—
Магниеые сплавы—на- полнитель						
Mg—B	28	Пропитка	—	545	119	0,30
	30	Непрерыв- ное литье	—	960	220	—
	45	Диффузион- ная сварка	2,2	1200—1300	220	0,5
Mg—Tornel 75	42	Пропитка	1,77	450	185	—

При отсутствии специальных требований к материалам по теплопроводности, электропроводности, хладостойкости и другим свойствам температурные интервалы работы композиционных материалов определяют следующим образом: $< 250^{\circ}\text{C}$ — для материалов с полимерными матрицами; $> 1000^{\circ}\text{C}$ — для материалов с керамическими матрицами; композиционные материалы с металлическими матрицами перекрывают эти пределы

Прочностные характеристики некоторых композиционных материалов приведены в табл. 38.5.

Основные виды соединения композиционных материалов сегодня — болтовые, клепаные, клеевые, соединения пайкой и сваркой и комбинированные. Соединения пайкой и сваркой особенно перспективны, поскольку открывают возможность наиболее полно реализовать уникальные свойства композиционного материала в конструкции, однако их осуществление представляет сложную научную и техническую задачу и во многих случаях еще не вышло из стадии эксперимента.

38.5. Проблемы свариваемости композиционных материалов

Если под свариваемостью понимать способность материала образовывать сварные соединения, не уступающие ему по своим свойствам, то композиционные материалы с металлическими матрицами, особенно волокнистые, следует отнести к трудносвариваемым материалам. К тому имеется несколько причин.

I. Методы сварки и пайки предполагают соединение композиционных материалов по металлической матрице. Армирующий наполнитель в сварном или паяном шве или полностью отсутствует (например, в стыковых швах, расположенных поперек направления армирования в волокнистых или слоистых композиционных материалах), или присутствует в уменьшенной объемной доле (при сварке дисперсно-упрочненных материалов проволоками, содержащими дискретную армирующую фазу), или происходит нарушение непрерывности и направленности армирования (например, при диффузионной сварке волокнистых композиций поперек направления армирования). Следовательно, сварной или паяный шов является ослабленным участком конструкции из композиционного материала, что требует учета при конструировании и подготовке места соединения под сварку. В литературе имеются предложения по автономной сварке компонентов композиции для сохранения непрерывности армирования (например, сварка давлением вольфрамовых волокон в композиции вольфрам — медь [10]), однако автономная сварка встык волокнистых композиционных материалов требует специальной подготовки кромок, строгого соблюдения шага армирования и пригодна лишь для материалов, армированных металлическими волокнами. Другое предложение состоит в подготовке стыковых соединений с перекрытием волокон на длине больше критической, однако при этом возникают трудности с заполнением стыка матричным материалом и обеспечением прочной связи по границе волокно — матрица.

II. Влияние сварочного нагрева на развитие физико-химического взаимодействия в композиционном материале удобно рассмотреть на примере соединения, образующегося при проплавлении дугой волокнистого материала поперек направления армирования (рис. 38.2). Если металл матрицы не обладает полиморфизмом (например, Al, Mg, Cu, Ni и др.), то в соединении можно выделить 4 основные зоны: 1 — зона, нагреваемая до температуры возврата матрицы (по аналогии со сваркой однородных материалов назовем этот участок основным материалом); 2 — зона, ограниченная температурами возврата и рекристаллизации металла матрицы (зона возврата); 3 — зона,

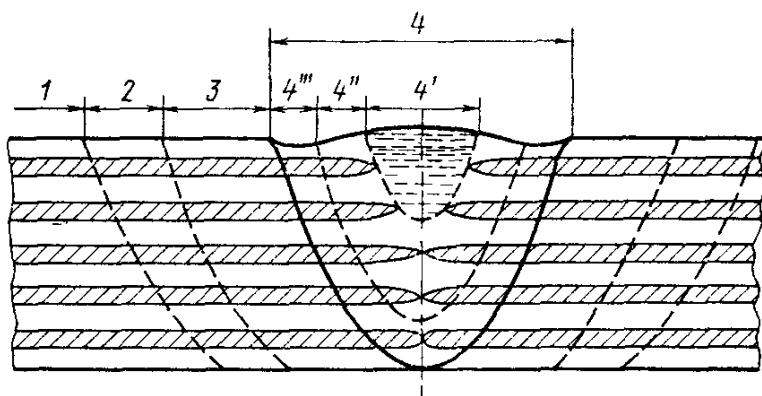


Рис. 38.2. Основные структурные зоны в сварном соединении волокнистого композиционного материала, выполненого сваркой плавлением

ограниченная температурами рекристаллизации и плавления матрицы (зона рекристаллизации); 4 — зона нагрева выше температуры плавления матрицы (назовем эту зону сварным швом). Если матрицей в композиционном материале являются сплавы Ti, Zr, Fe и других металлов, имеющих полиморфные превращения, то в зоне 3 появятся подзоны с полной или частичной фазовой перекристаллизацией матрицы, но для данного рассмотрения этот момент несуществен.

Изменения свойств композиционного материала начинаются в зоне 2. Здесь процессы возврата снимают деформационное упрочнение матрицы, достигнутое при твердофазном компактировании композиционного материала (в композициях, полученных жидкофазными методами, разупрочнение в этой зоне не наблюдается).

В зоне 3 происходит рекристаллизация и рост зерен металла матрицы. Вследствие диффузионной подвижности атомов матрицы становится возможным дальнейшее развитие межфазного взаимодействия, начало которому было положено в процессах производства композиционного материала, увеличивается толщина хрупких прослоек и ухудшаются свойства композиционного материала в целом. При сварке плавлением материа-

лов, полученных методами твердофазного компактирования порошков или препрегов с порошковой или напыленной матрицей, возможна пористость по границе сплавления и примыкающим к ней межфазным границам, ухудшающая не только прочностные свойства, но и герметичность сварного соединения.

В зоне 4 (сварном шве) можно выделить 3 участка:

— участок 4', примыкающий к оси шва, где из-за сильного перегрева под дугой металлического матричного расплава и наибольшей длительности пребывания металла в расплавленном состоянии происходит полное растворение армирующей фазы;

— участок 4'', характеризующийся более низкой температурой нагрева расплава и меньшей длительностью контактирования армирующей фазы с расплавом. Здесь эта фаза лишь частично растворяется в расплаве (например, уменьшается диаметр волокон, на их поверхности появляются раковины; нарушается однонаправленность армирования);

— участок 4''', где заметного изменения размеров армирующей фазы не происходит, но развивается интенсивное взаимодействие с расплавом, образуются прослойки или островки хрупких продуктов взаимодействия, снижается прочность армирующей фазы. В итоге зона 4 становится зоной максимального повреждения композиционного материала при сварке.

III. Из-за различий в тепловом расширении материала матрицы и армирующей фазы в сварных соединениях композиционных материалов возникают дополнительные термоупругие напряжения, вызывающие образование различных дефектов: растрескивание, разрушение хрупких армирующих фаз в наиболее нагретой зоне 4 соединения, расслоения по межфазным границам в зоне 3.

Для обеспечения высоких свойств сварных соединений композиционных материалов рекомендуется следующее.

Во-первых, из известных методов соединения следует отдать предпочтение методам сварки в твердой фазе, при которых вследствие меньшей подводимой энергии можно достичь минимальной дегградации свойств компонентов в зоне соединения.

Во-вторых, режимы сварки давлением должны быть выбраны так, чтобы исключить смещение или дробление армирующего компонента.

В-третьих, при сварке плавлением композиционных материалов следует выбирать способы и режимы, обеспечивающие минимальное тепловложение в зону соединения.

В-четвертых, сварку плавлением следует рекомендовать для соединения композиционных материалов с термодинамически совместимыми компонентами, такими, как медь — вольфрам, медь — молибден, серебро — вольфрам, или армированных термостойкими наполнителями, например волокнами карбида кремния, или наполнителями с барьерными покрытиями, напри-

мер волокнами бора с покрытиями карбида бора или карбида кремния.

В-пятых, электродный или присадочный материал или материал промежуточных прокладок для сварки плавлением или пайки должен содержать легирующие добавки, ограничивающие растворение армирующего компонента и образование хрупких продуктов межфазного взаимодействия в процессе сварки и при последующей эксплуатации сварных узлов.

38.5.1. Сварка композиционных материалов

Волокнистые и слоистые композиционные материалы чаще всего соединяют внахлестку. Отношение длины перекрытия к толщине материала обычно превышает 20. Такие соединения могут быть дополнительно усилены заклепочными или болтовыми соединениями. Наряду с нахлесточными соединениями возможно выполнение стыковых и угловых сварных соединений в направлении армирования и, реже, поперек направления армирования. В первом случае при правильном выборе способов и режимов сварки или пайки возможно достижение равнопрочности соединения; во втором случае прочность соединения обычно не превышает прочности матричного материала.

Композиционные материалы, армированные частицами, короткими волокнами, нитевидными кристаллами, сваривают с использованием тех же приемов, что и дисперсионно-твердеющие сплавы или порошковые материалы. Равнопрочность сварных соединений основному материалу в этом случае может быть достигнута при условии, если композиционный материал изготовлен методами жидкофазной технологии, армирован термостойкими наполнителями и при выборе соответствующих режимов сварки и сварочных материалов. В ряде случаев электродный или присадочный материал может быть аналогичен или близок по композиции основному материалу.

38.5.2. Дуговая сварка в среде защитных газов

Метод используют для сварки плавлением композиционных материалов с матрицей из химически активных металлов и сплавов (алюминия, магния, титана, никеля, хрома). Сварку осуществляют неплавящимся электродом в атмосфере аргона или смеси с гелием. Для регулирования теплового воздействия сварки на материалы целесообразно применение импульсной дуги, сжатой дуги или трехфазной дуги.

Для повышения прочности соединений рекомендуют выполнять швы композиционными электродами или присадочными проволоками с объемным содержанием армирующей фазы 15—20 %. В качестве армирующих фаз применяют короткие волокна бора, сапфира, нитрида или карбида кремния.

38.5.3. Электронно-лучевая сварка

Преимущества метода — в отсутствии окисления расплавленного металла и армирующего наполнителя, вакуумной дегазации металла в зоне сварки, высокой концентрации энергии в пучке, позволяющей получить соединения с минимальной шириной зоны плавления и околошовной зоны. Последнее преимущество особенно важно при выполнении соединений волокнистых композиционных материалов в направлении армирования. При специальной подготовке соединений возможна сварка с использованием присадочных проставок.

38.5.4. Контактная точечная сварка

Наличие армирующей фазы в композиционном материале снижает его тепло- и электропроводность по сравнению с материалом матрицы и препятствует формированию литого ядра. Удовлетворительные результаты получены при точечной сварке тонколистовых композиционных материалов с плакирующими слоями. При сварке листов различной толщины или композиционных листов с однородными металлическими листами для того, чтобы вывести ядро сварной точки в плоскость соприкосновения листов и сбалансировать разницу в электропроводности материала, подбирают электроды с разной проводимостью, с обжатием периферийной зоны, изменяют диаметр и радиус закругления электродов, толщину плакирующего слоя, применяют дополнительные прокладки [11].

Средняя прочность сварной точки при сварке одноосноармированных боралюминиевых пластин толщиной 0,5 мм (с объемной долей волокон 50 %) составляет 90 % от прочности боралюминия эквивалентного сечения. Прочность соединения листов боралюминия с перекрестным армированием выше, чем листов с одноосным армированием.

38.5.5. Диффузионная сварка

Процесс проводят при высоком давлении без использования припоя. Так, детали из боралюминия, подлежащие соединению, нагревают в герметичной реторте до температуры 480 °С при давлении до 20 МПа и выдерживают в этих условиях в течение 30—90 минут. Технологический процесс диффузионной точечной сварки сопротивлением боралюминия с титаном почти не отличается от точечной сварки плавлением. Разница в том, что режим сварки и форма электродов подобраны так, чтобы температура нагрева алюминиевой матрицы была близка к температуре плавления, но ниже ее. В результате в месте контакта образуется диффузионная зона толщиной от 0,13 до 0,25 мкм.

Образцы, сваренные внахлестку диффузионной точечной сваркой, при испытании на растяжение в интервале температур 20—120 °С разрушаются по основному материалу с вырывом вдоль волокон. При температуре 315 °С образцы разрушаются сдвигом по месту соединения.

38.5.6. Клинопрессовая сварка

Для соединения законцовок из обычных конструкционных сплавов с трубами или корпусами из композиционных материалов разработан способ сварки разнородных металлов, резко различающихся по твердости, который можно назвать микроклинопрессовым. Давление впрессовывания получают за счет термических напряжений, возникающих при нагреве оправки и обоймы приспособления для термокомпрессионной сварки, выполненных из материалов с различными коэффициентами термического расширения (КТР). Элементы законцовки, на контактную поверхность которых нанесена клиновидная резьба, собирают с трубой из композиционного материала, а также с оправкой и обоймой. Собранный приспособление нагревают в защитной среде до температуры 0,7—0,9 от температуры плавления наиболее легкоплавкого металла. Оправка приспособления имеет больший КТР, чем обойма. В процессе нагрева расстояние между рабочими поверхностями оправки и обоймы сокращается, и выступы («клинья») резьбы на законцовке впрессовываются в лакировочные слои трубы. Прочность твердофазного соединения не ниже прочности матричного или лакировочного металла.

38.5.7. Сварка взрывом

Сварку взрывом применяют для соединения листов, профилей и труб из металлических композиционных материалов, армированных металлическими волокнами или слоями, имеющими достаточно высокие пластические свойства, чтобы избежать дробления армирующей фазы, а также для соединения композиционных материалов с законцовками из различных металлов и сплавов. Прочность соединений обычно равна или даже выше (за счет деформационного упрочнения) прочности наименее прочного матричного материала, применяемого в соединяемых деталях. Для повышения прочности соединений применяют промежуточные прокладки из других материалов.

В соединениях обычно отсутствуют поры или трещины. Оплавленные участки в переходной зоне, особенно при сварке взрывом разнородных металлов, представляют собой смеси фаз эвтектического типа.

38.6. Пайка композиционных материалов

Процессы пайки весьма перспективны для соединения композиционных материалов, поскольку могут осуществляться при температурах, не оказывающих влияния на армирующий наполнитель и не вызывающих развития межфазного взаимодействия.

Пайка выполняется обычными техническими приемами, т. е. погружением в припой или в печи. Весьма важен вопрос о качестве подготовки поверхности под пайку. Соединения, выполненные твердыми припоями с применением флюсов, подвержены коррозии, поэтому флюс должен быть полностью удален из зоны соединения.

Пайка твердыми и мягкими припоями

Разработано несколько вариантов пайки боралюминия. Опробованы припои для низкотемпературной пайки [12]. Припои состава 55 % Cd—45 % Ag, 95 % Cd—5 % Ag, 82,5 % Cd—17,5 % Zn рекомендуются для деталей, работающих при температурах не выше 90 °С; припой состава 95 % Zn—5 % Al— для рабочих температур до 315 °С. Для улучшения смачивания и растекания припоя на соединяемые поверхности наносят слой никеля толщиной 50 мкм. Высокотемпературную пайку производят с использованием эвтектических припоев системы алюминий—кремний при температурах порядка 575—615 °С. Время пайки должно быть сведено к минимуму из-за опасности деградации прочности борных волокон.

Основные трудности при пайке углеалюминиевых композиций как между собой, так и с алюминиевыми сплавами связаны с плохой смачиваемостью углеалюминия припоями. Лучшими припоями являются сплав 718 (Al—12 % Si) или чередующиеся слои фольги из сплава 6061. Пайку производят в печи в атмосфере аргона при температуре 590 °С в течение 5—10 мин. Для соединения боралюминия и углеалюминия с титаном могут быть применены припой системы алюминий—кремний—магний. Для повышения прочности соединения рекомендуют на поверхность титана наносить слой никеля.

Эвтектическая диффузионная пайка. Метод состоит в нанесении на поверхность свариваемых деталей тонкого слоя второго металла, образующего эвтектику с металлом матрицы. Для матриц из сплавов алюминия используют слои из Ag, Cu, Mg, Ge, Zn, температура эвтектики которых с алюминием соответственно 566, 547, 438, 424 и 382 °С. В результате диффузионного процесса концентрация второго элемента в зоне контакта постепенно снижается, и температура плавления соединения повышается, приближаясь к температуре плавления матрицы. Таким образом, паяные соединения могут работать при температурах, превышающих температуру пайки.

При диффузионной пайке боралюминия поверхности соединяемых деталей покрывают серебром и медью, затем сжимают и выдерживают под давлением до 7 МПа при температуре 510—565 °С в стальной реторте в вакууме или инертной атмосфере.

Глава 39. ПОРИСТЫЕ МАТЕРИАЛЫ НА МЕТАЛЛИЧЕСКОЙ ОСНОВЕ (Третьяков А. Ф.)

39.1. Классификация пористых материалов

Пористые материалы (ПМ) на металлической основе применяются в качестве фильтроэлементов, смесителей, газовых линз, глушителей шума и др. ПМ классифицируются по назначению, химическому составу и типу структурообразующих элементов и способу получения. Для изготовления сварных конструкций, обладающих заданными гидравлическими, структурными и механическими свойствами, наиболее широкое применение нашли пористые порошковые (ППМ) и сетчатые материалы (ПСМ) на основе коррозионно-стойких сталей.

39.2. Пористые порошковые материалы

Технологические процессы получения ППМ предполагают, как правило, холодное прессование или прокатку порошка с последующим высокотемпературным спеканием в контролируемой газовой среде [1].

Свойства ППМ определяются химическим составом и размерами порошка, режимами спекания и величиной образующейся пористости. Промышленностью выпускаются проницаемые материалы на основе порошка Х18Н15 двух типов: ПНС и ФНС [1, 2], основные характеристики которых приведены в табл. 39.1.

ТАБЛИЦА 39.1

СОРТАМЕНТ И СВОЙСТВА ПОРИСТЫХ ЛЕНТ И ЛИСТОВ
ИЗ ПОРОШКА КОРРОЗИОННОСТОЙКОЙ СТАЛИ Х18Н15 [1, 2]*

Марка материала	Толщина, мм	Пористость	Номинальная толщина фильтрация, мкм	Коэффициент проницаемости $K_{\Pi} \cdot 10^{12}, \text{м}^2$	Временное сопротивление разрыву, МПа
ФНС-2,3	0,1—0,15	0,25—0,45	2,0—3,0	0,1—0,18	50—100
ФНС-5	0,14—0,20	0,32—0,37	5,0		
ФНС-10	0,18—0,25	0,25—0,45	10—14		
ПНС-5	0,5—3,0	0,3—0,45	4,0—6,0	0,4—0,55	25—35
ПНС-6	0,5—3,0	0,3—0,45	6,0—8,0		
ПНС-8	0,5—5,0	0,3—0,45	8,0—10,8		
ПНС-10	0,5—5,0	0,3—0,45	10,0—15,0		

* Относительное удлинение при растяжении не превышает 0,015

39.2.1. Проблемы свариваемости ППМ

Для изготовления сварных конструкций из ППМ используют шовную контактную сварку, электронно-лучевую, лазерную, аргоно-дуговую и диффузионную. Эффективное использование шовной контактной сварки высокопористых ППМ из коррозионностойких сталей X18H15 и X18H9 снижается из-за высокой склонности этих материалов к образованию в шве сквозных поперечных трещин [3,4]. Причинами трещин являются низкая прочность и малая деформационная способность высокопористых сталей из нержавеющей порошков, высокий коэффициент термического расширения и наличие на поверхности частиц стойких и прочных оксидов с большим содержанием хрома.

С увеличением пористости и размера частиц порошка механические свойства ППМ понижаются, а диапазоны режимов сварки, характеризующиеся трещинообразованием, расширяются. Уровень свойств, обеспечивающих стойкость нахлесточных соединений против трещинообразования, может быть гарантирован при создании в шве непрерывной литой структуры. В конструкциях, допускающих использование шовно-точечных соединений, повышение технологической прочности целесообразно осуществлять снижением остаточных напряжений путем обеспечения расстояния между точками равным 5—6 мм [4].

При сварке плавлением ППМ, вследствие наличия в них закрытых пор, основным дефектом являются сквозные свищи в шве, образующиеся в результате выброса металла в процессе расплавления кромок.

39.2.2. Способы сварки и пайки ППМ

Шовная контактная сварка. Нахлесточные соединения листовых пористых элементов осуществляют шовной контактной сваркой на стандартном оборудовании. Режимы сварки приведены в табл. 39.2. Для получения стыковых соединений разработан метод контактной шовной сварки с раздавливанием кромок, при котором наблюдается значительная деформация частиц [3]. Она вызывает более интенсивное, чем у нахлесточных соединений, разрушение оксидных пленок на поверхности частиц порошка и способствует расширению области режимов без образования трещин. Увеличение дисперсности порошка и пористости основного материала облегчает формирование соединения при сварке с раздавливанием кромок. В то же время качество соединений исследуемых материалов в первую очередь зависит от величины сварочной нахлестки, которая при толщине $h_n > 1$ мм не должна превышать $1,5 h_n$, а с уменьшением толщины может быть увеличена до $(2—3) h_n$. Режимы сварки приведены в табл. 39.3.

ТАБЛИЦА 39.2

РЕЖИМЫ ШОВНОЙ КОНТАКТНОЙ СВАРКИ
НАХЛЕСТОЧНЫХ СОЕДИНЕНИЙ [3]

Марка материала	Толщина, мм	Пористость	Ширина контактной поверхности роликов, мм		Усилие сварки, кН	Ток сварки, кА	Время, с		Скорость сварки, м/мин
			верхний	нижний			импульс	пауза	
X18H15	0,6	0,3—0,35	3	9	0,9—1,0	3,5—4,0	3	5	0,7—0,8
X18H15	1,6	0,3—0,35	3	9	1,4—1,6	7,0—7,5	3	5	0,7—0,8
X18H9	0,75	0,3—0,35	3	9	1,3—1,4	4,0—4,5	2	6	0,7—0,8

ТАБЛИЦА 39.3

РЕЖИМЫ ШОВНОЙ КОНТАКТНОЙ СВАРКИ
С РАЗДАВЛИВАНИЕМ КРОМОК [3]

Марка материала	Толщина, мм	Пористость	Ширина контактной поверхности роликов, мм	Усилие сварки, кН	Ток сварки, кН	Время, с		Скорость сварки, м/мин	Величина нахлеста, мм
						импульс	пауза		
X18H15	0,6	0,3—0,35	9	1,6—1,7	2,0—2,5	2	4	0,7—0,8	0,6—0,9
X18H9	0,75	0,3—0,35	9	1,9—2,0	3,5—4,0	2	4	0,7—0,8	0,7—1,1

ТАБЛИЦА 39.4

РЕЖИМЫ АВТОМАТИЧЕСКОЙ АРГОНОДУГОВОЙ СВАРКИ
ПОРИСТОЙ СТАЛИ 14X17H2

Толщина, мм	Пористость	Ток сварки, А	Напряжение, В	Скорость сварки, м/мин
5	0,30	70—80	8—9	0,3—0,37
5	0,46	80—100	10	0,3

Диффузионная сварка. Для торцевого соединения отдельных пористых цилиндров в длиномерный фильтрующий элемент используют ДС в вакууме. Такие фильтроэлементы не имеют заметного шва, уменьшающего площадь фильтрации.

Сварка плавлением. Аргонодуговую сварку ППМ с пористостью 0,4—0,6 необходимо осуществлять с присадочной проволокой Св-06X19H9Т. Режимы аргонодуговой сварки приведены в табл. 39.4.

Лазерная сварка и ЭЛС пористых элементов, осуществляемая с использованием стандартного оборудования, позволяют получать соединения равнопрочные основному пористому материалу с минимальной шириной шва.

39.3. Пористые сетчатые материалы

ПСМ производят на основе трикотажных (вязаных) и тканых сеток [1]. Для изготовления сварных конструкций применяют листовые ПСМ из стали 12Х18Н10Т, получаемые сваркой прокаткой брикета фильтровых сеток и сеток с квадратными ячейками [5]. Свойства ПСМ на основе тканых сеток из стали 12Х18Н10Т приведены в табл. 39.5.

39.3.1. Проблемы свариваемости ПСМ

Отличием ПСМ от ППМ является их значительная анизотропия свойств, поэтому помимо пористости и свойств структурообразующих элементов (проволок) существенное влияние на условия формирования сварных соединений оказывает соотношение коэффициентов эффективной теплопроводности по толщине (λ_h) и в направлении перпендикулярном движению источника (λ_w). С уменьшением пористости и увеличением соотношения λ_h/λ_w качество сварных соединений возрастает.

При сварке плавлением высокопористых ПСМ ($P > 0,3$), для которых характерна низкая теплопроводность по толщине, в зависимости от величины λ_w возможно образование прожогов и подрезов в зоне сплавления. Относительная прочность сварных соединений, полученных сваркой плавлением, уменьшается с увеличением пористости основного металла. Повышение качества соединений может быть достигнуто предварительным холодным обжатием кромок либо электрогальваническим нанесением покрытия в результате уменьшения их пористости и увеличения теплопроводности по толщине.

39.3.2. Способы сварки ПСМ

Аргонодуговая сварка. Автоматическая сварка стыковых соединений со скоростью более 30 м/ч требует осуществления процесса на больших токах, что для заготовок с $P > 0,3$ приводит к образованию подрезов в зоне сплавления, а при $v_{св} < 10$ м/ч возрастает ширина шва. Скорость сварки следует устанавливать в интервале от 10 до 30 м/ч, причем с увеличением пористости основного материала значение $v_{св}$ следует уменьшать. Сварку заготовок с $P > 0,15$ целесообразно выполнять с присадочной проволокой аналогичного химического состава [6]. Режимы ручной и автоматической аргонодуговой сварки приведены в табл. 39.6, 39.7.

СВОЙСТВА ПСМ НА ОСНОВЕ ТКАНЫХ ФИЛЬТРОВЫХ СЕТОК
 ИЗ СТАЛИ 12Х18Н10Т, ИЗГОТОВЛЕННЫХ СВАРКОЙ
 ПРОКАТКОЙ В ВАКУУМЕ [1]

Толщина, мм	Пористость	Номиналь- ная тонкость фильтрава- ния, мкм	Коэффициент проницае- мости $K_{\Pi} \cdot 10^{12}, \text{м}^2$	Временное сопротивле- ние разрыву, МПа	Относитель- ное удлине- ние при разрыве
<i>Фильтровые. Номер С685</i>					
1,1	0,36	10	1,35	200	0,16
1,0	0,29	10	0,25	210	0,13
0,84	0,11	5	0,03	310	0,04
<i>То же, номер С450</i>					
1,7	0,32	—	4,0	205	0,15
1,43	0,21	—	0,6	230	0,08
1,31	0,13	—	0,14	300	0,04
<i>То же, номер С120</i>					
1,9	0,33	60	55,4	200	0,15
1,6	0,18	25	4,1	250	0,07
1,4	0,11	15	0,32	310	0,04
<i>То же, номер П80</i>					
3,7	0,49	80	—	120	0,20
3,0	0,38	—	69	170	0,17
<i>Плетеные с квадратными ячейками, номер 004</i>					
0,18	0,40	20	37	200	0,18
0,14	0,23	29	0,2	250	0,08
0,17	0,17	10	—	310	0,07
<i>То же, номер 0071</i>					
0,38	0,43	40	33	190	0,18
0,3	0,36	35	12	210	0,16
0,3	0,25	30	3,4	250	0,09

Электронно-лучевая сварка. ЭЛС заготовок из ПСМ может осуществляться на стандартном оборудовании. Увеличение качества сварных соединений с $\Pi > 0,25$ достигается в результате расфокусирования луча и уменьшения скорости сварки. Ширина получаемых швов на образцах толщиной 2,8—3,8 мм составляет 2,5—3 мм [7]. Исследование влияния термического цикла сварки на изменение гидравлических и структурных характеристик показало, что снижение проницаемости сварных соединений пропорционально площади шва, а увеличения размера пор в зоне сплавления не происходит.

Диффузионная сварка. ДС пористых элементов осуществляется на тех же режимах, что и компактных материалов аналогичного химического состава. Величина давления при сварке выбирается из условия обеспечения требуемого обжатия заготовок в местах их соединения.

ТАБЛИЦА 39.6

РЕЖИМЫ АВТОМАТИЧЕСКОЙ АРГОНОДУГОВОЙ СВАРКИ СТЫКОВЫХ СОЕДИНЕНИЙ ИЗ ПСМ — 12Х18Н10Т [6]*

Толщина, мм	Пористость	Диаметр присадочной проволоки, мм	Диаметр вольфрамового электрода, мм	Ток сварки, А	Скорость сварки, м/ч	Скорость подачи проволоки, м/ч	Расход аргона, л/мин		Примечание
							для защиты дуги	для защиты обратной стороны	
1	0,10	Без присадки	2	60—80	20—25	—	6—8	2—3	Сварка с одной стороны
2	0,10	То же	2	100—120	20—25	—	6—8	2—3	То же
3	0,50	3	2	80—90	17—20	8—10	12—14	3—4	»
3	0,38	3	2	90—100	20—25	6—8	10—12	2—3	»
3	0,28	2	2	110—130	18—20	6—8	10—12	2—3	»
3	0,20	2	2	130—150	18—20	3—4	8—10	2—3	»
3	0,10	Без присадки	3	120—140	20—25	—	6—8	2—3	»
3	0,05	То же	3	160—190	18—20	—	6—8	2—3	»
5	0,15	»	3	160—180	18—20	—	8—10	2—3	Сварка с двух сторон
5	0,05	»	3	180—200	18—20	—	8—10	2—3	»

* Напряжение дуги 10—12 В.

ТАБЛИЦА 39.7

РЕЖИМЫ РУЧНОЙ АРГОНОДУГОВОЙ СВАРКИ СТЫКОВЫХ СОЕДИНЕНИЙ ИЗ ПСМ — 12Х18Н10Т [6]*

Толщина, мм	Пористость	Диаметр присадочной проволоки, мм	Ток сварки, А	Расход аргона, л/мин		Примечание
				для защиты дуги	для защиты обратной стороны шва	
2	0,10	Без присадки	70—90	3—4	2—3	Сварка с одной стороны
3	0,30	2	50—60	6—8	2—3	То же
3	0,40	2	40—50	6—8	2—3	»
5	0,30	2	50—60	6—8	2—3	Сварка с двух сторон
5	0,15	Без присадки	70—90	6—8	2—3	То же

* Диаметр вольфрамового электрода 2 мм, напряжение дуги 10—12 В.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

Глава 1

1. Теория сварочных процессов/Под ред. проф. В. В. Фролова. М.: Высшая школа. 1988.—559 с.

Глава 2

1. Рыкалин Н. Н. Источники энергии для сварки//Сварочное производство. 1974. № 11. С. 52—57.
2. Рыкалин Н. Н. Расчеты тепловых процессов при сварке.—М.: Машгиз, 1951.— 296 с.
3. Теория сварочных процессов/Под ред. В. В. Фролова. М.: Высшая школа, 1988.— 559 с.
4. Сварка в машиностроении: Справочник в 4-х томах/Под ред. Н. А. Ольшанского. Т. 1 — М.: Машиностроение, 1978.— 501 с.

Глава 3

1. Ерохин А. А. Основы сварки плавлением.—М.: Машиностроение, 1973.— 448 с.
2. Конищев Б. П. Восстановление титана из шлака при сварке под флюсом// Сварочное производство. 1971. № 12. С. 21—23.
3. Сварка в машиностроении. Справочник в 4-х томах/Под редакцией Н. А. Ольшанского. Т. 1.— М.: Машиностроение, 1978.— 504 с.
4. Походня И. К. Газы в сварных швах.— М.: Машиностроение, 1972.— 256 с.
5. Подгаецкий В. В., Люборец И. И. Сварочные флюсы.— Киев: Техника, 1984.— 166 с.
6. Потапов Н. Н. Окисление металлов при сварке плавлением М.: Машиностроение, 1985.— 216 с.
7. Руге Ю. Техника сварки. Справочник в 2-х ч. Пер. с нем./Под ред. В. Н. Волченко.— М.: Металлургия, 1984.— 550 с.

Глава 4

1. Винокуров В. А., Григорьянц А. Г. Теория сварочных деформаций и напряжений.— М.: Машиностроение, 1984.— 280 с.
2. Махненко В. И. Расчетные методы исследования кинетики сварочных напряжений и деформаций.— Киев: Наукова думка, 1976.— 320 с.
3. Таблицы физических величин: Справочник/Под ред. И. К. Кикоина.— М.: Атомиздат, 1976.— 1008 с.
4. Зенкевич О. Метод конечных элементов в технике.— М.: Мир, 1975.— 275 с.
5. Сагалевич В. М. Методы устранения сварочных деформаций и напряжений.— М.: Машиностроение, 1974.— 248 с.
6. Винокуров В. А. Отпуск сварных конструкций для снижения напряжений.— М.: Машиностроение, 1973.— 213 с.

Глава 5

1. Прохоров Н. Н. Физические процессы в металлах при сварке в 2-х томах.— М.: Металлургия, 1968. Т. 1.— 695 с.
2. Шоршоров М. Х., Белов В. В. Фазовые превращения и изменения свойств стали при сварке.— М.: Наука, 1972.— 219 с.
3. Гривиняк И. Свариваемость сталей.— М.: Машиностроение, 1984.— 215 с.
4. Грабин В. Ф. Металловедение сварки плавлением.— Киев: Наукова думка, 1982.— 415 с.
5. Гольдштейн М. И., Грачев С. В., Векслер Ю. Г. Специальные стали.— М.: Металлургия, 1985.— 408 с.
6. Чернышова Т. А. Границы зерен в металле сварных соединений.— М.: Наука, 1986.— 126 с.

Глава 6

1. *Стеклов О. И.* Свариваемость металлов и сплавов. Итоги науки и техники «Сварка», т. 14, ВИНТИ, 1982, с. 3—69.
2. *Гривняк И.* Свариваемость сталей — М.: Машиностроение, 1984.— 248 с.
3. *Руге Ю.* Техника сварки: Справочник: Пер. с нем./Под ред. В. Н. Волченко — М.: Металлургия, 1984.— 550 с.
4. Справочник сварщика/Под ред. Степанова В. В.— М.: Машиностроение, 1982.— 560 с.
5. Сварка в машиностроении. Справочник в 4-х томах./Под ред. В. А. Винокурова. Т. 3.— М.: Машиностроение, 1979. Т. 3.— 567 с.
6. *Багдасаров Ю. С., Якушин Б. Ф., Сорокин Л. И.* Выбор критерия оценки сопротивляемости никелевых сплавов образованию трещины при термообработке после сварки//Сварочное производство, 1982, № 8, С. 11—14.
7. *Якушин Б. Ф., Волченко В. Н., Гаджиев Н. Г.* Вероятностные расчеты надежности сварных соединений по технологической прочности//Сварочное производство, 1982, № 12. С. 5—7.
8. *Макаров Э. Л.* Холодные трещины при сварке легированных сталей.— М.: Машиностроение, 1981.— 248 с.
9. *Грабин В. Ф.* Металловедение сварки плавлением.— Киев: Наукова думка, 1982.— 416 с.
10. *Земзин В. Н., Шрон Р. Э.* Термическая обработка и свойства сварных соединений.— Л.: Машиностроение, 1978.— 367 с.
11. *Макаров Э. Л., Вялков В. Г., Глазунов С. Н.* и др. Компьютерные программы для прогнозирования стойкости сварных соединений легированных сталей против образования холодных трещин//Известия вузов.— М.: Машиностроение, 1988. № 4. С. 118—122.
12. Теория сварочных процессов/Под ред. Фролова В. В.— М.: Высшая школа, 1988.— 559 с.
13. *Макаров Э. Л., Велков К., Христов С.* и др./Технологическая проба для испытаний на склонность стали к образованию холодных трещин при сварке/— Авторское свидетельство № 37958 от 29.04.84 НРБ.
14. *Vinokurov V. A., Radchenko L. I., Aladinsky V. V.* The fitness for purpose assesment of Welded joints with discontinuities on the basis of fracture mechanics criteria IIWX — 1184 — 88, 30 p.
15. *Макаров Э. Л., Казаков С. И.* Исследование стойкости сварных соединений против развития холодных трещин с использованием критериев механики разрушения//Сварочное производство, 1982. № 7. С. 6—8.
16. Определение характеристик трещиностойкости (вязкости разрушения) при циклическом нагружении. РД. 50—345—82.— М.: Издательство стандартов, 1983.— 95 с.

Глава 7

1. *Китаев А. М., Китаев А. Я.* Справочная книга сварщика.— М.: Машиностроение, 1985.— 256 с.
2. Электрошлаковая сварка и наплавка/Под ред. Б. Е. Патопа.— М.: Машиностроение, 1980.— 511 с.
3. *Хакимов А. Н.* Электрошлаковая сварка с регулированием термических циклов.— М.: Машиностроение. 1984.— 208 с.

Глава 8

1. *Макаров Э. Л.* Холодные трещины при сварке легированных сталей.— М.: Машиностроение, 1981.— 247 с.
2. *Kasugai T., Inagaki M.* Effect of Mo on transformation behavior of syntetic weld heat-affected zone of steel.— Transactions of National Research Institute for Metals. V. 23. N 2, 1981, p. 39—50.
3. *Ehrenberg H.* Gedanken zum Vorwärmen beim Schweißen von Stahl.— Schweisstechnik, 6, 1981, p. 97—100.
4. *Хакимов А. Н.* Электрошлаковая сварка с регулированием термических циклов.— М.: Машиностроение, 1984.— 208 с.

Глава 9

1. Новиков И. И. Теория термической обработки металлов. 4-е изд., перераб. и доп.— М.: Машиностроение, 1986.— 480 с.
2. Егорова С. В., Стеренбоген Ю. А., Юрчишин А. В. и др.//Возможность и перспективы использования межкритической нормализации для упрочнения низколегированных сталей и сварных конструкций.//Автоматическая сварка. 1983. № 12, С. 7—13.
3. Гривняк И. Свариваемость сталей.— М.: Машиностроение, 1984.— 215 с.
4. Башмаков В. Е. Свойства сварных соединений высокопрочной низколегированной стали 16Г2АФ.//Сварочное производство. 1983. № 4. С. 21—23.
5. Суцук-Слюсаренко И. И., Хрундже В. М. и др.//Автоматическая сварка. 1983. № 11. С. 58—59.

Глава 10

1. Грабин В. Ф., Денисенко А. В. Металловедение сварки низко- и среднелегированных сталей.— Киев: Наукова думка, 1978.— 276 с.
2. Патон Б. Е., Медовар Б. И., Тихонов В. А. и др. Электрошлаковый переплав высокопрочной стронтовой стали марки 12ГН2МФАЮ (BC-1) под флюсами, содержащими РЗМ.//Проблемы специальной электрометаллургии.— 1985. № 1. С. 5—7.
3. Макаров Э. Л. Холодные трещины при сварке легированных сталей. М.: Машиностроение, 1981.— 248 с.
4. Гривняк И. Свариваемость сталей.— М.: Машиностроение, 1984.— 216 с.
5. Мусяченко В. Ф., Миходуй Л. И., Жданов С. Л. и др. Структурные превращения стали 14ХГНМД при сварке и их влияние на свойства соединений.//Автомат. сварка. 1985. № 4. С. 10—14, 18.
6. Inagaki M., Ito Y., Komizo Y. Standard for Weldable for strength steel plates and weld cracking material parametr Pcm. Doc IIW—IX—1412—86. 20 p.
7. Ito Y., Nakanishi M., Komiro Y. Carbon equivalent and hardness for cracking tendency of C—Mn microalloy ed structural steels. Doc—IX—1349—85, 16 p.
8. Suzuki H., Okumura M., Namura M. Comparison between implant test and JIS—y (Tekken) test. Doc. IIW—IX—1312—84, 20 p.
9. Suzuki H. A New formula for Estimating HAZ Maximum hardness in welded steel. Trans of the Japan Welding Society, Vol. 16, N 2, 1985, p. 61—68
10. Мусяченко В. Ф., Миходуй Л. И. Дуговая сварка высокопрочных легированных сталей. М.: Машиностроение, 1987.— 80 с.
11. Походня И. К., Мусяченко В. Ф., Головкин В. Н. и др. Высокопроизводительная порошковая проволока ПП-АН57 для сварки в CO₂ высокопрочных сталей большой толщины. Информационное письмо ИЭС им. Е. О. Патона, № 49 (1512), 1985. 4 с.
12. Суцук-Слюсаренко И. И., Хрундже В. М., Волков В. В. и др. Электрошлаковая сварка напорных водоводов ГЭС из термически упрочненной стали 14Х2ГМР.//Автомат. сварка.— 1977, № 6. С. 68.

Глава 11

1. Хрипливый А. А., Гордонный В. Г., Стеренбоген Ю. А. и др. Исследование особенностей превращения аустенита в ЗТВ сварных соединений среднелегированных сталей методом производного термического анализа.//Автоматическая сварка. 1987. № 4.— С. 1—6.
2. Макара А. М., Мосендз Н. А. Сварка высокопрочных сталей.— Киев: Техніка, 1971.— 140 с.
3. Макаров Э. Л. Холодные трещины при сварке легированных сталей — М.: Машиностроение, 1981.— 248 с.
4. Макара А. М., Саржевский В. А., Протосей Н. Е., Денисенко А. В. Влияние высокотемпературной химической микронеоднородности околошовной зоны

- на свойства сварных соединений сталей 30ХГСНА и 40ХГСНЗМА//Автоматическая сварка. 1977. № 7. С. 11—14.
5. Макара А. М., Саржевский В. А. Влияние оплавления границ зерен в околошовной зоне на склонность сварных соединений среднелегированных сталей к хрупкому разрушению//Автоматическая сварка— 1974. № 3. С. 1—6.
 6. Макара А. М., Тринеев Г. А., Саржевский В. А., Протосей Н. Е. О влиянии мягкой прослойки на свойства сварных соединений высокопрочных сталей//Автоматическая сварка. 1970. № 4. С. 12—14.
 7. Савицкий М. М. Свариваемость высокопрочных сталей вольфрамовым электродом в аргоне//Информационные материалы СЭВ.— 1988. Выпуск I.— С. 3—10.
 8. Якушин Б. Ф., Парамонов Б. В., Соболев Я. А. Влияние присадки на повышение сопротивляемости образованию трещин типа «отрыв» в зоне перемешивания мартенситной стали с аустенитным швом//Сварочное производство, 1988. № 8. С. 12—14.

Глава 12

1. Козлов Р. А. Сварка теплоустойчивых сталей.— Л.: Машиностроение, 1986.— 160 с.
2. Земзин В. Н. Жаропрочность сварных соединений.— Л.: Машиностроение, 1972.— 271 с.
3. Мазель Р. Е., Лаппа В. А., Талышева И. И. Надежность сварных соединений паропроводов энергоблоков в процессе длительной эксплуатации./Сварочное производство, 1980. № 2, С. 21—24.
4. Баженов В. В. Сварка теплоустойчивых сталей: Справочник.— М.: Машиностроение, 1978. Т. 2: Сварка в машиностроении. 158 с.
5. Русинова И. Н., Баженов В. В. Электродуговая сварка труб большого диаметра из теплоустойчивых хромомолибденованадиевых сталей./Сварочное производство, 1978. № 3. С. 13—15.

Глава 16

1. Ланская К. А. Жаропрочные стали.— М.: Металлургия, 1969.— 247 с.
2. Каховский Н. И. Сварка высоколегированных сталей — Киев: Техніка, 1975. гл. 18, № 5.— 200 с.
3. Земзин В. Н., Шрон Р. З. Термическая обработка и свойства сварных соединений.— Л.: Машиностроение, 1978.— 367 с.
4. Якушин Б. Ф., Мисюров А. И. Технологическая прочность многослойных швов со стабильно-аустенитной структурой//Автоматическая сварка. 1983, № 6. С. 22—26.
5. Полетаев Ю. В., Пеньков В. Б., Тарновский С. И. и др. Склонность аустенитных сталей к образованию горячих трещин при сварке и локальных разрушений при малоциклового ползучести//Автоматическая сварка. 1989. № 2.
6. Крылов Е. А., Зинковский В. И. Сварка аустенитных сталей, облученных нейтронами в атомном реакторе//Сварочное производство. 1985. № 5. С. 12—13.

Глава 17

1. Ульянин Е. А. Коррозионноустойчивые стали и сплавы. Справочник.— М.: Металлургия, 1980.— 208 с.
2. Медовар Б. И. Сварка хромоникелевых аустенитных сталей.— М.: Машиностроение, 1958.— 280 с.
3. Шоршоров М. Х., Ерохин А. А., Чернышева Т. А. Горячие трещины при сварке жаропрочных сплавов.— М.: Машиностроение, 1973.— 223 с.
4. Медовар Б. И. Сварка жаропрочных аустенитных сталей.— М.: Машиностроение, 1966.— 430 с.
5. Каховский Н. И. Сварка высоколегированных сталей — Киев: Техніка, 1975.— 376 с.

6. *Каховский Н. И., Липодаев В. Н., Фадеева Г. В.* Дуговая сварка стабильноаустенитных сталей и сплавов//Автоматическая сварка.—1980. № 5. С. 47—50.

Глава 18

1. *Бабаков А. А., Приданцев М. В.* Коррозионностойкие стали и сплавы. М.: Металлургия, 1971. с. 318.
2. *Erich Folkhard.* Metallurgie der Schweißung nichtrostender Stähle Springer — Verlag Wein New York, 1984. S. 8.
3. *Ющенко К. А., Авдеева А. К.* Повышение пластичности сварных соединений двухфазных сталей типа 0X21H5T (ЭП53)//Автоматическая сварка. 1982. № 4. С. 45.
4. *Ющенко К. А.* Некоторые особенности сварки коррозионностойких ферритно-аустенитных сталей//Автореферат диссертации... канд. техн. наук,— Киев, 1965 — с. 15.
5. *Каховский Н. И.* Сварка нержавеющей сталей.— Киев. Техніка, 1975.— 376 с.

Глава 19

1. *Потак Я. М.* Высокопрочные стали — М.: Металлургия. 1972.— 208 с.
2. *Тавер Е. И., Козловская В. И., Транцевич Я. В.* и др. Структурные превращения при сварке стали X16H6 и методы получения ее сварных соединений//Автоматическая сварка. 1976. № 3. С. 6—10.
3. *Ющенко К. А., Пустовит А. И., Ильичев В. Я.* и др. Исследование свойств и структуры сварных соединений стали X16H6 при низких температурах//Автоматическая сварка. 1975. № 1. С. 7—11.

Глава 20

1. Высоколегированные стали/Пер. с англ. под ред. А. Г. Рахштадта.— М.: Металлургия, 1969.— 437 с.
2. *Лазько В. Е., Жмурина Ю. А., Ковальчук В. Г.* и др. Влияние фазового состава на механические свойства сварных соединений стали 03X12H5K13M6Л//Сварочное производство. 1980. № 6. С. 27—30.
3. *Усынин В. Ф., Толстых Л. К., Арнаутов Б. В.* Наплавка мартенситно-стабилизирующего сплава системы Fe—Ni—Co—Mo в углекислом газе//Сварочное производство. 1979. № 7. С. 16.
4. *Породин А. М., Шмырева Л. М.* Современные износостойкие наплавочные материалы//Технология, организация и экономика машиностроительного производства. 1982. № 7. С. 5.

Глава 21

1. *Химушин Ф. Ф.* Жаропрочные стали и сплавы.— М.: Металлургия, 1969.— 752 с.
2. *Зимина Л. Н.* Свариваемые жаропрочные никелевые сплавы и принципы их легирования//МИТОМ. 1977. № 11. С. 19—22.
3. *Голиков И. Н., Масленков С. Б.* Деидритная ликвация в сталях и сплавах.— М.: Металлургиздат. 1977.— 224 с.
4. *Квасницкий В. Ф.* Сварка и пайка жаропрочных сплавов в судостроении.— Л.: Судостроение, 1986.— 224 с.
5. *Земзин В. Н., Шрон Р. З.* Термическая обработка и свойства сварных соединений.— М.: Машиностроение, 1978.— 367 с.
6. *Ющенко К. А., Бельчук М. В., Маркашова Л. И.* и др. Тонкая структура ЗТВ сварных соединений жаропрочного никелевого сплава типа хастеллой//Автоматическая сварка. 1989. № 2. С. 8—11.
7. *Феклистов С. И., Тарновский А. И., Сюткин Ю. А., Рунов А. Н.* Склонность сплавов типа X20H45 к образованию горячих трещин//Автоматическая сварка. 1984. № 8. С. 39—43.

8. Багдасаров Ю. С., Сорокин Л. И., Якушин Б. Ф. Влияние технологических приемов на стойкость сварных соединений никелевых сплавов против образования трещин при термической обработке//Сварочное производство. 1983. № 4. С. 23—26.

Глава 22

1. Стеренбоген Ю. А., Хорунов В. Ф., Грецкий Ю. Я. Сварка и наплавка чугуна.— Киев: Наукова думка, 1966.—216 с.
2. Иванов Б. Г., Журавицкий Ю. И., Левченков В. И. Сварка и резка чугуна.— М.: Машиностроение, 1977.— 208 с.
3. Сварка в машиностроении: Справочник в 4-х т./Под ред. Г. А. Николаева и др. М.: Машиностроение, 1978. Т. 2.— 391 с.
4. Справочник по чугунному литью/Под ред. Н. Г. Гиршовича.— Л.: Машиностроение, 1978.— 758 с.
5. Руге Ю. Техника сварки: Справочник в 2-х ч. Пер. с нем.— М.: Металлургия, 1984.— 550 с.
6. Cottrell C. L. M. Welding Cast Iron.— The Welding Institute, Abington (England) — 1985.— 22 p. (англ.).
7. Металлография сварных соединений чугуна/Под ред. Грецкого Ю. Я.— Киев: Наукова думка, 1987.— 192 с.

Глава 23

1. Справочник по чугунному литью/Под ред. Н. Г. Гиршовича.— Л.: Машиностроение, 1978.— 758 с.
2. Иванов Б. Г., Журавицкий Ю. И., Левченков В. И. Сварка и резка чугуна.— М.: Машиностроение, 1977.— 208 с.
3. Сварка в машиностроении: Справочник в 4-х т./Под ред. Г. А. Николаева. М.: Машиностроение, 1978. Т. 2.— 391 с.
4. Металлография сварных соединений чугуна/Под ред. Грецкого Ю. Я.— Киев: Наукова думка, 1987.— 192 с.
5. Cottrell C. L. M. Welding Cast Iron.— The Welding Institute, Abington (England).— 1985.— 22 p. (англ.).
6. Метлицкий В. А., Пацкевич И. Р., Цишевский Г. М. Особенности сварки аустенитного марганцовистого чугуна порошковой проволокой//Автоматическая сварка. 1984. № 10. С. 45—47.

Глава 24

1. Кишкина С. И. Сопротивление разрушению алюминиевых сплавов.— М.: Металлургия, 1981.— 280 с.
2. Лашко Н. Ф., Лашко-Аваян С. В. Свариваемые легкие сплавы.— Л.: Судпром, 1966.— 440 с.
3. Макаров В. И., Скачков Ю. Н. Сварка магниевых сплавов.— М.: Машиностроение, 1972.— 120 с.
4. Николаев Г. А., Фридляндер И. Н., Арбузов Ю. П. Свариваемые алюминиевые сплавы.— М.: Металлургия, 1990.— 296 с.
5. Николаев Г. А., Куркин С. А., Винокуров В. А. Сварные конструкции. Прочность сварных соединений и деформации конструкций.— М.: Высшая школа, 1982.— 272 с.
6. Никифоров Г. Д. Металлургия сварки плавлением алюминиевых сплавов. М.: Машиностроение, 1972.— 262 с.
7. Прохоров Н. Н. Горячие трещины при сварке.— М.: Машгиз, 1954.— 220 с.
8. Рабкин Д. М. Металлургия сварки плавлением алюминия и его сплавов. Киев: Наукова думка, 1986.— 256 с.
9. Сагалевиц В. М., Савельев В. Ф. Стабильность сварных соединений и конструкций.— М.: Машиностроение, 1986.— 264 с.

10. Применение алюминиевых сплавов: Справочник 2-е изд., перераб. и доп./Под ред. Шалина Р. Е., Бобовникова П. Д. М.: Металлургия, 1985.— 344 с.
11. Руге Ю. Техника сварки. Справочник в 2-х ч. Пер. с нем./Под ред. Волченко В. Н.— М.: Металлургия, 1984.— 400 с.

Глава 25

1. Гуревич С. М. Справочник по сварке цветных металлов и сплавов.— Киев: Наукова думка. 1981.— 608 с.
2. Гуревич С. М. Металлургия и технология сварки титана и его сплавов. Руге Ю Киев: Наукова думка, 1979.
3. Глазунов С. Г., Важенин С. Ф., Зюков Г. Д. и др. Применение титана в народном хозяйстве. Киев: Техніка, 1975.
4. Лесовская В. С., Куликов Ф. Р., Равдоникас Н. Ю. и др. Влияние предварительного отжига на структуру и свойства сварных соединений сплава ВТ23 в термоупрочненном состоянии//Сварочное производство 1985. № 4. С. 25—27.
5. Гуревич С. М., Замков В. Н., Кушниренко Н. А. и др. Повышение прочности сварных соединений из двухфазных титановых сплавов. Автоматическая сварка. 1979. № 6.

Глава 26

1. Бериллий — наука и технология/Под редакцией Д. Вебстера и др.— М.: Металлургия, 1984.
2. Яценко К. П., Некрасова Г. А. и др. Сплавы системы алюминий — бериллий//МнТОМ. 1970. № 7.
3. Комаров М. А., Гитарский Л. С., Лобжанидзе А. В., Сметанников В. В. Свойства сварных соединений алюминиево-бериллиевого сплава//Сварочное производство. 1971. № 9.
4. Комаров М. А. Специфика структурных превращений в зоне сплавления сварных соединений алюминиево-бериллиевых сплавов.//Автоматическая сварка 1985. № 10.
5. Комаров М. А., Шиганов И. Н. О свариваемости сплавов системы алюминий—бериллий—магний электронным лучом//Сварочное производство. 1979. № 7.

Главы 27—30

1. Материалы в приборостроении и автоматике./Ред. Петин Ю. М. М.: Машиностроение. 1982.— 528 с.
2. Илюшенко В. М. Свариваемость технических марок меди./Прогрессивные методы сварки и наплавки тяжелых цветных металлов и сплавов— Киев.: ИЭС, 1982. С. 5—12.
3. Гуревич С. М. Справочник по сварке цветных металлов.— Киев.: Наукова думка. 1981—607 с.
4. Фролов В. В., Ермолаев В. И. С неравномерном распределении водорода в меди при сварке//Сварочное производство. 1975. № 12, С. 12—13.
5. Сварка в машиностроении./Ред. Акулов А. И.— М.: Машиностроение. 1978. Т. 2.— 462 с.
6. Васильченко В. В., Илюшенко В. М., Седов В. Е., Маряхина Т. В. Влияние степени окисления поверхности свариваемых кромок на пористость швов при аргоно-дуговой сварке меди//Автоматическая сварка. 1987. № 11. С. 27—30.
7. Фролов В. В., Ермолаев В. И., Флоринская Т. Я. Сегрегация водорода в зоне термического влияния при сварке плавлением медных, алюминиевых и титановых сплавов//Сварочное производство. 1977. № 12. С. 1—4.
8. Смирягин А. П., Смирягина Н. А., Белова А. В. Промышленные цветные металлы и сплавы. М.: Металлургия, 1974.— 488 с.

9. А. с. № 419336 (СССР). Способ дуговой сварки свинца./В. А. Тесленко, Ф. В. Ястребов, Н. А. Барановская и др.— Опубликовано в Б. И., 1974, № 10.
10. Bagshaw N. E., Evans J. A Cold welding of dispersion strengthened lead.— Metallurgia, 1977, 76, N 458, p. 229—232.

Глава 31

1. Гуревич С. М. Справочник по сварке цветных металлов.— Киев: Наукова думка, 1981.— 608 с.
2. Металлургия и технология сварки тугоплавких металлов и сплавов на их основе/С. М. Гуревич, М. М. Нероденко, Г. К. Харченко и др.— Киев: Наукова думка, 1982.— 303 с.
3. Стеклов О. И. Сварка тугоплавких металлов и их сплавов.— В кн.: Сварка в машиностроении: Справочник в 2-х т./Под ред. А. И. Акулова.— М.: Машиностроение, 1978, Т. 2.— 331 с.
4. Высокотемпературная работоспособность тугоплавких металлов и сплавов в агрессивных средах/Г. Г. Максимович, В. Ф. Шатинский, Е. М. Мотый и др.— Киев: Наукова думка, 1982.— 224 с.
5. Сплавы молибдена/Н. Н. Моргунова, Б. А. Клыпин, В. А. Бояршинов и др.— М.: Металлургия, 1975.— 392 с.
6. Большаков М. В. Взаимодействие тугоплавких металлов с газами при сварке давлением//Автоматическая сварка. 1976. № 7. С. 14—16.
7. Большаков М. В. Исследование адгезии металлов с ОЦК-решеткой в глубоком вакууме//Физико-химич. механика материалов. 1980. № 2. С. 94—97.
8. Большаков М. В., Моргунова Н. Н., Воронцова Т. В. Структура и свойства соединений молибденового сплава ЦМ6, выполненных сваркой трением//Автомат. сварка. 1975. № 1. С. 18—22.
9. Казаков Н. Ф. Диффузионная сварка в вакууме.— М.: Машиностроение, 1976.— 312 с.
10. Рыкалин Н. Н., Чернышова Т. А., Шоршоров М. Х. Свариваемость сплавов тугоплавких металлов и свойства жаропрочных металлических материалов.— М.: Наука, 1970. 107 с.

Глава 32

1. Герцфрид Э. И., Шрон Р. З., Корман А. И. и др. Длительная прочность разнородных сварных соединений//Сварочное производство. 1982. № 9. С. 4—6.
2. Голованенко С. А. Сварка прокаткой биметалла.— М.: Металлургия, 1977.— 160 с.
3. Закс И. А. Сварка разнородных сталей.— Л.: Машиностроение, 1973. 208 с.
4. Земзин В. Н. Сварные соединения разнородных сталей.— М.: Машиностроение, 1966.— 232 с.
5. Земзин В. Н., Бойкова К. И. Трещиностойкость сварных соединений разнородных сталей//Сварочное производство. 1982. № 5. С. 4—7.
6. Земзин В. Н. Жаропрочность сварных соединений.— М.: Машиностроение, 1972. с. 243—265.
7. Кудрявцев И. В., Наумченко Н. Е. Усталость сварных конструкций.— М.: Машиностроение. 1976.— 214 с.
8. Плакирование стали взрывом/Под ред. Гельмана А. С.— М.: Машиностроение, 1978.— 191 с.
9. Рябов В. Р., Рабкин Д. Н., Курочко Р. С. и др. Сварка разнородных металлов и сплавов.— М.: Машиностроение, 1984.— 123 с.
10. Стеклов О. И., Алексеев А. В., Александров О. А. Отслаивание наплавленного слоя коррозионностойкой стали сосудов высокого давления, работающих в водородосодержащих средах (обзор)//Сварочное производство. 1988. № 4. С. 10—13.

Глава 33

1. Сварка разнородных металлов и сплавов/В. Р. Рябов, Д. М. Рабкин и др.— М.: Машиностроение, 1984.— 239 с.
2. Рабкин Д. М., Рябов В. Р., Гуревич С. М. Сварка разнородных металлов.— Киев: Техніка, 1975.— 208 с.
3. Рябов В. Р. Сварка алюминия и его сплавов с другими металлами.— Киев: Наукова думка, 1983.— 262 с.
4. Кабатов И. Ю., Гириш В. И. Методы устранения межкристаллитного проникновения медных припоев в сталь в процессе пайки.— ВНИИТМР Минстаинкопром. Вып. 6, 1989, С. 2—4.
5. Диффузионная сварка материалов: Справочник/Под ред. Н. Ф. Казакова.— М.: Машиностроение, 1981.— 271 с.
6. Гуревич С. М. Справочник по сварке цветных металлов.— Киев: Наукова думка. 1981.— 608 с.
7. Конон Ю. Д., Первухин Л. Б., Чудновский А. Д. Сварка взрывом.— М.: Машиностроение. 1987.— 215 с.
8. Сварка трением: Справочник.— Л.: Машиностроение, 1987.— 235 с.
9. Голованенко С. А. Сварка прокаткой биметаллов.— М.: Metallургия. 1977.— 155 с.
10. Каракозов Э. С., Сапрыгин В. Д. Холодная сварка труб.— М.: Metallургия, 1978.— 176 с.
11. Соединения труб из разнородных металлов/С. Н. Киселев, Г. Н. Шевелев, В. В. Рошни и др.— М.: Машиностроение, 1981.— 170 с.

Глава 34

1. Наплавочные материалы стран — членов СЭВ, Киев—Москва, 1979 г.

Глава 35

1. Хасун А., Маригаки О. Наплавка и напыление.— М.: Машиностроение, 1985.— 102 с.

Глава 36

1. Бачин В. А. Диффузионная сварка стекла и керамики с металлами.— М.: Машиностроение, 1986.— 184 с.
2. Аппен А. А. Химия стекла.— М.: Химия, 1974.— 352 с.
3. Разбери Ф. Справочник по вакуумной технике и технологии.— М.: Энергия, 1981.— 456 с.
4. Стекло: Справочник/Под ред. Павлушкина.— М.: Стройиздат, 1973.— 487 с.
5. Волкова З. П., Хотин В. М. Материалы электровакуумного производства.— Л.: Энергия. 1980.— 216 с.
6. Каталог технических ситаллов.— М.: Изд-во литературы по строительству, 1969.— 30 с.
7. Метелкин И. И., Павлова М. А., Поздеева М. В. Сварка керамики с металлами.— М.: Metallургия, 1977.— 159 с.
8. Конюшков Г. В., Копылов Ю. Н. Диффузионная сварка в электронике.— М.: Энергия, 1974.— 168 с.

Глава 37

1. Сварка полимерных материалов: Справочник/Под общ. ред. К. И. Зайцева, Л. Н. Мацюк.— М.: Машиностроение, 1988.— 312 с.
2. Зайцев К. И. Сварка пластмасс при сооружении объектов нефтяной и газовой промышленности.— М.: Недра, 1984.— 224 с.

Глава 38

1. Портной К. И., Салибеков С. Е., Светлов И. Л. и др. Структура и свойства композиционных материалов.— М.: Машиностроение, 1979.— 255 с.
2. Фроммейер Г. Металлические композитные материалы.— В кн.: Фазовые превращения в металлах и сплавах и сплавы с особыми физическими свой-

- ствами/Под ред. Р. У. Кана и П. Хаазена.— М.: Metallurgiya, 1987. С. 550—574. (Физическое металловедение, т. 2).
3. Композиционные материалы: Справочник/Под ред. Карпинуса Д. М.— Киев: Наукова думка, 1985.— 592 с.
 4. Волокнистые композиционные материалы с металлической матрицей/Под ред. М. Х. Шоршорова.— М.: Машиностроение, 1981.— 272 с.
 5. Шоршоров М. Х., Чернышова Т. А., Савватеева С. М. и др. О применении технологических покрытий в композиции силумин — углеродное волокно, полученной жидкофазным методом//Физика и химия обработки материалов, 1980, № 4, С. 124—130.
 6. Fitzer E., Fritz W., Gadow R. Entwicklung von Siliciumcarbid.— Verbundwerkstoffen.— Chem.— Ing.— Tech, 1985, 57, N 9, S. 737—746.
 7. Магниево-алюминиевые сплавы: Справочник. ч. I. Металловедение магния и его сплавов. Области применения.— М.: Metallurgiya, 1978.— 232 с.
 8. Чернышова Т. А., Ребров А. В., Гевлия С. О. и др. Образование хрупких фаз на межфазной границе волокно бора и бора с барьерными покрытиями — расплав алюминия//Порошковая металлургия. 1986. № 6. С. 59—63.
 9. Чернышова Т. А., Кобелева Л. И., Арсентьев М. Н. Смачивание алюминиевыми расплавами углеродных деф с различной степенью графитации//Физика и химия обработки материалов, 1984. № 1. С. 117—120.
 10. Рябов В. Р., Вакуленко С. А. Сварка композиционных материалов на алюминиевой основе.— К.: Общество Знание УССР. 1967.— 16 с.
 11. Рязанцев В. И., Федосеев В. А., Ящина Н. В. Выбор режима контактной точечной сварки в зависимости от содержания нитей бора в композиционном материале//Сварочное производство. 1981. № 5. С. 17—18.
 12. Hersh M. S. Resistance diffusion bonding Boron/Aluminum Composite to Titanium.— Welding Journal, 1973, v. 53, N 8, p. 370—376.

Глава 39

1. Пористые проницаемые материалы: Справочник/Под ред. С. В. Белова.— М.: Metallurgiya. 1987.— 335 с.
2. Шмелев Л. С., Сорокин В. К., Гуреев Н. В. Производство пористых листов из металлических порошков//Сталь. 1983. № 5. С. 82—83.
3. Гуляев А. И., Поднозов В. Г., Пырялов А. А. Контактная сварка спеченных порошковых материалов//Порошковая металлургия. 1976. № 6. С. 98—102.
4. Поднозов В. Г. Трещинообразование при шовной сварке пористых спеченных материалов//Сварочное производство. 1979. № 3. С. 25—26.
5. Пористые сетчатые материалы/Ю. И. Синельников, А. Ф. Третьяков, Н. И. Матурин и др.— М.: Metallurgiya, 1983.— 64 с.
6. Третьяков А. Ф., Каран А. Б., Арбузов В. М. Сварка плавлением пористого сетчатого материала 12Х18Н10Т—ПСМ//Сварочное производство. 1980. № 8. С. 14—16.
7. Третьяков А. Ф., Троянов И. М., Арбузов В. М. Электроиницируемая сварка пористого сетчатого материала марки 12Х18Н10Т—ПСМ//Автоматическая сварка. 1980. № 3. С. 19—20.

ПРЕДМЕТНЫЙ УКАЗАТЕЛЬ

- Активация поверхностей** 19
Баланс энергии обобщенный 23, 25, 29
Ванна сварочная 47, 59, 61, 63
Взаимодействие наплавляемого металла с азотом 69, 70
 — — — с водородом 70, 71
 — — — с газами 67
 — — — со шлаками 72—74
Выделение фаз при распаде твердых растворов 109—111
Градиент температуры 32
Граница зерен, образование 113, 114
 — сплавления 95
Гука закон 86
Дефекты 479
 — в сварном соединении 338, 339, 431—433
 — наплавки 467, 468
Деформации 76, 77, 83—87, 93
 — продольные 77, 83—85
 — сварочные 433—435
Диффузия 18
Жаропрочность 271, 436—438
Зона сварки 19
 — сплавления 95, 96, 427, 431
 — термического влияния 95, 212, 213, 227, 228
Изотермическая поверхность 32
Источники теплоты быстро движущиеся 33
 — — мгновенные 33
 — — неподвижные 33
 — — непрерывно действующие 33
 — — нормальные 34, 47
 — — подвижные 33
 — — распределенные 34, 47
 — — сосредоточенные 34
Источник энергии внутренний 25, 31
Карбиды вольфрама плавные 466, 467
Керамика 477
Кинетика фазовых превращений 97
Классификация видов дуговой сварки 22, 23
 — методов сварки 21
 — процессов сварки 20, 21
Коррозионная стойкость 281, 282, 287, 288, 296, 352, 401, 402, 436—438
Коэффициент поверхностной теплоотдачи 36, 37, 45
 — полезного действия термический 25, 26, 46
 — — — эффективный 24, 26, 34, 54, 55
Кристаллизация первичная гетерогенная 97
 — — гомогенная 97
 — сварных швов 100—104
 — сплавов 100—105
 — чистых металлов 97—99
Материалы для напыления 468—475
 — композиционные 491—512
 — — с металлической матрицей 491—507
 — наплавочные 459—468
 — высокомарганцовистые аустенитные 460
 — высокохромистые 460
 — — коррозионностойкие 460, 461
 — — мартенситные 459
 — — перлитные 459
 — неметаллические 475—491
 — пористые на металлической основе 507, 512
 — — порошковые 507
 — — сварочные 195, 251, 252, 259, 268, 270, 279, 311, 314
 — — сетчатые 510—512
 — разнородные металлические 422, 442
Металл основной 95, 96
 — шва и зоны термического влияния 305—307
Металлизация электродуговая 470
Металлы и сплавы для сварки со стеклом, ситаллом и керамикой 478
 — — легкие цветные 331—367
 — — разнородные 442—444
 — — тяжелые цветные 368—397
Метод оценки протекания реакций при сварке термодинамический 61
Монолитность сварных соединений 18, 20
Мощность источника теплоты эффективная 34, 35
Нагрев лазерный 56
Наполнители армирующие 494—497
Напыление 468—469
 — газопламенное 469
 — плазменное 470, 471
Напряжения сварочные 433—435
 — собственные 79—81, 83, 88, 93
Носители энергии внешние 23
 — — внутренние 23
Окисление металла шва 67, 68
Охрупчивание высокотемпературное 267, 310
 — под воздействием агрессивных сред 310

- радиационное 267, 268, 311
- Оценка эффективности источников энергии 26
- сварочных процессов 23—25
- Пайка 506, 507
- Перемещения поперечные 78, 83—85, 93
- продольные 77, 78, 83—85
- угловые 78
- Перераспределение дефектов кристаллической решетки 119, 120
- примесей 117—119
- Пластина бесконечная 33
- полубесконечная 33
- Пластмассы 482—491
- Пленки оксидные 340, 341
- Поверхность сплавления 95
- Показатели свариваемости 122, 123
- Пористость газовая 341, 342
- Потоки конвективные 59
- Превращения диффузионные 106, 107, 109
- мартенситные 107—109
- полиморфные 105, 106
- структурные 95, 96, 112, 113, 205—209, 247
- фазовые 95, 96, 105, 205—208, 247
- Проволока порошковая наплавочная 461
- стальная сварочная 200, 461
- Производительность процесса наплавки 46
- — сварки 46
- Процесс сварки, определение 19
- Процессы диффузионные 18, 19
- сварочные 23
- термомодеформационные 76, 77, 82
- Прутки для наплавки 466
- Растрескивание коррозионное 277, 278
- Расчет деформации и напряжений 88, 89
- параметров термического цикла сварки 40
- перемещений 89—91
- проплавления основного металла 45
- состава металла шва 63
- температурного поля при однопроходной сварке и наплавке 36, 37
- Реакции в сварочной ванне 67
- металлургические при сварке 60, 61
- Свариваемость, понятие 120, 121
- достаточная 121, 122
- материалов 120, 121, 478, 479
- — композиционных 500—502
- — пористых на металлической основе 507, 508
- — — сетчатых 510
- недостаточная 121, 122
- серых чугунов 315—317, 326, 327
- сплавов 331, 355, 363, 364, 371, 381, 392, 396
- сталей 170, 178, 184, 205, 225, 264, 305, 424
- технологическая 120, 121
- тугоплавких металлов 409—420
- физическая 120
- Сварка 20
- автоматическая под флюсом 375, 376
- аргонодуговая 364, 366, 385—388, 457, 510, 512
- в защитных газах 202, 219—221, 232
- взрывом 31, 438, 449, 452, 505
- газовая 282, 283, 322, 373, 393
- давлением 302
- диффузионная 365, 388, 389, 441, 450, 452, 454, 456, 458, 480, 504, 505, 511
- дуговая 36, 37, 317, 328, 343, 377—379, 393, 394, 503
- импульсно-дуговая 394
- клинно-прессовая 446, 447, 453, 505
- контактная 330, 389, 390, 438, 450, 453
- — оплавлением 31
- — с непрерывным оплавлением 52
- — с прерывистым подогревом и последующим оплавлением 50
- — сопротивлением 49, 50
- — стержней 49
- — точечная 52, 504, 508, 509
- — шовная 508, 509
- лазерная 510
- лучевая 55
- механизированная 320, 321, 329
- многослойная 42, 66, 67
- нейтронная пластмасс 23
- плавлением 26, 29, 59, 301, 447, 450, 451, 453, 455, 456, 458, 509, 510
- плазменная 54, 55
- под флюсом 165, 173, 180, 203, 221—224, 232, 233, 384, 448
- покрытыми электродами 201, 218, 219, 231
- прокаткой 450
- ручная 164, 173, 179, 317, 318, 374, 375, 383, 438
- с регулируемым термическим циклом 166—168
- термитная 23
- трением 31, 330, 447, 449, 454
- ультразвуковая 447, 450, 453, 454
- холодная 31, 394, 454, 458
- электродами 318, 319

- электроконтактная 233, 234
- электроинно-лучевая 364, 366, 367, 388, 438, 456, 457, 504, 510, 511
- электрошлаковая 53, 54, 165, 166, 173, 174, 180, 203, 321, 322, 330, 377, 384
- Сварко-пайка 447, 448
- Связи элементарные 18
- Ситаллы 476
- Склеивание 20, 23
- Склонность к порообразованию 372, 381
- Слой плоский 33
- Соединение монолитное 18, 20
 - сварное 303, 304
- Сопrotивляемость сварных соединений 186—190, 210, 211, 212, 226, 227, 248, 257, 300, 339, 340, 372
- Сплавы алюминиевые 331, 444—448, 453—455
 - бериллиевые 361—368
 - высоколегированные на никелевой основе 304—313
 - магниевые 331
 - медные 368—379, 448—451, 453—458
 - никелевые 379—390
 - свинцовые 390—394
 - серебряные 395—398
 - титановые 352—361, 451—453, 455—457
 - тугоплавкие 398—421
- Стали аустенитно-мартенситные 290
 - аустенитно-ферритные нержавеющей 282—290
 - аустенитные 440—442
 - жаропрочные 261—272
 - коррозионностойкие 272—282
 - высоколегированные 236
 - жаропрочные перлитные 224—236
 - легированные 181—203
 - мартенситно-стареющие 297—304
 - мартенситно-ферритные 245—247, 439, 440
 - мартенситные 236—244, 439, 440
 - микролегированные 175
 - низколегированные 159, 169—174
 - перлитные 439
 - среднелегированные мартенситно-бейнитные 204
 - углеродистые 159, 162—168
 - ферритно-аустенитные 439, 440
 - ферритные 252—260
- Стекло 475, 476
- Степень свариваемости 121
- Стержень бесконечный 33
 - полубесконечный 33
- Структура металла в зоне термического влияния 163, 164, 170
 - шва 163
- Тело бесконечное 33
 - полубесконечное 33
- Температурное поле 32, 36, 37, 48, 52, 55
- Теплоемкость истинная удельная массовая 32
 - объемная 32
- Теплосодержание 32
- Теплоты распространение 32
- Термический цикл сварки 32, 40, 42
- Термическое старение 111, 112
- Термообработка сталей 94, 176, 177, 244, 252, 260, 271, 280, 295
- Термодинамика фазовых превращений 97
- Термодинамическое равновесие 61
- Трехстадийность процесса сварки 18
- Трещины 265—267, 276, 308, 309, 330
 - горячие 123—136, 324, 325
 - ламелярные 149—152
 - повторного нагрева 152, 153
 - холодные 136—149, 322—324
- Уравнения упругопластического деформирования 86, 87
- Флюсы 200
- Химическая неоднородность в швах 104, 105
- Хрупкие разрушения 153—159
 - при криогенных температурах 278
- Цементирование 20
- Чугуны ковкие, высокопрочные и легированные 325
 - серые 314—325
- Шов сварной 95
- Электроды 195
 - наплавочные леиточные 465
 - покрытые 461
- Энергия активации 19
 - сварки погонная 35

СОДЕРЖАНИЕ II ТОМА

ТЕХНОЛОГИЯ И ОБОРУДОВАНИЕ

Р а з д е л 1. Сварка плавлением

- Глава 1. Ручная дуговая сварка
- Глава 2. Дуговая сварка в защитных газах
- Глава 3. Сварка в CO_2
- Глава 4. Сварка под флюсом
- Глава 5. Электронно-лучевая сварка
- Глава 6. Лазерная сварка
- Глава 7. Оборудование для дуговой сварки
- Глава 8. Электрошлаковая сварка
- Глава 9. Газовая сварка

Р а з д е л 2. Сварка давлением

- Глава 10. Диффузионная сварка
- Глава 11. Термокомпрессионная сварка
- Глава 12. Холодная сварка
- Глава 13. Ультразвуковая сварка
- Глава 14. Сварка трением
- Глава 15. Сварка прокаткой
- Глава 16. Сварка взрывом
- Глава 17. Магнитно-импульсная сварка
- Глава 18. Высокочастотная сварка
- Глава 19. Дугоконтактная сварка

Р а з д е л 3. Контактная сварка

- Глава 20. Точечная и шовная сварка
- Глава 21. Контактная стыковая сварка
- Глава 22. Расчет трансформаторов для машин контактной сварки

Р а з д е л 4. Пайка, покрытия и наплавка

- Глава 23. Пайка
- Глава 24. Покрытия
- Глава 25. Наплавка

Р а з д е л 5. Термическая резка

- Глава 26. Кислородная и кислородно-флюсовая резка
- Глава 27. Плазменная резка
- Глава 28. Лазерная резка

Р а з д е л 6. Сварка пластмасс и композитов

- Глава 29. Технология и оборудование для сварки пластмасс

Р а з д е л 7. Сварные соединения и их расчет

- Глава 30. Расчеты при статических нагрузках
- Глава 31. Расчеты при переменных нагрузках

СОДЕРЖАНИЕ III ТОМА

АВТОМАТИЗАЦИЯ. КАЧЕСТВО. БЕЗОПАСНОСТЬ.

Раздел 1. Автоматизация процессов

- Глава 1. Управление и прогнозирование качества сварки
- Глава 2. Автоматизация дуговой сварки
- Глава 3. Автоматизация лучевых способов сварки
- Глава 4. Автоматизация электрошлаковой сварки
- Глава 5. Автоматизация термической резки и газопламенной обработки
- Глава 6. Роботизация сварочного производства

Раздел 2. Расчетные модели оценки качества

- Глава 7. Оценка свариваемости
- Глава 8. Оценка качества формирования шва
- Глава 9. Модели развития дефектов шва
- Глава 10. Статистический анализ качества
- Глава 11. Обоснование объемов контроля
- Глава 12. Достоверность оценки качества
- Глава 13. Нормирование дефектов в сварных соединениях
- Глава 14. Экономика качества

Раздел 3. Методы контроля качества

- Глава 15. Выбор разрушающих и неразрушающих методов
- Глава 16. Ультразвуковые методы
- Глава 17. Радиационные методы контроля
- Глава 18. Течискание
- Глава 19. Капиллярный метод дефектоскопии
- Глава 20. Электромагнитный и другие методы контроля

Раздел 4. Безопасность труда и защита среды обитания

- Глава 21. Требования безопасности труда и защиты среды
- Глава 22. Расчеты средств защиты

Раздел 5. Стандартизация

- Глава 23. Системы стандартов и их содержание
- Глава 24. Отраслевая нормативно-техническая документация
- Глава 25. Международная стандартизация

СПРАВОЧНОЕ ИЗДАНИЕ

СВАРКА И СВАРИВАЕМЫЕ МАТЕРИАЛЫ

Том I

СВАРИВАЕМОСТЬ МАТЕРИАЛОВ

Справочник в 3-х томах
под общей редакцией В. Н. Волченко

**ВОЛЧЕНКО Владимир Никитович, МАКАРОВ Эдуард Леоидович,
ШИП Владимир Викторович и др.**

Редактор издательства *Л. Е. Остапишина*
Художественный редактор *А. А. Якубенко*
Технический редактор *Г. Б. Жарова*
Корректоры *Ю. И. Королева, Г. Ф. Лобанова*

ИБ 3419

Сдано в набор 07.02.91. Подписано в печать 21.05.91. Формат бумаги 60×88^{1/16}. Бумага типографская № 2. Гарнитура литературная. Печать офсетная. Усл. печ. л. 32,34. Усл. кр.-отт. 32,34 Уч.-изд л. 37,01 Тираж 13 300 экз Заказ 149. Цена 3 р. 90 к. Изд № 3419, 3420.

Ордена Трудового Красного Знамени издательство «Металлургия»,
119857 ГСП, Москва, Г-34, 2-й Обыденский пер., д. 14

Ленинградская типография № 4 Государственного комитета СССР по печати. 191126,
Ленинград, Социалистическая ул., 14.