Металлургия и сварка

Джон К. Липпольд

МЕТАЛЛУРГИЯ И СВАРКА

МЕТАЛЛУРГИЯ И СВАРКА

ДЖОН К. ЛИППОЛЬД

Университет штата Огайо

Wiley

Авторское право © 2015 Издательство John Wiley & Sons, Inc. Все права защищены

Опубликовано издательством John Wiley & Sons, Inc., г. Хобокен, штат Нью-Джерси. Одновременно опубликовано в Канаде

Никакая часть этой публикации не может быть воспроизведена, сохранена в поисковой системе или передана в любой форме или любым способом: электронным, механическим, фотокопированием, записью, сканированием или иным, за исключением случаев, предусмотренных в соответствии со статьями 107 или 108 Закона об авторских правах США от 1976 года, без предварительного письменного разрешения издателя или разрешения путем уплаты соответствующей пошлины за копирование в Центр по проверке авторских прав, Inc., 222 Роузвуд Драйв, г. Данверс, штат Массачусетс 01923, т. (978) 750-8400, факс (978) 750-4470 или в на вебсайте: www.copyright.com. Запросы издателю о разрешении следует направлять в отдел разрешений издательства John Wiley & Sons, Inc., 111 Ривер стрит, г. Хобокен, NJ 07030, т. (201) 748-6011, факс (201) 748-6008 или онлайн по ссылке: http://www.wiley.com/go/permissions.

Ограничение ответственности/Отказ от гарантии: Хотя издатель и автор приложили все усилия при подготовке данной книги, они не дают никаких заверений или гарантий в отношении точности или полноты содержания данной книги и, в частности, отказываются от любых подразумеваемых гарантий товарной пригодности или пригодности для конкретной цели. Торговые представители или письменные продажные материалы не могут создавать или продлевать никаких гарантий. Содержащиеся в настоящем документе рекомендации и стратегии могут не подходить для вашей ситуации. При необходимости вам следует проконсультироваться с профессионалом. Ни издатель, ни автор не несут ответственности за упущенную выгоду или любые другие коммерческие убытки, включая, помимо прочего, особые, непреднамеренные, косвенные или другие убытки.

Для получения общей информации о других наших продуктах и услугах или для технической поддержки, пожалуйста, свяжитесь с нашим отделом обслуживания клиентов в Соединенных Штатах по телефону (800) 762-2974, за пределами США по телефону (317) 572-3993 или по факсу (317) 572- 4002.

Wiley также публикует свои книги в различных электронных форматах. Некоторое содержимое печатных изданий может быть недоступно в электронных форматах. Для получения дополнительной информации о продуктах Wiley посетите наш веб-сайт www.wiley.com.

Данные каталогизации перед публикацией Библиотеки Конгресса:

Автор Джон К. Липпольд.

Металлургия сварки и свариваемость / Джон К. Липпольд. страниц см

Содержит библиографические ссылки и указатель.

ISBN 978-1-118-23070-1 (в твердом переплете)

1. Нержавеющая сталь - Свариваемость. 2. Нержавеющая сталь - Металлургия.

3. Никель Свариваемость.

4. Никель - Металлургия. 5. Никелевые сплавы - Свариваемость. 6. Никелевые сплавы - Металлургия. I. Заглавие. TS227.L657 2009 669M42-dc23

2014033412

Отпечатано в Соединенных Штатах Америки 10 987654321

Посвящается четырем гигантам международного сообщества металлургии сварки, моим предшественникам:

Анри Гранжон (Франция)

Уоррен Ф. «Док» Сэвидж (США)

Тревор Гуч (Великобритания)

Фукухисе Мацуде (Япония)

БИОГРАФИЯ АВТОРА
1 ВВЕДЕНИЕ
 1.1 ПРОИЗВОДСТВЕННЫЕ ДЕФЕКТЫ
1.2 ЭКСПЛУАТАЦИОННЫЕ ДЕФЕКТЫ
1.3 ПРЕДОТВРАЩЕНИЕ И КОНТРОЛЬ ДЕФЕКТОВ 2 ПРИНЦИПЫ МЕТАЛЛУРГИИ СВАРКИ 2.1 Введение
2 ПРИНЦИПЫ МЕТАЛЛУРГИИ СВАРКИ 2.1 Введение
2.1 Введение
2.2 ОБЛАСТИ ШВА ПРИ СВАРКЕ ПЛАВЛЕНИЕМ 8
2.3 ЗОНА ПЛАВЛЕНИЯ 10
2.3.1 Кристаллизация металлов
2.3.2 Макроскопические аспекты кристаллизации сварного шва 22
2.3.3 Микроскопические аспекты кристаллизации сварного шва 22
2.3.4 Перераспределение растворенного вещества
2.3.5. Примеры микроструктур зоны плавления 33
2.3.6 Зона переходной структуры (ЗПС) 40
2.4 ЗОНА НЕСПЛАВЛЕНИЯ (ЗнС) 42
2.5 ЗОНА ЧАСТИЧНОГО РАСПЛАВЛЕНИЯ (ЗЧР) 45
2.5.1 Механизм проникновения 46
2.5.2 Механизм сегрегации 49
2.5.3. Примеры образования ЗЧР 54
2.6 ЗОНА ТЕРМИЧЕСКОГО ВЛИЯНИЯ (ЗТВ) 56
2.6.1 Рекристаллизация и рост зерен 5
2.6.2 Аллотропные фазовые превращения 58
2.6.3 Реакции выделения
2.6.4. Примеры микроструктуры ЗТВ 64
2.7 СВАРКА В ТВЕРДОЙ ФАЗЕ 65
2.7.1 Перемешивающая сварка трением 66
2.7.2 Диффузионная сварка
2.7.3 Сварка взрывом
2.7.4 Ультразвуковая сварка
3 ГОРЯЧЕЕ РАСТРЕСКИВАНИЕ
3.1 ВВЕДЕНИЕ

3.2 КРИСТАЛЛИЗАЦИОННОЕ РАСТРЕСКИВАНИЕ СВАРНОГО ШВА	78
3.2.1 Теории кристаллизационного растрескивания сварного шва	78
3.2.2. Предсказания элементарных эффектов.	86
3.2.3 ИТХ и интервал температур кристаллизационного растрескивания	89
3.2.4 Факторы, влияющие на кристаллизационное растрескивание сварного шв	a 94
3.2.5 Выявление кристаллизационного растрескивания сварного шва	104
3.2.6 Предотвращение кристаллизационное растрескивание сварного шва	108
3.3 ЛИКВАЦИОННОЕ РАСТРЕСКИВАНИЕ	111
3.3.1 Ликвационное растрескивание ЗТВ	111
3.3.2 Ликвационное растрескивание металла сварного шва	113
3.3.3 Переменные, которые влияют на подверженность ликвационному	
растрескиванию.	114
3.3.4. Устранение ликвационных трещин в ЗТВ и металле сварного шва	116
3.3.5 Предотвращение ликвационного растрескивания	118
4 ТВЕРДОТЕЛЬНОЕ РАСТРЕСКИВАНИЕ	121
4.1 ВВЕДЕНИЕ	121
4.2 РАСТРЕСКИВАНИЕ ПРИ ПАДЕНИИ ПЛАСТИЧНОСТИ	121
4.2.1 Предложенные механизмы	124
4.2.2 Сочетание факторов, влияющих на РПП	129
4.2.3 Количественная оценка растрескивания при падении пластичности	132
4.2.4 Выявление трещин, вызванных падением пластичности	134
4.2.5 Предотвращение РПП	136
4.3 РАСТРЕСКИВАНИЕ ПРИ ПОВТОРНОМ НАГРЕВЕ	138
4.3.1 Растрескивание при повторном нагреве в низколегированных сталях	139
4.3.2 Растрескивание при повторном нагреве в нержавеющих сталях	143
4.3.3 Растрескивание под плакирующим покрытием	146
4.3.4 Релаксационное растрескивание	147
4.3.5 Идентификация растрескивания при повторном нагреве	149
4.3.6 Количественная оценка склонности к растрескиванию при повторном нагр	оеве 150
	150
4.5.7. предотвращение растрескивания при повторном нагреве	152
	1E2
4.4.2 Факторы и которые влициот на оклониости и РПС	162
	103
т.т.э. количественная оценка склонности к растрескиванию при деформационн старении	167
4.4.4 Выявление растрескивания при деформационном старении	174

4.4.5 Предотвращение растрескивания при деформационном старении	174
4.5 СЛОИСТОЕ РАСТРЕСКИВАНИЕ	175
4.5.1 Механизм слоистого растрескивания	175
4.5.2 Количественная оценка слоистого растрескивания	179
4.5.3 Выявление слоистого растрескивания	181
4.5.4 Предотвращение слоистого растрескивания	182
4.6 РАСТРЕСКИВАНИЯ ПРИ ЗАГРЯЗНЕНИИ МЕДЬЮ	185
4.6.1 Механизм растрескивания при загрязнении медью	185
4.6.2 Количественная оценка растрескивания при загрязнении медью	187
4.6.3 Выявление растрескивания при загрязнении медью	188
4.6.4 Предотвращение растрескивания при загрязнении медью	189
5 ВОДОРОДИНДУЦИРОВАННОЕ РАСТРЕСКИВАНИЕ	197
5.1 ВВЕДЕНИЕ	197
5.2 ТЕОРИИ ВОДОРОДНОГО ОХРУПЧИВАНИЯ	198
5.2.1 Теория планарного давления	200
5.2.2 Теория поверхностной адсорбции	200
5.2.3 Теория декогезии	201
5.2.5 Модель интенсивности напряжения Бичема	202
5.3 ФАКТОРЫ, КОТОРЫЕ ВЛИЯЮТ НА ВИР	204
5.3.1 Водород в сварных швах	204
5.3.2 Влияние микроструктуры	207
5.3.3 Сжатие	211
5.3.4 Температура	213
5.4 КОЛИЧЕСТВЕННОЕ ВЫРАЖЕНИЕ ЧУВСТВИТЕЛЬНОСТИ К ВОДОРОДНОМУ РАСТРЕСКИВАНИЮ	213
5.4.1 Определение прокаливаемости торцевым методом	213
5.4.2 Испытание на свариваемость с регулируемой теплоподачей	216
5.4.3 Испытание Ү-образной кромки (Теккен)	217
5.4.4 Валиковая проба с зазором	219
5.4.5 Испытание имплантатом	220
5.4.6 Испытание на растрескивание при растяжении изделия	224
5.4.7 Ииспытание на растрескивание при увеличенной деформации	226
5.5 ОПРЕДЕЛЕНИЕ ВОДОРОДНОГО РАСТРЕСКИВАНИЯ	227
5.6 ПРЕДУПРЕЖДЕНИЕ ВОДОРОДНОГО РАСТРЕСКИВАНИЯ	229
5.6.1 Метод СЕ	233
5.6.2 Метод AWS	235
6 КОРРОЗИЯ	245

6.1 ВВЕДЕНИЕ	
6.2 ФОРМЫ КОРРОЗИИ	
6.2.1 Общая коррозия	
6.2.2 Гальваническая коррозия	
6.2.3 Местная коррозия	249
6.2.4 Избирательная коррозия	249
6.2.5 Эрозионная коррозия	249
6.2.6 Точечная коррозия	250
6.2.7 Межкристаллическая коррозия	253
6.2.8 Коррозионное растрескивание под напряжением	258
6.2.9 Микробиологическая коррозия	
6.3 ИСПЫТАНИЕ НА КОРРОЗИЮ	
6.3.1 Испытание на атмосферную коррозию	
6.3.2 Испытания погружением	
6.3.3 Электрохимические испытания	
7 РАЗРУШЕНИЕ И УСТАЛОСТЬ	
7.1 ВВЕДЕНИЕ	
7.2 РАЗРУШЕНИЕ	
7.3 КОЛИЧЕСТВЕННАЯ ОЦЕНКА УДАРНОЙ ВЯЗКОСТИ.	273
7.4 УСТАЛОСТЬ	276
7.5 КОЛИЧЕСТВЕННАЯ ОЦЕНКА УСТАЛОСТНЫХ ХАРА	КТЕРИСТИК 283
7.6 ОПРЕДЕЛЕНИЕ УСТАЛОСТНОГО РАСТРЕСКИВАНИЯ	A 284
7.6.1 Усталостные бороздки	285
7.6.2 Ручьистые узоры	285
7.6.3 Бороздки усталости	285
7.7 ПРЕДУПРЕЖДЕНИЕ УСТАЛОСТНЫХ РАЗРУШЕНИЙ.	
8 АНАЛИЗ РАЗРУШЕНИЙ	289
8.1 ВВЕДЕНИЕ	289
8.2 ФРАКТОРОГРАФИЯ	290
8.2.1 История фрактографии	290
8.2.2 СЭМ	
8.2.3 Режимы разрушения	
8.2.4 Фрактография разрушений сварного шва	
8.3 РУКОВОДСТВО ИНЖЕНЕРА ПО АНАЛИЗУ РАЗРУШЕ	НИЙ 308
8.3.1 Посещение объекта	
8.3.2 Сбор справочной информации	

8.3.3	Протокол снятия образцов и испытаний	311
8.3.4	Снятие, очистка и хранение образцов	311
8.3.5	Химический анализ	312
8.3.6 Ma	акроскопический анализ	313
8.3.7	Отбор образцов для микроскопического анализа	313
8.3.8	Выбор аналитических методов	313
8.3.9	Механические испытания	314
8.3.10	Моделирующие испытания	314
8.3.11	Методики неразрушающей оценки	315
8.3.12	Оценка структурной целостности	315
8.3.13	Консультация с другими специалистами	315
8.3.14	Окончательный отчет	315
8.3.15 C	опроводительное экспертное свидетельство в случае судебного процесса.	316
9 ИСПІ	ЫТАНИЕ НА СВАРИВАЕМОСТЬ	318
9.1 BBE	дение	318
9.2 ТИІ	ІЫ МЕТОДИК ИСПЫТАНИЙ НА СВАРИВАЕМОСТЬ	319
9.3 ИСІ	ІЫТАНИЕ С ПРИЛОЖЕНИЕМ НАГРУЗКИ, ДЕЙСТВУЮЩЕЙ ВДОЛЬ	
СВАРН	ОГО ШВА	320
9.3.1 М сварноі	етодика количественного определения кристаллизационного растрескив: го шва	ания 321
9.3.2 M	етодика для количественной оценки ликвационного растрескивания ЗТВ	. 325
9.4 ПРС	рба хала	328
9.5 ИCI	ІЫТАНИЕ НА ПЛАСТИЧНОСТЬ В ГОРЯЧЕМ СОСТОЯНИИ	332
9.6 ИCI	ІЫТАНИЕ НА ДЕФОРМАЦИЮ ДО РАЗРУШЕНИЯ	336
9.7 ИCI	ІЫТАНИЕ НА РАСТРЕСКИВАНИЕ ПРИ ПОВТОРНОМ НАГРЕВЕ	338
9.8 ИCI	ІЫТАНИЕ ИМПЛАНТАНТОМ ДЛЯ ВОДОРОД-ИНДУЦИРОВАННОГО)
PACTP	ЕСКИВАНИЯ	340
9.9 BAJ	ИКОВАЯ ПРОБА С ЗАЗОРОМ ДЛЯ ВИР МЕТАЛЛА ШВА	341
9.10 ДР	УГИЕ ИСПЫТАНИЯ НА СВАРИВАЕМОСТЬ	344
ПРИЛО	ОЖЕНИЕ А: Состав некоторых сталей	346
ПРИЛО	ЭЖЕНИЕ В: Номинальный состав нержавеющих сталей	348
ПРИЛО	ЭЖЕНИЕ С: Состав никелевых сплавов	357
ПРИЛО	ОЖЕНИЕ D: Техника травления	361

ВВОДНАЯ ЧАСТЬ

Данный учебник является дополнением к предыдущим книгам по металлургии сварки и свариваемости нержавеющих сталей и никелевых сплавов, опубликованным соответственно в 2005 и 2009 годах. В ретроспективе данную книгу следовало опубликовать первой, потому что она закладывает основу для многих концепций металлургии и свариваемости, описанным в тех текстах. Предмет рассмотрения данной книги основан на курсе, который я преподаю по Программе по сварочному производству в Университете штата Огайо с 1986 года. Содержание книги разработано таким образом, чтобы предоставить инженерам необходимую информацию для понимания основных концепций металлургии сварки и для интерпретации разрушений сварных компонентов.

Основной темой данной книги является «свариваемость» материалов. Как описано в главе 1, существуют значительные разногласия по поводу значения термина свариваемости и предметов, которые он охватывает. В данной книге предполагается описать механизмы разрушения сварных швов, связанные с изготовлением или эксплуатацией. Кроме того, описанные механизмы разрушения связаны с микроструктурой сварного шва и не учитывают неметаллургические дефекты, такие как несплавление, пористость, недостатки конструкции или другие проблемы, связанные с процессом проектирования. Для читателей, которые не разбираются в металлургии сварки, глава 2 рассматривает основные принципы, которые помогут понять концепции, представленные в последующих главах.

Проблемы свариваемости делятся на разрушения при изготовлении и эксплуатации. Главы 3–5 посвящены горячему растрескиванию, теплому (твердотельному) растрескиванию и холодному растрескиванию, которое происходит во время первоначального изготовления или ремонта. В каждой из этих глав описаны основные механизмы растрескивания и рекомендованы превентивные меры. В главе 6 рассматриваются разрушения, связанные с коррозией, а в главе 7 обсуждаются некоторые общие концепции применительно к разрушению и усталости. Глава 8 содержит руководство по анализу разрушений и содержит примеры фрактографии РЭМ, которые помогут в определении механизмов разрушений. Наконец, в главе 9 описан ряд методов испытаний на свариваемость, которые можно использовать для количественной оценки подверженности различным формам образования трещин в сварном шве. Включены приложения, в которых перечислены составы основного и присадочного металлов, на которые даны ссылки в тексте, и методы травления, используемые для металлургического анализа.

Данная книга была посвящена четырем «гигантам» международного сообщества металлургии сварки. Анри Гранжон был директором школы сварщиков в Institut de Soudure (Французский институт сварки), где он представил многие из ранних концепций металлургии сварки, особенно в отношении сталей. Ему также приписывают разработку имплант-испытания для оценки водородиндуцированного растрескивания, которое применяется и по сей день. Я никогда не имел удовольствия встретиться с Анри Гранжоном лично, но был вдохновлен его работой и репутацией.

Тревор Гуч из Британского Института Сварки (БИС) был талантливым металлургом, но также хорошо разбирался в коррозии и водородном охрупчивании. Моя первая встреча с Тревором произошла на ежегодном собрании АОС в 1978 году. Я присутствовал на сессии, где высокий мужчина в очках в глубине комнаты поднялся, чтобы задать вопрос докладчику, выкрикнув: «Гуч, БИС». Он начал в пух и прах разносить докладчика по целому ряду вопросов, и я понял, что мне следует быть очень бдительным (и подготовленным) на случай, если доктор Гуч будет присутствовать на одной из моих презентаций. В последующие годы я достаточно близко познакомился с Тревором и обнаружил, что он скромный и мягкий человек, который любит музыку блюграс и испытывает невероятную страсть к металлургии сварки.

«Док» Сэвидж, возможно, является отцом-основателем современной металлургии сварки. С 1950х по 1970-е годы он со своими учениками определил область металлургии сварки и установил многие актуальные и сегодня принципы. Я встретил «Дока», когда был студентом в Ренсселерском политехническом институте, и после некоторых уловок с моей стороны он взял меня в аспирантуру. Оказалось, это отношения на всю жизнь. Он служил моим советником и наставником и попутно понемногу учил меня жизни, в том числе и удовольствию от шотландского виски. Я перенял его «либеральный» стиль консультирования аспирантов, что позволяет им мыслить творчески. «Док» оказал огромное влияние на мою профессиональную карьеру.

Фукухиса Мацуда долгое время преподавал в университете Осаки, но проработал 1 год в лаборатории металлургии сварки при РПИ. Его исследования расширили основные концепции, предложенные Сэвиджом, путем применения сварочных испытаний и расширенных характеристик. Его единственным величайшим достижением стало развитие фундаментального понимания кристаллизационного растрескивания сварного шва, которое до сих пор повсеместно принимается. Его впечатляющие исследования оказали сильное влияние на мой образ мыслей. В данной книге приводится много отсылок к его работам.

Я бы также хотел отметить многих студентов, обучавшихся на курсе, содержание которого отражено в данной книге. В рамках того курса от обучающихся требовалось подготовить обзорную статью по теме, относящейся к различным аспектам свариваемости. Данные статьи были очень ценным ресурсом для меня при подготовке данной книги, и я искренне благодарен всем тем студентам за их усердие.

Я также хотел бы поблагодарить многих моих нынешних докторантов и докторов, которые помогли мне в подготовке данного текста, особенно в предоставлении микрофотографий и других рисунков, которые используются для иллюстрации принципов металлургии сварки и свариваемости. В частности, я хотел бы поблагодарить Сюли Фенга, Синь Юэ, Адама Хоупа и Дэвида Дуна.

Также я бы хотел поблагодарить многих моих нынешних и бывших учеников, которые, несмотря на свою занятость, уделяли время на то, чтобы просмотреть отдельные главы книги. К таким лицам относятся Адам Хоуп и Дэвид Дун (оба являются докторантами Университета штата Огайо (OSU)), Джефф Соардс (Национальный институт стандартов и технологий), Джереми Карон (компания Haynes International), Сет Нортон (ВР), Синь Юэ (ExxonMobil), Морган Галлахер (Shell) и Микал Бальмфорт (компания Materials and Engineering Group LLC). Их вдумчивые, а иногда и критические рецензии внесли свой значительный вклад в улучшение данной книги.

Наконец, я хотел бы поблагодарить Университет штата Огайо за предоставленную возможность и поддержку в подготовке данного учебника. Большая часть работы над данной книгой была завершена в период профессионального отпуска (он же творческий отпуск), на который преподаватели имеют право каждые 7 лет. Без этой возможности было бы трудно завершить книгу в обычных условиях преподавания и научной работы. Я особенно благодарен своему заведующему кафедрой Руди Буххейту, который очень поддерживал мои научные достижения.

Заслуженный профессор инженерного колледжа ДЖОН К. ЛИППОЛЬД Кафедра материаловедения и технологии материалов Университета штата Огайо

БИОГРАФИЯ АВТОРА

Д-р Липпольд является профессором Программы по сварочному производству и руководителем объединенной группы металловедения и сварки в Университете штата Огайо. Он также является заслуженным членом профессуры инженерного колледжа университета штата Огайо (OSU).

Он получил степень бакалавра, магистра и доктора наук в области материаловедения в Ренсселерском политехническом институте, где учился у доктора Уоррена Ф. Сэвиджа. По окончании своего формального образования он в течение 7 лет работал в Национальной лаборатории Сандиа, г. Ливермор, штат Калифорния, в качестве техника, специализирующегося в области свариваемости нержавеющей стали и высоколегированных сплавов. С 1985 по 1995 год доктор Липпольд работал в Институте сварки Эдисона. В 1995 году он начал работу на факультете Программы по сварочному производству в университете штата Огайо.

В течение последних 35 лет доктор Липпольд участвовал в исследовательских программах, призванных лучше понять металлургию сварки и свойства конструкционных материалов. Его исследования затрагивают как фундаментальные, так и прикладные темы с высокой степенью значимости для промышленности. Он принимал активное участие в оценке методик испытаний на свариваемость и разработке подходов к испытаниям, предоставляющих полезную техническую информацию. Основываясь на этом исследовании, доктор Липпольд опубликовал более 300 технических статей и отчетов. Он признан во всем мире в области металлургии сварки нержавеющей стали и высоколегированных сплавов, а также сварочных испытаний. С момента прихода в университет штата Огайо в 1995 году он консультировал более 60 докторантов. В 2005 году он стал соавтором учебного пособия по металлургии сварки и свариваемости нержавеющих сталей, а в 2009 году - соавтором учебного пособия под названием «Металлургия сварки и свариваемость никелевых сплавов».

Ранее он получил премию памяти Чарльза Х. Дженнингса (1977, 1980, 2005 гг.), премию памяти Уильяма Спрарагена (1979, 1992, 2012 гг.), премию памяти Уоррена Ф. Сэвиджа (1993, 1999, 2010, 2011, 2012, 2014 гг.), премию Маккея-Хелма (1994, 2011 гг.), золотую медаль Линкольна (1983 г.), серебряную медаль им. А. Ф. Дэвиса (2001 год), премию памяти Хобарта (2011 г.), премию Иррганга (2002 г.) и премию памяти Пламмера в области просветительских лекций (2002 г.) от Американского общества по сварке (АОС). Он также был удостоен премии Бюхлера за заслуги в области технических работ (1985, 1989 гг.) от Международного металлографического общества. В 1997 году он представил лекцию памяти Комфорта А. Адама на ежегодном конгрессе АОС в Лос-Анджелесе. В 2008 году он получил премию Джейгера в области лекций, а в 2009 году - премию Йошиаки Арата от Международного института сварки. Доктор Липпольд является членом организации ASM International (1994 год) и Американского общества по сварке (1996 г.). В настоящее время он является редактором международного журнала Welding in the World, издаваемого Международным институтом сварки (МИС).

ВВЕДЕНИЕ

1 ВВЕДЕНИЕ

В данном учебнике рассматриваются темы металлургии сварки и свариваемости. Эти темы неразрывно связаны, поскольку свариваемость материала тесно связана с его микроструктурой. Хотя термин «металлургия сварки» является общепринятым в качестве подгруппы принципов физического металловедения, термин «свариваемость» был предметом широкого спектра определений и интерпретаций. В самом широком контексте свариваемость учитывает аспекты проектирования, изготовления, пригодности для эксплуатации и, в некоторых случаях, ремонта. Этот широкий подход отражен в определениях свариваемости, которые даны как Американским обществом по сварке, так и стандартом ИСО 581: 1980. Таким образом, свариваемость может использоваться для описания как возможности успешного изготовления компонента с использованием сварки, так и способности этого компонента адекватно функционировать в предполагаемых условиях эксплуатации.

В статье журнала Welding Journal, опубликованной в 1946 году под названием «Этот неуловимая характеристика, называемая свариваемостью» У. Л. Уоррена из Уотертаунского арсенала в Соединенных Штатах, заявил: «Это слово (свариваемость)... выросло до человеческих размеров в плане своей значимости применительно к его значению в современном сварочном применении. Этот термин использовался и используется в таком разнообразии значений, что можно сделать абсолютно правильный вывод о том, что свариваемость обладает изменчивостью хамелеона» [1].

Определение свариваемости, предложенное АОС

Способность материала свариваться в производственных условиях, накладываемых на конкретную, надлежащим образом спроектированную конструкцию, и удовлетворительно демонстрировать свои качества в служебном назначении.

Металлургия сварки и свариваемость, первое издание. Джон К. Липпольд.

© 2015 Издательство John Wiley & Sons, Inc. Опубликовано в 2015 году издательством John Wiley & Sons, Inc.



Рисунок 1.1 Анри Гранжон, Institut de Soudure.

ВВЕДЕНИЕ

ИСО 581: 1980 определение свариваемости

Металлический материал считается восприимчивым к сварке в установленной степени с заданными процессами и для определенных целей, когда сварка обеспечивает целостность металла посредством соответствующего технологического процесса для свариваемых деталей для удовлетворения технических требований как к их собственным качествам, так и к их влиянию на структуру, которую они формируют.

Анри Гранжон (рис. 1.1) в своей работе «Основы металлургии сварки» определил свариваемость как «... поведение (тех) соединений и конструкций, их содержащих, во время сварки и в процессе эксплуатации...» [2] Стаут в книге Свариваемость сталей утверждает, что «термин «свариваемость» не имеет общепринятого значения, и толкование этого термина в значительной степени зависит от индивидуальной точки зрения» [3]. На проведенной в Институте сварки (TWI) в 1988 году конференции под названием «Количественная оценка свариваемости» [4], Тревор Гуч из Института сварки (рис. 1.2) заявил, что «... концепция свариваемости материала сложна». На той же конференции А.Д. Батт из Британской газовой корпорации процитировал «... абсурдно, что определение свариваемости все еще остается предметом споров», а У. Г. Уэлленд из ВР International заявил, что «концепция свариваемости малоинтересна строителям и пользователям большинства сварных конструкций». Несмотря на многочисленные работы, опубликованные Уорреном Ф. Сэвиджем (рис. 1.3) и его учениками в Политехническом институте Ренсселера и Фукухисой Мацуда (рис. 1.4) и его учениками в университете Осаки, приписываемые им определения свариваемости, отсутствуют (возможно, по определенной причине).



Рисунок 1.2 Тревор Гуч, Институт сварки, 1992 год.



Рисунок 1.3 Уоррен Ф. «Док» Сэвидж, Ренсселерский политехнический институт, 1986 год.

введение



Рисунок 1.4 Фукухиса Мацуда, Университет Осаки, 1988 год (У. А. «Бад» Баслак III на заднем плане).

В данной работе свариваемость будет рассматриваться с точки зрения сопротивляемости материалов или подверженности разрушению. С точки зрения производства это соотносится со способностью производить сварные швы без дефектов. Существует множество дефектов сварки, которые могут возникнуть во время производства, как описано в разделе 1.1, и их можно разделить на те, которые связаны со сварочным процессом и процедурами, и те, которые связаны с материалом. Например, такие дефекты, как несплавление, подрез и шлаковые включения, связаны главным образом с процессом сварки и обычно могут быть предотвращены путем изменения условий процесса. Такие дефекты, как кристаллизационные трещины и вызванные водородом трещины, в первую очередь связаны с металлургическими характеристиками материала и обычно устраняются только путем изменения условий процесса.

Термин «свариваемость» также описывает поведение сварных конструкций после ввода их в эксплуатацию. Есть множество примеров сварных конструкций, которые не имеют производственных дефектов, но впоследствии выходят из строя при эксплуатации. К ним относятся режимы разрушения, связанные с коррозией, усталостью, механическим разрушением (ползучестью) или сложными комбинациями этих и других механизмов разрушения. Режимы разрушения, связанные с эксплуатацией, являются, пожалуй, наиболее серьезными из обсуждаемых здесь проблем свариваемости, поскольку разрушение из-за этих механизмов часто может быть неожиданным и иметь катастрофические последствия. В качестве примера рассмотрим катастрофические разрушения кораблей «Либерти» (см. рис. 1.5) во время Второй мировой войны, приведшие к потоплению множества транспортных судов и гибели многих людей.

В данной работе основное внимание будет уделено аспектам свариваемости, на которые влияют металлургические свойства сварной конструкции. В связи с этим сюда включены главы, посвященные различным механизмам образования трещин при производстве. Данные главы предназначены не только для описания основных механизмов образования трещин, но и для понимания того, как можно избежать таких форм растрескивания. Точно так же описаны различные формы растрескивания в процессе эксплуатации, особенно связанные с коррозией, хрупким разрушением и усталостью. Чтобы предоставить читателю достаточно справочной информации из области металлургии для интерпретации содержания данных глав, была включена глава о принципах металлургии сварки.

введение



Рисунок 1.5. Разрушение в судах типа «Либерти».

1.1 ПРОИЗВОДСТВЕННЫЕ ДЕФЕКТЫ

К производственным дефектам относятся явления растрескивания, связанные с металлургической природой сварного шва и процесса, и/или дефекты, связанными с технологическим процессом. Список распространенных производственных дефектов приведен в таблице 1.1. Дефекты, связанные с металлургическим поведением материала, можно ориентировочно сгруппировать по температурному диапазону, в котором они возникают.

Горячее растрескивание включает в себя такие явления, как растрескивание, связанное с присутствием жидкости в микроструктуре, и происходит в зоне плавления и в ЗЧР области ЗТВ.

Таблица 1.1 Производственные дефекты

Образование «горячих» трещин Кристаллизация сварного шва Ликвация ЗТВ Ликвация металла сварного шва Теплое растрескивание Падение пластичности При повторном нагреве/ПСТО Деформационное старение Жидкометаллическое охрупчивание (ЖМО) Холодное растрескивание Растрескивание, вызванное водородом действием водорода) (или под замедленное трещинообразование Управление процессом Несплавление Подрез корня шва Чрезмерно высокий валик Неполное проникновение Шлаковые включения Прочее Геометрические дефекты (проект или сборка) Металлургические отклонения (например, локальное размягчение или охрупчивание) Пористость

ВВЕДЕНИЕ

С данной формой растрескивания обычно ассоциируются жидкие пленки вдоль границ зерен.

Теплое растрескивание происходит при повышенной температуре в твердом состоянии, то есть жидкость в микроструктуре отсутствует. Данные дефекты могут возникать как в зоне плавления, так и в ЗТВ. Все явления теплого растрескивания связаны с границами зерен.

Холодное растрескивание происходит при или около комнатной температуре и обычно является синонимом водородиндуцированного растрескивания. Данная форма растрескивания может быть, как межзеренной, так и транскристаллической.

Неметаллургические дефекты, которые могут возникнуть во время производства, также перечислены в таблице 1.1. Они обычно связаны с плохим управлением процессом/процедурой и включают в себя несплавление, подрез, непроникновение по сечению и геометрические дефекты. Такие дефекты обычно могут быть устранены путем тщательного изучения условий процесса, типов разделки шва, подготовки материала (очистки) и т.д. Данная работа не будет касаться происхождения таких типов дефектов или их исправления.

1.2 ЭКСПЛУАТАЦИОННЫЕ ДЕФЕКТЫ

Сварные швы подвержены широкому спектру эксплуатационных дефектов. Поскольку сварные швы металлургически отличаются от окружающей основы сплава и могут содержать остаточные напряжения, они часто подвержены разрушению задолго до основы сплава.

Таблица 1.2 Эксплуатационные дефекты

Водородиндуцированные
Обусловленные окружающей средой (т.е. коррозия)
Растрескивание при релаксации
Усталость
Разрушение под воздействием механического напряжения
Ползучесть и совместное действие ползучести и усталости
Коррозионная усталость
Механическая перегрузка

Данные дефекты обычно проявляются в виде трещин, которые образуются при определенных условиях окружающей среды и/или механических условиях. Список эксплуатационных дефектов приведен в таблице 1.2.

Коррозия сварных швов часто является проблемой из-за микроструктурных и локальных механических условий сварных конструкций. Наличие производственных дефектов часто может ускорить разрушения в процессе эксплуатации, особенно из-за усталости. Сварные швы во многих конструкционных материалах могут содержать размягченные участки, которые могут вызвать разрушения вследствие механической перегрузки. И наоборот, локальные жесткие зоны могут привести к снижению пластичности и возможному разрушению от хрупкости.

1.3 ПРЕДОТВРАЩЕНИЕ И КОНТРОЛЬ ДЕФЕКТОВ

Хотя важно понимать механизмы, приводящие к различным формам растрескивания, конечной целью инженера-сварщика является разработка методологии предотвращения растрескивания. Обычно нельзя разработать превентивные меры без понимания происхождения разрушения. В некоторых случаях могут быть эффективными изменения в технике или процедуре сварки. Например, простые изменения погонной энергии и форме валика иногда могут предотвратить кристаллизационное растрескивание сварного шва. Другим примером является использование предварительного нагрева и контроля межваликовой температуры для предотвращения водородиндуцированного растрескивания.

Перед реализацией таких превентивных мер необходимо определить происхождение разрушения, чтобы «лечение» не приводило к другим проблемам свариваемости. Многие металлы сварного шва на основе никеля подвержены как кристаллизационному растрескиванию, так и растрескиванию при падении пластичности, но способы устранения для каждого типа дефектов различаются.

Данный учебник предоставляет необходимую справочную информацию для понимания и интерпретации разрушений сварных швов и рекомендует возможные способы устранения таких разрушений. Следует отметить, однако, что решение многих проблем свариваемости потребует изменения материала, а не «подстройки» состава или параметров процесса. Например, повторные растрескивания при повторном нагревании и деформационном старении становятся серьезной проблемой при сварке толстостенных или прочно закрепленных хромомолибденовых высоколегированных сталей и высоколегированных никелевых сталей соответственно. Опять же, требуется знание точного механизма разрушения, перед реализацией мер по устранению причин.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

[1] Warner WL. This elusive character called weldability. Weld J 1946;25 (3):185s-188s.

[2] Granjon H. Fundamentals of Welding Metallurgy. Cambridge, UK: Woodhead Publishing Ltd.; 1991 (Translated from French edition published in 1989).

[3] Stout RD. Weldability of Steels. 4th ed. New York: Welding Research Council; 1987.

[4] Pargeter RJ, editor. Quantifying Weldability. Cambridge, UK: The Welding Institute; 1988.

2 ПРИНЦИПЫ МЕТАЛЛУРГИИ СВАРКИ

2.1 Введение

Целью данной главы является обзор основных принципов, определяющих развитие микроструктуры в сварных швах. Поскольку подверженность растрескиванию сварных конструкций является функцией микроструктуры, окружающей среды и приложенного напряжения, важно понимать основные принципы, которые определяют развитие микроструктуры во время сварки. В данной главе основное внимание будет уделено швам при сварке плавлением, но также будет включен раздел, посвященный швам при сварке в твердой фазе. Однако исчерпывающего обзора принципов сварочной металлургии представлено не будет. Для более детального изучения данной темы читатель может обратиться к следующим учебникам: Коу «Металлургия сварки» [1] и Истерлинга «Введение в физическую металлургию сварки» [2].

Существует ряд металлургических процессов, которые контролируют микроструктуру и свойства сварных швов. Плавление и кристаллизация являются важными процессами, поскольку являются ключевыми для достижения приемлемых соединений во всех процессах сварки плавлением. С кристаллизацией связаны процессы сегрегации и диффузии, приводящие к локальным изменениям состава, которые влияют как на свариваемость, так и на эксплуатационные характеристики.

Многие металлургические процессы происходят в твердом состоянии, включая фазовые превращения, реакции выделения, рекристаллизацию, рост зерна и т.д. Степень этих реакций может значительно изменить микроструктуру и свойства сварного шва (металл сварного шва и зона термического влияния (3TB)) относительно основного металла. Многие из этих реакций или сложные комбинации реакций могут привести к охрупчиванию или растрескиванию сварных швов.

Металлургия сварки и свариваемость, первое издание. Джон К. Липпольд.

 ${\ensuremath{\mathbb C}}$ 2015 Издательство John Wiley & Sons, Inc. Опубликовано в 2015 году издательством John Wiley & Sons, Inc.



Рисунок 2.1 Блок-схема развития и производительности микроструктуры шва.

Это охрупчивание может происходить из-за ликвации, наличия жидких пленок в твердой матрице или в твердом состоянии из-за потери пластичности.

Тепловое расширение во время нагрева и сжатие во время охлаждения могут привести к сложным картинам напряжений внутри и вокруг сварных швов. Эти напряжения могут впоследствии влиять на микроструктуру и свойства сварного шва и способствовать растрескиванию в областях, где деформация растяжения, возникающая в результате этих напряжений, превышает пластичность материала.

Природа микроструктуры сварного шва для данного материала определяется комбинацией термического цикла сварного шва и состава материала. В общем, скорости нагрева и охлаждения, связанные со сваркой, довольно высоки (10-1000°C/c) и обычно не позволяют прогнозировать микроструктуру на основе равновесных термодинамических принципов. Все металлургические процессы, которые влияют на микроструктуру сварного шва, зависят от температуры и скорости нагрева/охлаждения, и, таким образом, термический цикл сварки играет ключевую роль в развитии микроструктуры и, в конечном счете, свариваемости материала, как схематически показано на рисунке. 2.1.

2.2 ОБЛАСТИ ШВА ПРИ СВАРКЕ ПЛАВЛЕНИЕМ

Исследование сварного соединения выявляет отчетливые микроструктурные области. Зона плавления связана с плавлением. ЗТВ, хотя и не расплавленная, подвержена влиянию тепла в процессе соединения. За ЗТВ находится основной металл, не подвергшийся тепловому воздействию. Зона плавления и ЗТВ могут дополнительно подразделяться, как описано в данном разделе.

Зона плавления описана как таковая, потому что это область, где происходит плавление и кристаллизация для формирования соединения или сварочного шва. Поскольку все металлы обладают кристаллической структурой, а многие из них имеют кубические кристаллические решетки, существуют общие явления кристаллизации, общие для всех металлов. Во многих материалах режим кристаллизации очень чувствителен к составу. Например, добавление небольших количеств углерода и азота к некоторым сталям может изменить их режим кристаллизационному растрескиванию в зоне плавления. Алюминиевые сплавы, которые в других отношениях подвержены трещинам, могут быть сварены с присадочным материалом, содержащим более 6% кремния, чтобы избежать растрескивания.

Микроструктура и свойства ЗТВ контролируются исключительно тепловыми условиями, возникающими во время сварки и послесварочной термообработки (ПСТО). Алюминиевые сплавы обычно упрочняются осаждением или упрочняются для повышения прочности; сварка может

полностью устранить эти эффекты усиления в ЗТВ. Сталь претерпевает фазовое превращение, которое может привести к ЗТВ, имеющей радикально отличную микроструктуру и свойства, чем основной металл или зона плавления.

Понимание областей сварного шва сильно изменилось с 1960-х годов. До этого времени шов при сварке плавлением, как считалось, состоял только из двух областей: зоны плавления и окружающей ЗТВ, как показано на рис. 2.2 из лекции Е.Ф. Нипса 1959 года [3]. Значительные исследования, проведенные У. Ф. Сэвиджем и его учениками в РПИ в 1960-х и 1970-х годах, показали, что существовали и другие отдельные области шва при сварке плавлением [4, 5].

В 1976 году Сэвидж и соавт. [4] предложил несколько изменений в терминологии, используемой для описания областей микроструктуры шва при сварке плавлением, как показано на рисунке 2.3. Считалось, что зона плавления состоит из двух областей. Смешанная зона представляла собой часть зоны плавления, где основной и присадочный металлы были смешаны в «смешанную» структуру. Окружая эту область вдоль границы плавления, они определили область, называемую зоной несплавления (ЗнС). ЗнС состоит из расплавленного и повторно затвердевшего основного металла, который не смешивается с присадочным металлом. В некоторых системах сплавов ЗнС может обладать микроструктурами и свойствами, сильно отличающимися от таковых в смешанной зоне, особенно при использовании неоднородных присадочных металлов.



Рисунок 2.2. Раннее схематическое изображение областей шва при сварке плавлением (см. [3]. © AWS).



Рисунок 2.3 Области шва при сварке плавлением (см. [4]. © AWS).

ЗТВ была разделена на две области: зону частичного расплавления (ЗЧР) и «истинную» зону термического влияния (И-ЗТВ). ЗЧР существует во всех швах при сварке плавлением, выполненных в сплавах, поскольку переход от 100% жидкости к 100% твердому состоянию должен происходить по границе плавления. Кроме того, были идентифицированы другие механизмы, которые привели к локальному оплавлению (или ликвации) в узкой области, окружающей зону плавления. Они включают в себя плавление по границе зерен из-за сегрегации и явления, описанного как «составная ликвация», которое возникает в результате локального оплавления, связанного с составляющей частицей. Обозначение И-ЗТВ использовалось для

дифференциации той области ЗТВ, в которой все металлургические реакции происходят в твердом состоянии, то есть не происходит плавления или ликвации.

С 1976 года мало что изменилось в отношении терминологии для описания областей шва при сварке плавлением, хотя были проведены значительные исследования различных систем сплавов, чтобы убедиться, что эти области действительно существуют в этих системах материалов. В эту оригинальную терминологию были внесены дополнительные уточнения. Например, И-ЗТВ в сталях подразделяется на различные подразделы, такие как крупнозернистые ЗТВ (K33TB), мелкозернистые ЗТВ (M33TB) и межкритические ЗТВ (мК3TB).

Единственным потенциальным дополнением к терминологии на рисунке 2.3 является переходная область в зоне плавления. В неоднородных сварных швах, где присадочный металл отличается по составу от основного металла, это будет представлять собой переход состава из смешанной зоны в ЗнС. В некоторых системах сплавов эта зона переходной структуры (ЗПС) может иметь микроструктуру, заметно отличающуюся от окружающих областей. Например, в сварных швах между нержавеющими сталями и низколегированными сталями в переходной области может образовываться мартенситная структура, которая отсутствует в других местах сварного шва.

Новая схема областей шва при сварке плавлением представлена на рисунке 2.4 для неоднородного сварного шва. Он аналогичен иллюстрации на рисунке 2.3, но содержит состав ЗПС, которая может присутствовать в некоторых системах. В следующих разделах будут достаточно подробно рассмотрены различные определенные ранее области и описаны механизмы, участвующие в их формировании.



Рисунок 2.4 Современная схема, показывающая области шва при сварке плавлением.

2.3 ЗОНА ПЛАВЛЕНИЯ

Зона плавления представляет собой ту область шва при сварке плавлением, где происходит полное плавление и повторная кристаллизация в процессе сварки. Микроструктура в зоне плавления зависит от состава и условий кристаллизации. Небольшие различия в составе часто приводят к большим изменениям в микроструктуре и свойствах. В некоторых системах изменение скорости кристаллизации и охлаждения также может изменить микроструктуру, иногда резко.

Зона плавления обычно очень отличается от окружающей ЗТВ и основного металла, когда образцы готовятся металлографически. Это связано как с макроскопическими, так и с микроскопическими флуктуациями состава в результате процесса кристаллизации.

В сварных швах, где присадочный металл имеет отличный от основного металла состав, теоретически существуют три области. Крупнейшей из них является составная зона (СЗ), состоящая из присадочного металла, равномерно разбавленного основным металлом. Рядом с границей плавления могут существовать две дополнительные области. Зона несплавления (ЗнС)

состоит из расплавленного и повторно затвердевшего основного металла, где произошло незначительное смешивание с присадочным металлом. Между ЗнС и СЗ должна существовать зона переходной структуры (ЗПС), где присутствует градиент состава от основного металла до СЗ.

Были определены три типа зон плавления: автогенные, однородные и неоднородные. Классификации зависят от того, используется ли присадочный металл, и на составе присадочного металла по отношению к основному материалу. Все три типа зон плавления часто встречаются.

К автогенным сварным швам относятся те, в которые не добавляется присадочный металл, а зона плавления образуется в результате плавления и повторной кристаллизации основного металла. Они распространены в ситуациях, когда толщина сечения минимальна и проникновение может быть легко достигнуто выбранным процессом. В тонких сечениях автогенная сварка часто может применяться на высоких скоростях, и обычно требуется минимальное количество подготовки соединения, то есть могут использоваться стыковые соединения. Процессы сварки, которые адаптированы или могут быть адаптированы к автогенной сварке, включают дуговую сварку вольфрамовым электродом в защитном газе (ДСВЭЗГ), электронно-лучевую сварку (ЭЛС), сварку лазерным лучом (СЛЛ), плазменную дуговую сварку (ПДС) и контактную сварку. Зона плавления по существу имеет тот же состав, что и основной металл, за исключением возможных потерь из-за испарения или захвата газов из защитной среды. Не все материалы могут быть соединены автогенной сваркой из-за проблем свариваемости.

Однородные сварные швы предусматривают использование присадочного металла, который точно соответствует составу основного металла. Этот тип зоны плавления используется, когда для применения требуется, чтобы присадочный и основной металлы имели сходные свойства. Такие свойства, как реакция на термообработку или коррозионная стойкость, являются примерами подобных свойств. Некоторые распространенные примеры включают использование основного металла типа 316l, соединенного с присадочным материалом 316l для соответствия коррозионных свойств, и использование присадочного металла Е10016-d2 на хромомолибденовой высоколегированной стали AiSi 4130, которую обычно подвергают полной ПСТО для обеспечения однородной прочности.

Неоднородные сварные швы представляют собой швы при сварке плавлением, выполненные из присадочных металлов, состав которых отличается от состава основного металла. Во многих ситуациях подходящих присадочных металлов может не существовать, или желаемые свойства сварного шва могут быть недостижимы с подходящим составом. Следует также признать, что многие составы основного металла могут по определению иметь плохую свариваемость и что для лостижения приемлемых свойств или эксплуатационных характеристик необходимы неоднородные присадочные металлы. Некоторые соображения, требующие использования присадочного металла неоднородного состава, включают прочность, образование дефекта пористость), стойкость растрескиванию сварного шва (например, к при свариваемости/кристаллизационному растрескиванию, реакцию на термообработку, коррозионную стойкость, стоимость присадочного металла и эксплуатационные характеристики расходных материалов.

При использовании присадочного металла с составом, отличным от состава основного металла, необходимо тщательно учитывать эффекты разбавления, иначе желаемый результат может оказаться не таким, как ожидалось. Типичные примеры неоднородных сварных швов включают использование присадочного металла типа 3081 на основном металле типа 3041 для свариваемости и коррозионной стойкости, а также использование присадочного металла алюминия 4043 с основным металлом алюминия 6061 для сопротивляемости кристаллизационному растрескиванию.

Как отмечалось ранее, использование неоднородных сварных швов часто требует пристального внимания к эффектам разбавления. Разбавление можно определить, как изменение состава присадочного металла вследствие его смешивания с основным металлом в процессе плавления. Во многих случаях разбавление нежелательно и должно тщательно контролироваться. Изменение состава металла сварного шва путем разбавления может свести на нет или уменьшить желаемые свойства наплавленного металла, которые были бы достигнуты присадочным металлом в его неразбавлению. Один случай, когда разбавление особенно нежелательно, относится к операциям наплавки, при которых присадочные металлы значительно отличаются от основного

материала и выбраны для получения очень специфических свойств, таких как износостойкость, коррозионная стойкость или ударные свойства. Например, если нержавеющая сталь используется в качестве плакировки на углеродистых сталях для коррозионной стойкости, значительное разбавление (~ 40%) может снизить содержание хрома до уровня, при котором плакирующий слой больше не является коррозионностойким.

Разбавление выражается через разбавление присадочного металла основным металлом и схематически показано на рисунке 2.5. Математически разбавление - это отношение количества расплавленного основного металла к общему количеству расплавленного металла. Например, сварной шов с 10% разбавлением будет содержать 10% основного металла и 90% присадочного. Для большинства сварочных процессов разбавление обычно регулируется на уровне ниже 50%. Поперечные сечения сварных швов, как показано на рисунке 2.5, могут использоваться для оценки разбавления исходя из исходной геометрии соединения, или фактический состав металла сварного шва может быть определен путем анализа, а разбавление рассчитано, если известны составы основного и присадочного металлов.





2.3.1 Кристаллизация металлов

Плавление и кристаллизация являются первичными явлениями металлообработки, которые позволяют смешивать различные элементы для образования сплава, который затем можно отвердить или отлить в форму, которая будет использоваться в качестве отлитой детали или впоследствии термомеханически перерабатываться в другие полезные формы (болванку, лист, трубу и т.д.). Эти явления также являются основой процессов сварки плавлением, а для понимания металлургической природы сварки плавлением необходимы общие знания о кристаллизации металлов.

Существует несколько требований к кристаллизации. Во-первых, необходимо зародить центр кристаллизации или сформировать твердые частицы в жидкой фазе. При образовании изначальных твердых форм и превращения жидкости в твердое вещество требуется, чтобы теплота плавления, генерируемая превращением, было удалено или рассеяно. Обычно это происходит путем проводимости через твердое вещество за пределами фронта кристаллизации. Во время кристаллизации сплава также необходимо перераспределять растворенное вещество между жидкостью и твердым веществом, поскольку состав жидкости и твердого вещества, контактирующих на фронте кристаллизации, непрерывно изменяется по мере снижения температуры в пределах интервала кристаллизации. Это перераспределение приведет к локальному изменению состава в затвердевшей структуре, если твердое вещество не успевает достичь своего равновесного состава, что является обычным в большинстве процессов литья и сварки.

Большинство чистых металлов и сплавов подвергаются отрицательному изменению объема при кристаллизации. Это явление «усадки» требует особых мер предосторожности во время отливки для предотвращения образования усадочных полостей. Усадка при кристаллизации также создает напряжения в только что затвердевшей структуре, которые могут привести к

кристаллизационному растрескиванию. Эта усадка также способствует остаточному напряжению, которое связано со швами при сварке плавлением.

Используя простую фазовую диаграмму (рис. 2.6), можно оценить режим равновесной кристаллизации двухкомпонентного сплава. Для сплава 1 кристаллизация до твердого состояния А начинается, когда температура жидкости падает ниже ликвидуса, и заканчивается, когда сплав охлаждается ниже солидуса. В пределах интервала температур кристаллизации состав жидкости и твердого вещества, контактирующих друг с другом на фронте кристаллизации, определяется изотермической рабочей линией, соединяющей ликвидус и солидус при данной температуре. В конце кристаллизации сплав 1 составляет 100% А.

Для сплава 2 кристаллизация происходит, как описано ранее, до тех пор, пока сплав не достигнет эвтектической температуры (T_e). В этот момент оставшееся жидкость, которая имеет эвтектический состав, претерпевает эвтектическую реакцию ($L \rightarrow A+B$). Окончательная структура будет тогда смесью A и эвтектики (A+B). Относительные пропорции можно определить с помощью правила рычага.

Для сплава 3 кристаллизация будет продолжаться только после достижения системой эвтектической температуры. При этой температуре жидкость полностью преобразуется в эвтектическую структуру с составом фаз A и B, определяемой максимальной растворимостью в твердом веществе (C_{Smax}) B в A и A в B при T_e.

2.3.1.1 Параметры кристаллизации. При описании развития микроструктуры и перераспределения растворенного вещества во время кристаллизации полезно применять ряд параметров, определенных следующим образом:



Процент растворенного вещества, В

Тип 1 (однофазный) $\mathbf{L} \rightarrow \mathbf{L} + \mathbf{A} \rightarrow \mathbf{A}$

Тип 2 (однофазный плюс эвтектический) $L \rightarrow L + A A + (A + B)$

> Тип 3 (эвтектический) **L→A + B**

На рисунке 2.6 приведены примеры различных путей кристаллизации в простой эвтектической системе.

• Коэффициент распределения: $k = C_s / C_L$

- градиент температуры жидкости: $G_L = dT_L / dx$
- скорость кристаллизации: R = dx / dt
- скорость охлаждения: $G_L \cdot R = DT / dt$

коэффициент распределения k, иногда называемый коэффициентом перераспределения растворенного вещества, представляет собой просто соотношение составов твердого вещества и жидкости, контактирующих друг с другом при данной температуре в пределах интервала кристаллизации. Для большинства систем сплавов k не является постоянной величиной и изменяется в зависимости от температуры. Он может быть постоянным только в системах с прямыми линиями ликвидуса и солидуса, что встречается редко. При рассмотрении сегрегации растворенного вещества во время кристаллизации обычно берется среднее значение k. Когда значение k меньше l, растворенное вещество распределится в жидкость. Когда k больше единицы, растворенное вещество будет истощаться в жидкость. Когда значение k приближается к l, перераспределение растворенного вещества при кристаллизации уменьшается.

Градиент температуры в жидкости (G_L) также является важным параметром, поскольку определяет природу температурного поля до границы раздела твердое вещество-жидкость (S-L). В ситуациях, когда некоторое переохлаждение жидкости происходило до кристаллизации, этот градиент будет отрицательным. Это будет типичной ситуацией для кристаллизации отливки. Однако при кристаллизации сварного шва этот градиент обычно является положительным, поскольку сварочная ванна перегревается источником нагрева при сварке.

Темп роста кристаллизации (R) продиктован скоростью перемещения границы раздела S-L в процессе кристаллизации. В сочетании с градиентом температуры в жидкости можно определить скорость локального охлаждения на границе раздела S-L. Это последнее значение (G_L·R) будет влиять на размеры подструктуры кристаллизации, такие как расстояние между осями дендритов.

Образование центров кристаллизации при кристаллизации. Чтобы начать процесс кристаллизации, необходимо зародить центр кристаллизации твердого вещества в жидкой фазе. Это может происходить либо однородно, либо разнородно при наличии кристаллизующей частицы или твердой подложки. Однородное зарождение центров кристаллизации требует, чтобы внутри жидкости образовывалось твердое вещество критического или порогового размера.

$$r *= 2\gamma_{\rm SL} \frac{T_{\rm m}}{\Delta H_{\rm M} \Delta T}$$

 γ_{SL} - межфазная энергия S-L, Tm - температура плавления, ΔH_M - скрытая теплота плавления, и ΔT - степень переохлаждения жидкости. Обратите внимание, что при увеличении степени переохлаждения критический радиус уменьшается. Твердые сферы меньше критического радиуса r* просто переплавят, в то время как превышающие r *, будут расти.

Размер этой сферической затравки могут определяться размером критического радиуса г*, где во многих процессах кристаллизации неоднородное зарождение центров кристаллизации может сопровождать однородное зарождение центров кристаллизации или полностью доминировать над ним (как в случае сварки). Неоднородное зарождение центров кристаллизации происходит от примесной частицы (такой как оксид, нитрид, сульфид и т.д.) или существующей твердой подложки. Поскольку эти неоднородные участки стабильны при или выше температуры плавления сплава, для зарождения центров кристаллизации требуется небольшое или полное отсутствие переохлаждения. Например, монокристаллические никелевые лопасти турбины изготавливаются с использованием «затравочного» кристаллизации.

В швах при сварке плавлением возможен ряд событий неоднородного зарождения центров кристаллизации, как схематически показано на рисунке 2.7 [1]. Конвективный поток жидкости при кристаллизации может привести к тому, что концы дендритов на фронте кристаллизации или зерна окружающего твердого металла оторвутся и попадут в жидкость. В зависимости от переохлаждения жидкости и размера оторвавшихся твердых частиц, это твердое вещество может действовать в качестве участка зарождения центров кристаллизации. В некоторых операциях литья стенки литейной формы вибрируют, чтобы вызвать фрагментацию дендрита и последующее

измельчение структуры кристаллизации. Эти события неоднородного зарождения центров кристаллизации возможны только в том случае, если смежная жидкость переохлаждена (отрицательное значение G_L). В случае, когда жидкость перегрета (положительное значение G_L), эти затравки переплавят. Обычно это происходит при кристаллизации сварного шва, и, таким образом, эта форма неоднородного зарождения центров кристаллизации обычно невозможна во время сварки плавлением.

Частицы с более высокой температурой плавления, добавляемые или образующиеся в жидкости, также могут служить участками зарождения центров кристаллизации. Иногда называемые инокуляторами, эти частицы могут заменять однородные центры кристаллизации, описанные ранее. Этот тип зарождения центров кристаллизации может происходить на поверхности жидкости, особенно если образуется поверхностный оксидный слой. В некоторых случаях возможно добавление затравок непосредственно в сварочную ванну, но обычно это нецелесообразно.



Рисунок 2.7 Различные формы неоднородного зарождения центров кристаллизации, связанные со сварочной ванной (см. [1]).

Неоднородное зарождение центров кристаллизации в твердой подложке называется эпитаксиальным зарождением центров кристаллизации, которое происходит от греческого слова «эпитаксис», что означает «расти из». Как отмечалось ранее, использование «затравочных кристаллов» в некоторых применениях для литья или выращивания кристаллов является формой эпитаксиального зарождения центров кристаллизации. Эпитаксиальное зарождение центров кристаллизации является доминирующей формой неоднородного зарождение центров кристаллизации при кристаллизации сварного шва.

Эпитаксиальное зарождение центров кристаллизации практически не требует переохлаждения или других движущих сил. В результате кристаллизация начинается сразу после охлаждения ниже температуры ликвидуса. Когда составы подложки основного металла и жидкости аналогичны, фронт кристаллизации, растущий из данного зерна на этой подложке, будет сохранять ту же кристаллографическую ориентацию. Поскольку ориентация зерна подложки обычно случайная, это приводит к продолжению кристаллографической разориентировки зерен основного металла по

границе плавления в затвердевающее твердое вещество, как показано на рисунке 2.8. То есть границы зерен непрерывны по исходной границе плавления, где происходило эпитаксиальное зарождение центров кристаллизации.

В металлах ГЦК и ОЦК рост кристаллизации происходит преимущественно вдоль ребра куба или в <100> кристаллографических направлениях. Их иногда называют направлениями «легкого роста», поскольку кристаллизация наиболее эффективна в этой кристаллографической ориентировке. В металлах ГПУ рост происходит параллельно базисной плоскости в направлении <1010>. Рост наиболее благоприятен, когда эти направления легкого роста параллельны вектору теплового потока через границу раздела S-L. Это приводит к росту, который приблизительно перпендикулярен границе раздела S-L.

Режим кристаллизации. В металлах возможны несколько режимов кристаллизации. Эти методы описывают различные морфологические формы, которые могут существовать на границе раздела S-L и во многих случаях все еще проявляются при охлаждении до комнатной температуры. В условиях низких скоростей кристаллизации, крутых температурных градиентов или того и другого может произойти кристаллизация плоского фронта. В большинстве практических случаев плоский фронт подразделяются на другие методы, описываемые либо клеточной, либо дендритной морфологией. Режим кристаллизации, который является наиболее стабильным, определяется комбинированным эффектом состава, градиента температуры и скорости кристаллизации.





Диапазон режимов кристаллизации, которые наблюдаются применительно к металлам, показан на рисунке 2.9 [6]. Плоский фронт кристаллизации сначала распадается на клеточный фронт и затем на более сложные морфологии дендритов, в зависимости от условий кристаллизации. Кристаллизация большинства сплавов происходит либо ячеистым, ячеисто-дендритным, столбчато-дендритным методом, либо их комбинацией. Согласно Чалмерсу [7], режим кристаллизации определяется степенью структурного переохлаждения или переохлаждения, которое существует в жидкости непосредственно перед границей раздела S-L. По мере увеличения степени переохлаждения предпочтение отдается более дендритным режимам кристаллизации. Эта концепция будет далее описана в данной главе.



Рисунок 2.9 Режимы кристаллизации металлов (см. [6]. © AWS).



Рисунок 2.10. Влияние градиента температуры в жидкости G_L и темпа роста кристаллизации R на режим кристаллизации.

Двумя наиболее распространенными режимами кристаллизации, обнаруженными в сварных швах и литье, являются ячеистый и ячеисто-дендритный режимы. Режим плоской кристаллизации обычно нестабилен на практике. В лабораторных экспериментах он может поддерживаться при очень медленных темпах роста в чистых материалах. При нормальных условиях кристаллизации плоская граница раздела быстро подразделяется на ячеистый или ячеисто-дендритный фронт роста.

Равноосный дендритный рост также обычно не наблюдается в швах при сварке плавлением из-за большого необходимого структурного переохлаждения. Иногда это наблюдается в концевом кратере швов при сварке плавлением некоторых материалов, где градиент температуры незначителен из-за затухания дуги (или других источников нагрева).

В металлических сплавах сочетание градиента температуры G_L и темпа роста кристаллизации R влияет на режим кристаллизации. Как показано на рисунке 2.10, предпочтение отдается режиму роста с плоским фронтом кристаллизации, когда градиент значителен и/или скорость кристаллизации очень низка. По мере того как скорость кристаллизации увеличивается для всех градиентов температуры, кроме самых высоких, режим кристаллизации переключается на ячеистый и затем дендритный. Если градиент температуры совершенно незначительный, возможен равноосный дендритный рост. Когда изделие G·R увеличивается, отражая ускорение охлаждения, образующиеся структуры становятся более тонкими. Это приводит к образованию ячеистой или дендритной структур, которые расположены намного ближе относительно расстояния между соседней ячейкой и дендритными осями.

Состав также влияет на режим кристаллизации. Как показано на рисунке 2.11, чистый металл будет затвердевать с плоским фронтом при большинстве сочетаний G_L и R. При добавлении растворенных или примесных элементов рост с плоским фронтом кристаллизации является благоприятным только тогда, когда градиент очень большой, скорость кристаллизации очень низкая или при сочетании этих условий. Большинство сплавов будут затвердевать в дендритном или ячеистом режимах, как показано заштрихованной областью на схеме. Как описывалось ранее, равноосный дендритный рост предпочтителен только тогда, когда градиент совсем небольшой - условие, которое обычно не применимо к швам при сварке плавлением.





Векторное произведение градиента температуры и скорости кристаллизации представляет собой скорость локального охлаждения на границе раздела S-L, где

$$\frac{dT}{dx} * \frac{dx}{dt} = \frac{dT}{dt}$$

Скорость локального охлаждения оказывает значительное влияние на размер (или масштаб) образующейся структуры кристаллизации, причем высокие значения $G_L \cdot R$ способствуют образованию очень тонких структур. Этот структурный аспект кристаллизации обычно определяется путем измерения расстояния между осевыми центрами ячеек или дендритов, которые иногда называют ячеистым или дендритным ядром. Это расстояние может варьироваться от нескольких миллиметров в очень больших отливках до нескольких микрон в лазерных или электронно-лучевых сварных швах. Термины первичное расстояние между осями дендритов (ПрОД) и вторичное расстояние между осями дендритов (ВрОД) часто используются для определения влияния скорости охлаждения на размер подструктуры отверждения.

2.3.1.4 Стабильность границы раздела Кристаллизация плоского фронта в металлах происходит только в особых случаях. Она включает кристаллизацию сверхчистых металлов, которые не сильно переохлаждены, и условия, учитывающие очень низкие скорости кристаллизации, крутые температурные градиенты или сочетание обоих. Почти во всех практических ситуациях плоский фронт неустойчив и распадается на ячеистый или дендритный режим. Лучше всего это межфазное обжатие описывают две теории, обе из которых связаны с перераспределением растворенного вещества, которое должно происходить на границе раздела S-L во время кристаллизации сплава.

Теория структурного переохлаждения, предложенная Чалмерсом [7], предполагает эффективное переохлаждение жидкости на границе раздела S-L, которое способствует неустойчивости плоской границы раздела.



Рисунок 2.12. Теория структурного переохлаждения по Чалмерсу [7].

Маллинс и Секерка [8] использовали теорию возмущений вдоль плоской границы раздела, чтобы математически предсказать подобную неустойчивость. Обе теории согласуются с экспериментальными наблюдениями. Подход Маллинса и Секерки является математической трактовкой этого явления и в данной работе не обсуждается.

Структурная теория переохлаждения Чалмерса основана на предпосылке, что распределение растворенного вещества происходит перед границей раздела S-L. Принимая во внимание плоский фронт, концентрационный градиент существует перпендикулярно фронту на определенное расстояние в жидком веществе. на рисунке 2.12 для случая, когда коэффициент распределения k<1, концентрация растворенного вещества уменьшается с расстоянием. Эта концентрация растворенного вещества в температуру с помощью фазовой диаграммы.

Упрощая рисунок 2.12 удалением фазовой диаграммы, становится легче описать концепцию структурного переохлаждения, которое приводит к обжатию плоского фронта кристаллизации. Исходя из того, что профиль растворенного вещества находится перед границей раздела S-L (для k<1), можно построить эффективный температурный профиль, который увеличивается в зависимости от расстояния от границы раздела, как показано на рисунке 2.13. Это эффективный температурный профиль, поскольку в жидкости присутствует фактический градиент температуры, ранее определенный как G_L. Если фактический градиент (фактический G) меньше наклона линии, касательной к эффективному температурному профилю на границе раздела S-L (критический G), образуется область структурного переохлаждения, и плоская граница раздела будет неустойчивой. Если градиент температуры превышает наклон касательной, плоский фронт устойчив. Исходя из этой теории, кристаллизация плоского фронта сплавов возможна только тогда, когда градиент температуры (G_L) очень крутой. В швах при сварке плавлением это условие выполняется только на границе плавления, что будет подробно обсуждаться в данной главе далее.

Разделы 2.3.2 и 2.3.3 суммируют макроскопические и микроскопические аспекты кристаллизации сварного шва и не предназначены для всестороннего обзора этих тем. Для получения более подробной информации о кристаллизации сварного шва читатель может обратиться к обзорным работам Дэвиса и Гарланда [9], Дэвида и Витека [10] и Катаямы [11, 12].



Рисунок 2.13 Упрощенная схема теории структурного переохлаждения для случая, когда k < 1.

2.3.2 Макроскопические аспекты кристаллизации сварного шва

Кристаллизация сварных швов происходит в неравновесных условиях и должно изучаться как с макроскопической, так и с микроскопической точки зрения. Макроскопическая кристаллизация будет рассматриваться как на задней кромке сварочной ванны, так и вдоль границы кристаллизации зерен (ГКЗ). С позиции перераспределения растворенного вещества макроскопический подход рассматривает фронт кристаллизации как плоский фронт, хотя микроскопическая форма сварочной ванны сильно зависит от условий сварки, в частности, от теплового потока, погонной энергии и скорости прохода.

Микроскопическая кристаллизация будет использоваться для описания образования и перераспределения растворенных веществ в субзернах кристаллизации, таких как ячейки и дендриты. Параметры кристаллизации k, G_L, R и G · R влияют на характер микроскопической кристаллизации и сегрегации.

Как отмечалось ранее и показано на рисунке 2.8, в зарождении центров кристаллизации в швах при сварке плавлением преобладает эпитаксиальный рост от окружающего основного металла. Термодинамическая движущая сила, необходимая для эпитаксиального зарождения центров кристаллизации, очень мала, и, по существу, для возникновения центров кристаллизации не требуется переохлаждения. Вновь сформированные зерна сохраняют ту же кристаллографическую ориентацию, что и зерна основного металла, из которых они зарождаются. В результате границы зерен непрерывны по границам плавления.



Рисунок 2.14 Иллюстрация эпитаксиального зарождения центров кристаллизации и конкурентного роста (см. [16].

В металлах ГЦК и ОЦК, которые составляют основной объем сварных промышленных сплавов, кристаллизация происходит преимущественно вдоль ребра куба или в направлениях <100>. Их иногда называют направлениями «легкого роста», потому что кристаллизация наиболее эффективна в этих ортогональных направлениях. Это направление роста сохраняется до тех пор, пока затвердевающее зерно остается в контакте с границей раздела S-L или пока оно не перестанет существовать из-за соседних зерен металла сварного шва, которые ориентированы более благоприятно. Данное явление называется «конкурентным» ростом. Границы между этими зернами определены как ГКЗ. Концепции эпитаксиального зарождения центров кристаллизации и конкурентного роста показаны на рисунке 2.14.

Иногда в зоне плавления может происходить неэпитаксиальное зарождение центров кристаллизации и рост. Введение неоднородных центров кристаллизации непосредственно в сварочную ванну может вызвать зарождения центров кристаллизации до границы раздела S-L. Например, было доказано, что добавление порошка оксида титана в сварные швы титана и алюминия способствует зарождению центров кристаллизации и измельчению зерен [13, 14].

В некоторых системах неоднородные центры кристаллизации могут фактически образовываться в жидкости перед выступающей границей раздела. Скорее всего, это происходит вдоль осевой линии сварного шва, где градиент температуры незначителен, и эти центры кристаллизации не могут проникать в более горячие области сварочной ванны. Неэпитаксиальное зарождение центров кристаллизации также наблюдалась вдоль границы плавления в некоторых системах. Например, в литийсодержащих алюминиевых сплавах на границе плавления наблюдались небольшие равноосные зерна, которые зарождаются из частиц Al (li, Zr) 3 из основного металла [15].

Неэпитаксиальное зарождение центров кристаллизации также было выявлено в системах, где металл сварного шва и основной металл имеют разные кристаллические структуры. Например, когда аустенитная нержавеющая сталь или никелевые сплавы (ГЦК) осаждаются на ферритную сталь (ОЦК), свидетельства эпитаксии на границе слияния отсутствуют.



Рисунок 2.15 Примеры: (а) неэпитаксиального зарождения центров кристаллизации в аустенитной нержавеющей стали и (б) неэпитаксиального зарождения центров кристаллизации металла сварного шва ГЦК (монель), осажденного на основной металл ОЦК (тип 409 SS).

Подложка ОЦК выступает в роли «стенки кристаллизатора», а зарождение центров кристаллизации кристаллов ГЦК происходит неоднородно [16, 17]. Примеры эпитаксиального и неэпитаксиального зарождения центров кристаллизации на границе плавления представлены на рис. 2.15.

Из-за эпитаксиального зарождения центров кристаллизации и роста зерна будут затвердевать вдоль направлений легкого роста на задней кромке сварочной ванны. Зерна основного металла в поликристаллических металлах обычно ориентированы случайным образом, и получающиеся зерна зоны плавления будут иметь ту же степень разориентировки. Рост наиболее благоприятен вдоль направления теплового потока или, наоборот, перпендикулярно изотермам температуры на границе раздела S-L. Эти изотермы идут примерно параллельно границе раздела S-L. Наиболее предпочтительны зерна, направление роста которых почти перпендикулярно границе раздела S-L.

Макроскопическая форма сварочной ванны определяется сочетанием физических свойств материала, параметров процесса и условий теплового потока. Обычно встречаются два основных типа формы ванны: каплевидная и эллиптическая, как показано на рисунке 2.16 [1]. Эллиптические ванны обычно связаны с высокой погонной энергией, низкими скоростями прохода и условиями трехмерного теплового потока. Материалы с высокой теплопроводностью, такие как алюминий и медь, образуют эллиптические сварочные ванны в широком спектре условий.


На рисунке 2.16 изображены эллиптические и каплевидные сварочные ванны (см. [18].

Каплевидные формы ванны наиболее предпочтительны, когда скорость прохода высокая, теплопроводность низкая, а тепловой поток двухмерный. Например, аустенитные нержавеющие стали и сплавы на основе никеля часто образуют ванны каплевидной формы при сварке в виде тонкого листа при высоких скоростях прохода. Эту форму, как правило, следует избегать в условиях сильного сжатия, так как растрескивание по осевой линии может стать проблемой.

Поток жидкости в сварном шве зависит от ряда сил, включая выталкивающую, электромагнитную и поверхностное натяжение. В некоторых случаях поток жидкого вещества, вызванный поверхностным натяжением, может доминировать над этими другими силами, что часто приводит к значительным колебаниям тепла в форме сварочной ванны и характеристиках проникновения. Данное поведение показано на рисунке 2.17.

В системах, где поверхностное натяжение уменьшается при повышении температуры, горячее жидкое вещество под дугой протекает вдоль поверхности к периферии сварного шва и вызывает плавление на краю шва или на пяте. Если градиент температуры поверхности положительный, возникает сильный нисходящий поток, и плавление наиболее эффективно в вершине сварного шва. Во втором случае обеспечивается лучший провар сварного шва.

Небольшие изменения в составе могут способствовать значительным изменениям в проникновении из-за так называемого эффекта «Марангони» [18]. Например, снижение содержания серы в нержавеющих сталях с 0,010 до 0,003 мас.% может привести к снижению провара сварного шва на 50%. Другие элементы, включая кислород, титан и алюминий, могут оказывать аналогичное влияние.

2.3.2.1 Влияние скорости прохода и градиента температуры

Форма сварочной ванны обычно контролируется путем регулировки скорости прохода сварного шва. При высоких скоростях прохода в материалах с низкой теплопроводностью отвод тепла от сварного шва становится более сложным, и ванна имеет тенденцию к удлинению. Это приводит к постепенной эволюции от овальной или эллиптической формы до каплевидной формы, как показано на рисунке 2.18. В эллиптической ванне угловое соотношение вектора скорости и основного направления теплового потока на границе раздела S-1 относительно границы плавления постепенно изменяется от перпендикулярного к параллельному при движении к осевой линии. Это приводит к значительному конкурентному росту на фронте кристаллизации.



Рисунок 2.17 Поток жидкого вещества, вызванный поверхностным натяжением (см. [19]. © AWS).



Рисунок 2.18 Влияние формы сварочной ванны на параметры кристаллизации G_L и R и макроскопическую структуру зерен (см. [6]. © AWS).

В ванне каплевидной формы граница раздела S-L по существу прямая (постоянный угол). В результате зерна, которые благоприятно ориентированы относительно этой границы раздела, могут непрерывно расти от границы плавления до осевой линии. Из-за этого конкурентный рост ограничен, и эти зерна растут до тех пор, пока они не столкнутся с зернами с другой стороны сварного шва вдоль осевой линии сварного шва. В экстремальных ситуациях эта осевая линия

может быть чрезвычайно острой, представляя ГКЗ, параллельный границе плавления. Как отмечалось выше, ориентация и структурный характер этой осевой линии делают ее подверженной кристаллизационному растрескиванию сварного шва.

Режим кристаллизации часто значительно варьируется в пределах данного сварного шва, в зависимости от состава, градиента локальной температуры и скорости кристаллизации. На границе плавления градиент (G_L) является самым крутым из всех мест на границе раздела S-L, так как тепловой поток в окружающий основной металл наиболее эффективен в этой точке. Скорость локального кристаллизации здесь очень низкая, поскольку угловая зависимость от вектора скорости прохода, VW, составляет приблизительно 90°. Сочетание высокого градиента и низкой скорости кристаллизации может способствовать установлению плоского фронта кристаллизации.

На небольшом расстоянии от границы плавления плоский фронт подразделяется на ячеистый и дендритные режимы. Это происходит из-за уменьшения G_L и увеличения R, как показано на рисунке 2.18. Обычно этот переход происходит в пределах нескольких микрон от границы плавления. Осевая линия представляет местоположение вдоль фронта кристаллизации, где R является самым высоким (равным V_W), а G_L - самым низким. Это сочетание будет продвигать больше дендритных структур, потенциально даже равноосных дендритов, если градиент достаточно мал.

На рисунке 2.19 показано изменение темпа роста кристаллизации R в зависимости от положения вдоль макроскопической границы предела S-L. Обратите внимание, что скорость сварки и скорость локального роста всегда эквивалентны в осевой линии сварного шва. Темп роста постепенно уменьшается при движении вдоль границы раздела S-L к границе плавления.



Рисунок 2.19 Зависимость между скоростью прохода сварного шва VW и скоростью локальной кристаллизации R.

Темп роста на границе плавления чрезвычайно низок относительно осевой линии сварного шва и приближается к нулю в точке, где эпитаксиальное зарождение центров кристаллизации и кристаллизация начинаются на границе плавления. Как отмечалось выше, этот низкий темп роста (в дополнение к более высоким температурным градиентам в жидкости) может поддерживать плоская кристаллизация на границе плавления. При увеличении R плоский фронт разрушается и доминируют ячеистые и дендритные режимы роста.

Эти сдвиги в режиме кристаллизации схематически проиллюстрированы на рисунке 2.20 из книги Истерлинга [2]. В действительности большая часть зоны плавления затвердевает в том же режиме, обычно ячеистом или ячеисто-дендритном. В материалах, которые затвердевают в виде ГЦК (аустенит), таких как аустенитные нержавеющие стали и никелевые сплавы, часто можно увидеть свидетельства плоского роста на границе плавления, как показано на рисунке 2.21а. Остальная часть зоны плавления обычно затвердевает в ячеистом/ячеисто- дендритном режиме, как показано

на рисунке 2.21b. Равноосная дендритная кристаллизация наблюдается редко, за исключением концевого кратера сварного шва, как показано на поперечном сечении и микрофотографии РЭМ на рисунке 2.22.

2.3.3 Микроскопические аспекты кристаллизации сварного шва

В микроскопическом масштабе зона плавления состоит из микроструктуры кристаллизации, имеющей различные типы границ разделов или границ. Важно понимать природу границ в зоне плавления, так как многие из дефектов, связанных с этой областью, как во время производства, так и эксплуатации, связаны с этими границами. Металлографически можно наблюдать по меньшей мере три различных типа границ, как схематически показано на рисунке 2.23.

Границы кристаллизации субзерен (ГКСЗ) являются наиболее тонкими различимыми границами в микроструктуре. Они являются результатом образования ячеек и дендритов во время процесса кристаллизации. Эти границы образуются в условиях микроскопической кристаллизации и перераспределения растворенного вещества в соответствии с граничными условиями, описанными далее в данном разделе. Кристаллографическая разориентировка по этим границам мала, то есть они представляют малоугловые границы.



Рисунок 2.20 Изменение режима роста кристаллизации в зависимости от местоположения в сварном шве (см. [2]. © Wiley).



Рисунок 2.21. Примеры плоского (а) и ячеисто-дендритного (б) режимов роста.

Границы кристаллизации субзерен (ГКСЗ) возникают в результате пересечения пакетов субзерен, что приводит к кристаллографической разориентировке по границе. Сегрегация растворенного вещества и примесей к этим границам во время кристаллизации определяется в условиях макроскопического перераспределения растворенного вещества, описанных в разделе 2.3.4.1.

Мигрированные границы зерен (МГЗ) представляют собой истинные кристаллографические границы зерен в зоне плавления. Эти границы поддерживают разориентировку родительской ГКЗ, которые они переместили после кристаллизации.



Рисунок 2.22 Равноосный дендритный рост в концевом кратере сварного шва в сплаве 690. Металлографическое поперечное сечение и (б) Микрофотография РЭМ (любезно предоставлено Адамом Хоупом).

Границы кристаллизации субзерен (ГКСЗ)

Кристаллизация субзерна представляют собой тончайшую структуру, которую можно определить с помощью оптического микроскопа. Эти субзерна обычно присутствуют в виде ячеек или дендритов, а граница, разделяющая соседние субзерна, известна как ГКСЗ. Эти границы очевидны в микроструктуре, потому что их состав отличается от состава объемной микроструктуры. Перераспределение растворенного вещества, которое создает этот градиент состава в ГКСЗ, продиктовано микроскопическим перераспределением растворенного вещества, как описано в следующем разделе.



Рисунок 2.23 Схематическое изображение границ в однофазных металлах сварного шва.

Практически отсутствует кристаллографическая разориентировка по ГКСЗ, и эти границы расцениваются как «малоугловые». Низкая разориентировка (обычно <5°) обусловлена тем, что рост субзерен происходит вдоль предпочтительных кристаллографических направлений (или направлений легкого роста). В металлах есть ГЦК и ОЦК <100> направлений. Из-за этого плотность дислокации вдоль ГКСЗ, как правило, оказывается низкой, так как для размещения нет большой разориентировки. Примеры кристаллизации субзерен, имеющих ячеистый и ячеистодендритный характер, показаны на рисунке 2.24.

Границы кристаллизации зерен (ГКЗ) является результатом пересечения пакетов или групп субзерен. Таким образом, ГКЗ являются прямым результатом конкурентного роста, который происходит вдоль задней кромки сварочной ванны. Поскольку каждый из этих пакетов субзерен имеет различное направление роста и ориентацию, их пересечение приводит к границе с высокой угловой разориентировкой. Их часто называют «высокоугловыми» границами зерен. Эта разориентировка приводит к развитию дислокационной сетки вдоль ГКЗ.

ГКЗ также имеет структурный компонент, возникающий в результате перераспределения растворенного вещества во время кристаллизации. Это перераспределение может быть смоделировано с использованием макроскопических граничных условий и часто приводит к высоким концентрациям растворенных и примесных элементов в ГКЗ, как описано в следующем разделе. Такое структурное распределение может привести к образованию легкоплавких жидких пленок вдоль ГКЗ в конце кристаллизации, что может способствовать кристаллизационному растрескиванию сварного шва. Пример ГКЗ показан на рисунке 2.24.



Рисунок 2.24 Примеры границ в зоне плавления полностью аустенитной (ГЦК) нержавеющей стали.

2.3.3.3 Мигрированные границы зерен (МГЗ) ГКЗ, которая образуется в конце кристаллизации, имеет как структурный, так и кристаллографический компонент. В некоторых случаях кристаллографический компонент ГКЗ может мигрировать в сторону от структурного компонента. Эта новая граница, которая несет в себе большую угловую разориентировку «родительской» ГКЗ, называется МГЗ.

Движущая сила миграции такая же, как и для простого роста зерен в основных металлах, снижения энергии границы. Оригинальная ГКЗ является довольно извилистой, поскольку она образуется от пересечения противоположных ячеек и дендритов. Кристаллографическая граница может понизить свою энергию, выпрямляясь и отрываясь от исходной ГКЗ. Дальнейшая миграция границы возможна при повторном нагреве, например, при многопроходной сварке. Пример МГЗ, связанной с ГКЗ, также показан на рисунке 2.24.

Поскольку она несет в себе кристаллографическую разориентировку ГКЗ, МГЗ представляет собой большеугловую границу с разориентировками, обычно превышающими 30°. Состав границы изменяется местно, в зависимости от состава микроструктуры, в которую она мигрировала. Также возможна некоторая сегрегация вдоль МГЗ, возможно, посредством «выметания» или механизма диффузии.

МГЗ наиболее распространены в однофазных металлах сварного шва, особенно в аустенитных нержавеющих сталях и никелевых сплавах. В наплавленных металлах, которые содержат вторую фазу или образуют эвтектическую составляющую в конце кристаллизации, кристаллографический компонент ГКЗ часто «закреплен» и не может свободно перемещаться, тем самым предотвращая образование МГЗ.

2.3.4 Перераспределение растворенного вещества

Кристаллизация сплавов требует, чтобы растворенное вещество перераспределялось между жидкостью и твердым веществом, как обусловлено фазовой диаграммой. В системах сплавов, где коэффициент распределения k меньше единицы, жидкость и твердое вещество все больше обогащаются растворенным веществом по мере снижения температуры в пределах интервала температур кристаллизации, и жидкая фаза более обогащена растворенным веществом, чем твердая фаза. Это перераспределение требует переноса массы атомов растворенного вещества между жидкостью и твердым веществом для поддержания равновесия на границе раздела.

Этот перенос массы может происходить как через жидкость при смешивании, так и в твердом веществе путем диффузии. Эти два метода переноса массы (диффузии) устанавливают граничные условия, с помощью которых можно описать перераспределение растворенного вещества во время кристаллизации. Три ситуации могут описать кристаллизацию в зависимости от граничных условий переноса массы. Если перенос массы неограничен как в жидкости, так и в твердом

веществе, перераспределение растворенного вещества может происходить согласно фазовой диаграмме, и кристаллизация происходит в условиях равновесия.

Если перенос массы ограничен в твердом веществе, жидкости или в них обоих, то кристаллизация происходит неравновесным образом. В ситуации, близкой к микроскопической кристаллизации сварного шва (образование ячеистых и дендритных субзерен), твердофазная диффузия считается незначительной, а смешивание в жидком состоянии - завершенным. На самом деле это смешивание можно считать происходящим путем диффузии в жидкости, поскольку расстояния настолько малы (несколько микрон), а диффузия в жидкости быстрая, как будет обсуждаться далее в данной главе.

Если перенос массы ограничен как в твердом веществе, так и в жидкости, ситуация приближается к макроскопической кристаллизации сварного шва. Фактическая модель допускает некоторую ближнюю диффузию в пограничном слое жидкости на границе раздела S-L, но не дает дальней диффузии или смешивания. Макроскопический и микроскопический режимы кристаллизации сварного шва схематически показаны на рисунке 2.23.

2.3.4.1 Макроскопическая кристаллизация

Перераспределение растворенного вещества во время макроскопической кристаллизации сварного шва может быть приблизительно вычислено с использованием кристаллизации плоского фронта небольшого объема жидкости. На основании математического подхода Смита и соавт. [19] макроскопическая кристаллизация может определяться тремя различными областями: (i) начальный переходный процесс, (ii) стационарная область и (iii) конечный переходный процесс. Профили растворенного вещества, показанные на рисунке 2.25, представляют сплав с k<1.

Начальный переходный процесс представляет начало процесса кристаллизации - такого, как тот, который произошел бы на границе плавления. Исходное твердое вещество, которое должно образоваться, должно иметь состав kC_0 , поскольку оно находится в контакте с жидкостью номинального состава (C_0). По мере кристаллизации состав твердой фазы увеличивается (при k <1). Состав жидкости на границе раздела также увеличивается, поскольку необходимо поддерживать микроскопическое равновесие (как обусловлено фазовой диаграммой). Вдали от границы раздела состав жидкости имеет состав C_0 . Начальная переходная стадия заканчивается, когда состав твердого вещества достигает C_0 . Смит и соавт. разработали строгие решения для перераспределения растворенного вещества. [19] Эти решения очень громоздкие, так что Флемингс дал следующие упрощенные соотношения для растворимых профилей для твердого вещества в начальном переходном процессе и жидкости - в стационарной области [20]:

$$C_{\rm s} = C_0 \left[1 - (1 - k) \exp\left(\frac{-kRx_{\rm C}}{D_{\rm L}}\right) \right]$$
(2.1)

$$C_{\rm L} = C_0 \left[1 + \left(\frac{1-k}{k}\right) \exp\left(\frac{-Rx_{\rm C}'}{D_{\rm L}}\right) \right]$$
(2.2)



Рисунок 2.25 Профили растворенного вещества для макроскопической кристаллизации сварного шва, показывающие (а) начальный переходный процесс, (b) стационарную область и (c) конечный переходный процесс.

Ширина начального переходного процесса является функцией D_L , R и k, где член X_C представляет «характерное расстояние». Исходя из уравнения 2.1 ширина начального переходного процесса приблизительно вычисляется как $5x_C = 5D_L/kR$. Обратите внимание, что с уменьшением k или R ширина переходного процесса увеличивается.

В условиях макроскопической кристаллизации стационарная кристаллизация занимает большую часть процесса кристаллизации. На этом этапе из состава жидкости C_0/k образуется твердое вещество состава C_0 на основании микроскопического равновесии на границе раздела S-L. Для макроскопической кристаллизации C_0 представляет собой средний состав твердого вещества. Перед макроскопической границей раздела в жидкости конечной ширины устанавливается концентрационный градиент, как описано в уравнении 2.2. Ширина этого градиента является функцией от D_L и R и приблизительно равна $5x_C = 5D_L/R$. Обратите внимание, что с увеличением скорости кристаллизации (R) ширина концентрационного градиента уменьшается.

Когда конечная жидкость расходуется в конце процесса кристаллизации, твердый состав снова повышается (для k < 1). Этот «сброс» растворенного вещества происходит в очень узкой области, обычно порядка нескольких микрон или менее. Обогащение растворенного вещества в конечном переходном процессе должно равняться истощению в исходном переходном процессе. Из-за этого обогащения температура кристаллизации уменьшается относительно объемного сплава, и в системах, которые проявляют эвтектическую реакцию, образуются некоторые эвтектические составляющие. Этот эффект «сброса» растворенных веществ/примесей приводит к образованию

структурного компонента ГКЗ. После повторного нагрева это будет первая область в микроструктуре, которая будет плавиться.

Макроскопическая кристаллизация сварного шва моделирует перераспределение растворенного вещества на задней кромке сварочной ванны и вдоль ГКЗ. Схема на рисунке 2.26 показывает, как растворенное вещество накапливается вдоль границы зерен по мере кристаллизации (опять же для случая k<1). Это приводит к образованию легкоплавких жидких пленок вдоль этих границ, которые потенциально могут способствовать кристаллизационному растрескиванию сварного шва. Этот тип сегрегации растворенных веществ также приводит к образованию легкоплавких компонентов в концевой сварочной ванне и может способствовать образованию «кратерных» трещин в некоторых материалах.

Данная модель для сегрегации растворенных веществ вдоль ГКЗ значительно упрощена, поскольку она рассматривает выступающие границы разделов, которые формируют границу как фронт плоскости, а не как массив ячеек или дендритов.



Рисунок 2.26 Профили растворенного вещества при формировании кристаллизации границ зерен при условии, что k<1.

Микроскопическая кристаллизация Перераспределение растворенного вещества В микроскопических условиях весьма отличается ОТ такового при макроскопической кристаллизации, поскольку рассматривается полное смешивание в жидкости. Оно требует, чтобы состав жидкости оставался неизменным на протяжении всего процесса, в то время как диффузия в твердом веществе не допускается. Состав соприкасающихся твердого вещества и жидкости на границе раздела диктуется микроскопическим равновесием и определяется фазовой диаграммой.

Данная форма перераспределения растворенного вещества является типичной для кристаллизации субзерен (ячеек и дендритов) и предсказывает профили растворенного вещества при пересечении ГКСЗ. В этой ситуации допустимо рассмотрение полного смешивания, потому что расстояния короткие и быстрая диффузия в жидкости устраняет любые концентрационные градиенты. Схема перераспределения растворенного вещества при микроскопической кристаллизации показана на рисунке 2.27.



Рисунок 2.27 Микроскопическая кристаллизация без учета твердофазной диффузии и полного смешивания в жидкости.

Уравнение Шейля, иногда называемое законом неравновесного рычага, весьма эффективно при моделировании микроскопического перераспределения растворенного вещества [21, 22]. Данная модель учитывает то, что фронт кристаллизации в микроскопическом масштабе является плоским и что твердое вещество, образовавшись, не меняет свой состав в результате диффузии, как показано на рис. 2.28. Уравнение Шейля для описания состава твердого вещества в зависимости от коэффициента распределения растворенного вещества к и затвердевшей фракции f_s имеет следующий вид:

$$C_s = kC_0(1-f_s)^{k-1}$$
 (2.3)

Кристаллизация начинается на конце ячейки или дендрита и продолжается до тех пор, пока не будет завершено на границе ячейка/дендрит.

Перераспределение растворенного вещества через границу ячейки показано на рис. 2.29 в несколько этапов для ситуации, когда k <1. Обратите внимание, что во всех ситуациях состав жидкости является однородным. Образующееся исходное твердое вещество имеет состав kC₀. Состав твердого вещества постепенно увеличивается наружу от ядра ячейки, а затем быстро увеличивается в конце кристаллизации. В системах с эвтектической реакцией это может привести к образованию эвтектических составляющих вдоль границы субзерен.



Рисунок 2.28 Уравнение Шейля для определения сегрегации растворенного вещества при микроскопической кристаллизации.





В системах с эвтектической реакцией уравнение Шейля может быть перегруппировано, чтобы позволить спрогнозировать фракцию эвтектики. Это делается путем установления C_s, равного C _{Smax}, состава твердого вещества в равновесии с жидким эвтектическим составом, C_E. Установив (1 - f_s), равный фракции эвтектики, f_e, уравнение можно перегруппировать в следующем виде:

$$f_{\rm E} = \left(\frac{C_{\rm E}}{C_0}\right)^{1/(k-1)}$$
(2.4)

Это соотношение может быть полезным при определении фракции эвтектики в эвтектических системах, где уровень растворенного вещества меньше, чем C_{Smax}. Поскольку величина эвтектической составляющей может влиять на сопротивляемость кристаллизационному растрескиванию, это соотношение можно использовать для прогнозирования свариваемости некоторых систем сплавов.

Несмотря на то, что в уравнении 2.3 не учитывается твердофазная диффузия, на самом деле ее можно рассматривать в условиях микроскопической кристаллизации путем добавления в уравнение α-фактора, как показано ниже:

$$C_{\rm s} = kC_0 \left[1 - \frac{f_{\rm s}}{(1 + \alpha k)} \right]^{k-1}$$
(2.5)

где $\alpha = 4D_s t_F / L^2$ и включает коэффициент диффузии растворенного вещества в твердом веществе (D_s), время локальной кристаллизации (t_F) и расстояние между ядрами ячейки и дендрита (L). Когда значение α превышает приблизительно 0,1, диффузия может оказать существенное влияние на перераспределение растворенного вещества, поскольку будет иметь место обратная диффузия в твердое вещество, которая изменит профиль растворенного вещества и приведет к меньшему распределению растворенного вещества в конечную жидкость. На практике трудно определить α -фактор, так как значения D_s недостаточно известны при повышенной температуре, и время локальной кристаллизации должно устанавливаться на основе скорости кристаллизации. В системах, которые содержат быстро диффундирующие элементы, такие как углерод и азот, необходимо учитывать диффузию в твердом веществе, чтобы точно вычислить концентрационные градиенты и развитие микроструктуры во время кристаллизации.

2.3.5. Примеры микроструктур зоны плавления

Микроструктура зоны плавления может широко варьироваться в зависимости от типа и состава сплава, а также процесса и условий сварки. Данный раздел включен для демонстрации диапазона микроструктур зоны плавления, которые наблюдаются в ряде распространенных систем материалов, включая стали, нержавеющие стали, алюминиевые, никелевые и титановые сплавы.

Большинство сталей, включая обычные углеродистые и низколегированные стали, затвердевают в виде феррита ОЦК (дельта-феррита) и превращаются в аустенит почти сразу после охлаждения ниже интервала температур кристаллизации. Сочетание кристаллизации в виде феррита и превращения в аустенит при охлаждении имеет тенденцию устранять любые признаки подструктуры кристаллизации. Кроме того, эти металлы сварного шва превращаются в более низкотемпературные элементы (феррит, бейнит и мартенсит) при охлаждении ниже верхней критической температуры (А₃).



Рисунок 2.30 Микроструктура зоны плавления из: (а) обычной углеродистой стали, (б) низколегированной стали.

Полученные микроструктуры зоны плавления показывают признаки столбчатой кристаллизации, но ГКЗ и ГКСЗ (как показано на рис. 2.24) не наблюдаются. Примеры микроструктуры зоны плавления в двух таких сталях показаны на рисунке 2.30.

Когда стали затвердевают в виде аустенита ГЦК, подструктура кристаллизации становится более очевидной, как уже показано в зоне плавления аустенитной нержавеющей стали на рисунке 2.24. Другие системы сплавов, такие как никелевые, медные и алюминиевые сплавы, также затвердевают в виде фазы ГЦК и имеют различную подструктуру кристаллизации, как показано на рисунке 2.31. Это происходит потому, что диффузия сравнительно медленная в фазе ГЦК относительно фазы ОЦК, и исходные картины сегрегации растворенного вещества, установленные во время кристаллизации, сохраняются. Обратите внимания, что в некоторых алюминиевых сплавах после кристаллизации может происходить явление двойникования, приводящее к тому, что в микроструктуре зоны плавления описывается как «перистые кристаллы».

Титановые сплавы затвердевают в виде бета-фазы ОЦК и практически не имеют признаков кристаллизации подструктуры. Поскольку бета-фаза стабильна в относительно широком температурном диапазоне до преобразования в альфа-фазу ГПУ (в бета-переходе), диффузия в твердой фазе эффективна для устранения сегрегации растворенного вещества, возникающей в результате кристаллизации. Кроме того, как и в случае с обычными углеродистыми и низколегированными сталями, преобразование в Альфа ниже бета-перехода имеет тенденцию к устранению признаков предшествующей структуры кристаллизации. Пример зоны плавления в Ті – 6Al – 4V показан на рисунке 2.31.



На рисунке 2.31 представлена микроструктура зоны плавления различных систем сплавов: (а) на основе никеля, (б) основе меди,



Рисунок 2.31 (продолжение) (с) на основе алюминия и (d) на основе алюминия с двойникованными кристаллами. Микроструктура зоны плавления Ti – 6Al – 4V представлена на рисунке 2.32.

2.3.6 Зона переходной структуры (ЗПС)

В неоднородных сварных швах состав ЗПС должен существовать между полностью смешанным (разбавленным) металлом сварного шва и основным металлом. Если разница в составе между основным и присадочным металлом невелика, этот ЗПС может стать не обнаружимым, особенно если ЗПС и составная зона плавления имеют одинаковую микроструктуру. Когда разница в составе велика, например, при применении для углеродистых сталей плакировка из аустенитной нержавеющей стали или никелевого сплава, ЗПС совершенно очевидна и может проявлять другую микроструктуру и свойства по отношению к основным и присадочным металлам. Здесь приведены два примера.



Рисунок 2.32 Микроструктура зоны плавления Ti – 6Al – 4V.



Рисунок 2.33 Зона переходной структуры в углеродистой стали, покрытой аустенитной нержавеющей сталью типа 3081.

Когда углеродистые стали плакированы аустенитными нержавеющими сталями (такими как тип 3081) для защиты от коррозии, ЗПС достигает состава, при котором аустенит, образующийся во время кристаллизации, превращается в мартенсит при охлаждении до комнатной температуры. Это приводит к появлению узкой полосы мартенсита вблизи границы плавления, которая обладает твердостью сварного шва после сварки, намного превышающей зону плавления основного металла или составную зону плавления, как показано на рисунке 2.33. В некоторых ситуациях это может потребовать ПСТО, чтобы смягчить эту затвердевшую область.



Рисунок 2.34 Зона переходной структуры между сталью AISI 8630, покрытой никелевым сплавом 625, после ПСТО: (а) провар металла сварного шва вниз по границе зерен, (б) обедненная углеродом зона, (в) область роста с плоским фронтом кристаллизации и (г) область ячеистого роста. (см. [23]. © Springer)

Когда для соединения или плакирования стали используются никелевые сплавы, может образовываться аналогичная структура ЗПС, как показано на рисунке 2.34. В таком случае видимая область роста с плоским фронтом кристаллизации существует на границе плавления в пределах ЗПС. Область роста с плоским фронтом кристаллизации быстро распадается на ячеистое и ячеисто-дендритная кристаллизация. Из-за высокого содержания никеля ЗПС в этом сочетании как правило оказывается аустенитным (ГЦК), а не мартенситным, поскольку аустенит, который образуется при повышенной температуре, довольно стабилен и противостоит превращению в мартенсит. Когда такое сочетание подвергается ПСТО, чтобы смягчить ЗТВ стали, происходит миграция углерода из стали в плакировку. Это приводит к истощению углерода в стали и последующему накоплению в плакировке на границе раздела. Для сочетания 8630/сплав 625, показанного на рис. 2.34, это приводит к превращению в феррит в обедненной углеродом зоне и образованию очень твердой аустенитной полосы в области роста с плоским фронтом кристаллизации плакировки [23].

2.4 ЗОНА НЕСПЛАВЛЕНИЯ (ЗнС)

ЗнС представляет область зоны, непосредственно примыкающую к границе плавления, как показано на рисунке 2.4. Как правило, она очень узкая по сравнению с другими областями сварного шва, что может навести на мысль о его незначительности. Во многих системах затруднительно даже просто различить ЗнС. Для некоторых неоднородных сочетаний механические свойства или коррозионные свойства ЗнС могут значительно отличаться от основных и присадочных металлов. Например, ЗнС в некоторых сочетаниях подвержены растрескиванию или местному коррозионному воздействию.

Теоретически, ЗнС присутствует в каждом шве при сварке плавлением. Поскольку скорость жидкого вещества в сварном шве должна достигать нуля на границе плавления, будет существовать застойный жидкий слой некоторой конечной толщины. ЗнС будет существовать даже в однородных и неоднородных сварных швах, поскольку соседний металл сварного шва будет иметь несколько иной состав из-за эффектов испарения или загрязнения. На практике ЗнС обычно неразличим в этих сварных швах, поскольку его микроструктура аналогична микроструктуре объемной зоны плавления.

ЗнС почти всегда связаны с неоднородными сварными швами, особенно там, где относительный состав и физические свойства основного и присадочного металлов сильно отличаются. Размер и происхождение ЗнС могут сильно различаться в зависимости от количества материалов и переменных процесса.

Есть много факторов, которые влияют на формирование ЗнС. Относительно большие различия в составе основных и присадочных металлов могут привести к важным различиям в температуре плавления и свойствах жидкого вещества. Основные металлы с более высокой температурой плавления, чем у металла сварного шва, вероятно, более склонны к образованию ЗнС, хотя этот эффект осложняется другими факторами. Различия в вязкости жидкого вещества также могут оказаться существенными. Например, если расплавленный металл сварного шва является более вязким, чем наплавленный метала, ЗнС будет нарушена с меньшей вероятностью. Смешиваемость или способность двух жидкостей смешиваться, также может влиять на образование ЗнС.

Процесс сварки оказывает существенное влияние на образование ЗнС. Процессы с высокой плотностью энергии, такие как ЭЛС и СЛЛ, почти никогда не образуют ЗнС, вероятно, из-за низкой погонной энергии, крутых градиентов температуры границы плавления и энергичного перемешивания сварочной ванны, связанных с этими процессами. Процессы дуговой сварки, такие как ДСВЭЗГ, ССЭГС и ПДС, с большей вероятностью образуют ЗнС в некоторых системах сплавов.

Как поток жидкого вещества в сварочной ванне, так и градиент температуры вдоль границы плавления оказывают существенное влияние на образование ЗнС. Если поток жидкого вещества будет энергичным, ЗнС будет «перемешан» в металл сварного шва. Области дуговых сварных швов, где поток жидкого вещества является медленным, часто образуют четко выраженную ЗнС. Градиент температуры на границе плавления может влиять на ширину ЗнС, поскольку он влияет на расстояние, на котором расплавляется основной металл.

ЗнС наблюдались в ряде систем. В своей оригинальной статье, предлагающей расширенные области шва при сварке плавлением, Сэвидж и соавт. [4] исследовали ЗнС в высокопрочной низколегированной (ВПНЛ) стали НҮ-80, предназначенной для корпусов подводных лодок. Баслак и Липпольд определили, что ЗнС, сформированный из нержавеющей стали типа 3041 при сварке с помощью ССЭГС с использованием присадочного металла типа 312 или 310, был более подвержен коррозии, чем металл сварного шва или основной металл [24]. Подобные проблемы с коррозией были обнаружены в ЗнС из «супераустенитных» нержавеющих сталей с высоким содержанием молибдена и с высоким содержанием п, когда они сварены с использованием присадочных металлов на основе никеля [25].

Другие системы сплавов, образование ЗнС в которых было описано в литературе, включают алюминиевые сплавы [26], никелевые сплавы [27] и некоторые неоднородные сочетания, особенно те, которые включают стали и никелевые сплавы. Многие другие системы, несомненно, имеют ЗнС, но, поскольку эта область настолько узка, она может остаться незамеченной, если только с ЗнС не связана какая-либо особая свариваемость или проблема, относящаяся к сфере эксплуатации.

ЗнС, которая образуется между основным металлом типа 304L и присадочным металлом типа 310, показана на рисунке 2.35. Как основной металл, так и составная область сварного шва являются полностью аустенитными. Между этими двумя областями образуется отчетливая ЗнС, состоящая из двухфазной смеси аустенита и феррита. Микроструктура 3нС согласуется с микроструктурой расплавленного и повторно затвердевшего металла типа 304L, что указывает на отсутствие смешивания с присадочным металлом [24].



Рисунок 2.35. Зона несплавлевания, которая образуется между основным металлом типа 304L и присадочным металлом типа 310 (стрелки обозначают границу плавления) (см. [24]. © AWS).

При воздействии определенных агрессивных сред возможно местное воздействие в пределах ЗнС. В предыдущем примере над этим сварным швом в растворе 5N H₂SO₄ + 0.5N NaCl проводилось испытание на растяжение под напряжением, коррозионное растрескивание под напряжением. В таких условиях коррозионное воздействие локализовалась в ЗнС из-за наличия двухфазной микроструктуры. Подобное воздействие возможно в определенных условиях эксплуатации.

Литийсодержащие алюминиевые сплавы могут образовывать зону равноосного зерна (ЗРЗ) вдоль границы плавления, как показано на рисунке 2.36 [15]. Постулируется, что данная область представляет собой ЗнС, в которой происходит неэпитаксиальное зарождение центров кристаллизации. Это приводит к образованию небольших равноосных зерен вдоль границы плавления, которые морфологически отличаются от составной области зоны плавления. Эта область оказалась подверженной ликвационному растрескиванию во время ремонтной сварки и может иметь меньшую вязкость и пластичность, чем основной металл и металл сварного шва.



Рисунок 2.36. Зона несплавления в алюминий-литиевом сплаве (стрелками обозначена граница плавления) (см. [26]. © AWS).

2.5 ЗОНА ЧАСТИЧНОГО РАСПЛАВЛЕНИЯ (ЗЧР)

3ЧР представляет собой переходную область между 100% плавлением в зоне плавления (или 3нС на границе плавления) и 100% твердой областью сварного шва (И-3ТВ). В чистом металле 3нС не будет существовать, потому что нет интервала температур жидкость-твердое вещество. В изотропном сплаве (в котором нет сегрегации или локальных изменений состава), 3ЧР представляет собой температурный интервал между ликвидусом сплава и температурой солидуса. Для большинства сплавов данный интервал обычно узок (25–100°С в большинстве сплавов на основе железа и никеля) и может предсказать узкую 3ЧР.

В большинстве промышленных сплавов сегрегация легирующих и примесных элементов увеличивает «эффективный» интервал температур плавления основного материала. Температурный интервал между ликвидусом и «эффективными» температурами солидуса обычно используется для описания степени ЗЧР. Существует ряд явлений, которые влияют на протяженность этого интервала, стимулируя реакции ликвации в неравновесных тепловых условиях.

Как указывалось ранее, ЗЧР в изотропных сплавах будет просто представлять собой интервал температур между солидусом и ликвидусом на фазовой диаграмме. В действительности, растворенные и примесные элементы распределены в основном металле неравномерно, и дальнейшая сегрегация может происходить во время термического цикла сварного шва. Суммарное воздействие состоит в том, что локальные изменения состава в ЗТВ, прилегающей к границе плавления, будут способствовать плавлению при температурах ниже температуры объемной микроструктуры.

Границы зерен обычно имеют более высокую концентрацию легирующих и примесных элементов, чем их внутренности.



На рисунке 2.37 показано локальное оплавление вдоль границы зерен в ЗЧР, связанной с градиентом температуры в твердом веществе.

Этот градиент концентрации понижает температуру плавления границ зерен по сравнению с объемным материалом, и, следовательно, эти границы обычно плавятся при более низких температурах, чем объемная микроструктура, во время нагрева основного металла, окружающего сварной шов. Величина плавления зависит от характера и степени сегрегации, в то время как

степень, то есть расстояние от границы плавления, зависит от градиента температуры. Данное явление плавления по границе зерен показано на рисунке 2.37.

Кроме того, конкретные частицы или осаждения могут подвергаться явлению, называемому «составная ликвация», при котором составляющая частица взаимодействует с окружающей матрицей, что приводит к межфазному плавлению. Это будет более подробно описано в дальнейшем.

Можно описать два основных механизма ликвации. Механизм проникновения требует, чтобы происходило как локализованное, так и дискретное явление ликвации, и подвижная граница зерен взаимодействует с этой расплавленной областью. В большинстве систем жидкость будет «проваривать» и распространяться вдоль границы зерен. Локализованная ликвация также может происходить внутри зерен, но это, как правило, не так разрушительно, как жидкое вещество, распространяющееся вдоль границы зерен.

При отсутствии дискретного ликвационного явления локальное оплавление может происходить вдоль границ зерен посредством механизма сегрегации. Сегрегация растворенных или примесных элементов до границ зерен также может привести к ликвации в соответствующем температурном поле, то есть выше определенной пороговой температуры. Так как большинство растворенных веществ и примесей имеют тенденцию понижать температуру плавления металла-растворителя, высокие концентрации вдоль границ зерен могут снизить температуру плавления по сравнению с объемным составом, как показано на рисунке 2.37. Существует, по крайней мере, три механизма сегрегации или сочетаний этих механизмов, которые могут привести к ликвации на границе зерен в 3TB. К ним относятся гиббсовская сегрегация, выметание границы зерен и трубопроводная диффузия. Каждый будет описан в следующих разделах.

2.5.1 Механизм проникновения

Механизм проникновения для ликвации границы зерен требует, как ликвационного явления, так и движения границы зерен. Как показано на рисунке 2.38, ликвация (в данном случае составная ликвация) и движение границы должны происходить одновременно. Когда граница сталкивается с расплавленной частицей, она «закрепляется» и дальнейшее движение блокируется. В зависимости от характеристик смачивания сочетания жидкость/граница жидкость может затем проникнуть вдоль границы. Это приводит к образованию жидкой пленки на границе зерен. Степень проникновения зависит от температурного поля, характеристик смачивания и количества жидкости. В некоторых сплавах в ЗЧР могут образовываться сплошные пленки жидкости на границе зерен.

Локализованное плавление в ЗЧР может происходить посредством ряда других механизмов. При температурах, очень близких к солидусу, все поликристаллические материалы будут подвергаться начальному плавлению. Этот тип плавления обычно происходит на границах зерен, поскольку они являются высокоэнергетическими участками, то есть энергия границы в сочетании с тепловой энергией способствует плавлению при температуре ниже объемного плавления. В большинстве материалов начальное плавление происходит в пределах нескольких градусов от солидуса, хотя присутствие примесных элементов может позволить плавление при гораздо более низких температурах. В общем, эта форма локализованного плавления не оказывает сильного влияния на формирование ЗЧР.

Литые материалы, естественно, содержат локальные области (междендритные), которые плавятся при более низкой температуре, чем матрица. Таким образом, сварные швы, выполненные на литых материалах, будут содержать ЗЧР, которая определяется температурой плавления междендритной области.



Рисунок 2.38 Механизм проникновения для формирования ЗЧР.

Материалы, которые подвергаются термомеханической обработке после литья, часто демонстрируют некоторые локальные структурные полосы. Это может быть особенно актуально для листовых материалов, которые испытывают ряд операций направленной обкатки. Из-за этих локальных колебаний состава температура плавления также будет колебаться. Из-за этого явления в МГЗ возможно, что некоторые области могут плавиться при более низкой температуре, чем соседняя область.

Ряд материалов подвергается явлению, описанному как «составная ликвация». Эта форма ликвации проявляется в локализованном плавлении на границе раздела частица/матрица. Это довольно уникально для сварки, так как происходит в переходных тепловых условиях, обычно требующих относительно высоких скоростей нагрева.

Механизм составной ликвации был впервые теоретически предложен Сэвиджем в конце 1950-х годов и был экспериментально продемонстрирован им и его учениками в 1960-х годах [28, 29]. Основа этого механизма требует реакции между «составляющей» частицей и окружающей матрицей, так что происходит локальное оплавление на границе раздела составляющая/матрица, отсюда и термин «составная» ликвация.

Важно отметить, что сама частица не плавится. Большинство частиц, которые подвергаются составной ликвации, имеют температуры плавления, намного превышающие температуры плавления основного металла (например, NbC и TiC). Скорее это промежуточный состав в реакционной зоне между частицей и плавящейся матрицей. Для того, чтобы этот механизм работал: (i) частица должна реагировать с матрицей для создания градиента состава вокруг частицы, и (ii) состав зоны реакции должен подвергаться плавлению ниже температуры плавления окружающей матрицы.

Простая бинарная фазовая диаграмма, которая изображает эвтектическую реакцию между фазой частицы $A_x B_y$ и матрицей α может использоваться для описания составной ликвации, как показано на рисунке 2.39.



Рисунок 2.39. Фазовая диаграмма для системы, подвергающейся составной ликвации.

Когда сплав состава C₀ нагревают, происходит реакция между матрицей и частицей. Природа этой реакции описана при температурах T₁, T₂, T_e и T₃ на рисунке 2.40.



Рисунок 2.40 Реакция на границе раздела частица/матрица для температур T₁, T₂, T_e и T₃ из рисунка 2.39.

Для того, чтобы произошла структурная ликвация, частица должна частично, но не полностью, раствориться при нагревании до эвтектической температуры (T_e). Если происходит полное растворение, как предсказано фазовой диаграммой, составная ликвация не сможет произойти.

Когда происходит только частичное растворение, микроскопическое равновесие поддерживается на границе раздела частица/матрица, и плавление происходит вдоль этой границы раздела, когда температура превышает эвтектическую температуру T_e. Опять же, сама частица не плавится, поскольку ее температура плавления намного выше, чем у матрицы.

Согласно фазовой диаграмме, сплав состава C_0 состоит из частиц состава $A_x B_y$ в матрице состава C_A . При низких температурах, таких как T_1 , показанных на рисунке 2.39, частица остается в равновесии с матрицей состава C_A . Обратите внимание, что при такой температуре не происходит реакция между частицей и окружающей матрицей, то есть не выработался градиент твердофазной диффузии. По мере того как сплав быстро нагревается до T_2 , частица начинает реагировать с окружающей матрицей. Поскольку на границе раздела частица/матрица необходимо постоянно поддерживать равновесие, частица состава $A_x B_y$ находится в контакте с составом матрицы, обозначенным точкой «b» на кривой растворимости. Градиент состава, возникающий в результате частичного растворения частиц, теперь существует в матрице. Это происходит в реакционной зоне, окружающей частицу, где атомы В диффундируют в окружающую матрицу.

При нагреве сплава от T₂ до T_e состав границы раздела продолжается вдоль кривой растворимости фазовой диаграммы. Когда этот состав достигает точки «с» при эвтектической температуре, равновесие требует, чтобы жидкость состава «d» контактировала с твердым веществом. В результате жидкость образуется в системе в пределах реакционной зоны. Эта жидкость полностью окружает частицу и представляет собой начало «составной ликвации».

Когда сплав нагревают до T_3 , в системе образуется дополнительная жидкость. Ее состав варьируется от «g» на границе раздела частиц до «f» на границе раздела матрицы. Состав матрицы в контакте с жидкостью теперь представлен точкой «e» на кривой растворимости. Опять же, все составы границы раздела должны подчиняться микроскопическому равновесию, как предусмотрено фазовой диаграммой. Обратите внимание, что «горб» растворенного вещества существует в твердой матрице в реакционной зоне. Это происходит потому, что твердый состав, достигнутый при T_e (точка «c»), теперь уменьшился до «e», поскольку твердый состав должен пролегать вдоль кривой растворимости. Выше T_3 вокруг частицы будет происходить дополнительная составная ликвация, пока сплав не превысит температуру солидуса и не начнется объемное плавление матрицы.

Микрофотография РЭМ на рисунке 2.41 показывает составную ликвацию частицы карбида титана в сплаве Waspaloy (Ni – 20Cr – 14Co – 4Mo – 3Ti – 1,5Al) [30]. Обратите внимание, что большая часть частицы не повреждена, и ее окружает отдельная реакционная зона. Эта реакционная зона была жидкой при повышенной температуре и повторно затвердела как гамма-эвтектика/эвтектика Лавеса. Большая степень составной ликвации в Waspaloy делает его подверженным ликвационному растрескиванию 3TB.

В ряде систем промышленных сплавов, как указано в таблице 2.1, наблюдалась составная ликвация. Во всех перечисленных системах матрица аустенитная (ГЦК). Конструкционная сталь, будучи ферритной (или мартенситной) при комнатной температуре, является аустенитной при повышенных температурах, когда происходит составная ликвация. Это говорит о том, что более медленные скорости диффузии в аустените лучше обеспечивают формирование критической реакционной зоны, чем ферритная (ОЦК) матрица. Например, NbC и TiC в ферритных нержавеющих сталях не подвергаются составной ликвации.

В других системах сплавов, таких как сплавы на основе алюминия, титана или меди, не сообщалось о составной ликвации. Хотя это теоретически возможно, реакции частица/матрица в этих системах сплавов, похоже, не поддерживают данный механизм.

2.5.2 Механизм сегрегации

Плавление по границе зерен также наблюдается в ЗЧР сплавов, которые не подвергаются составной ликвации или иным образом образуют жидкой пленки на границе зерен через механизм проникновения. Это говорит о том, что обеспечивать граничное плавление должен другой механизм или механизмы. Границы зерен довольно сложные, состоящие из рядов дислокаций, которые обеспечивают кристаллографическую разориентировку зерен. Для получения дополнительной информации о природе границ зерен читателю следует обратиться к

авторитетной работе вроде той, что недавно опубликовал Пристер [31]. Для объяснения этого предлагается «механизм сегрегации». Посредством механизма сегрегации границы зерен обогащаются в точке плавления депрессантными элементами, которые диффундируют или сегрегируют к границе при повышенной температуре. Для объяснения этой сегрегации использовался ряд механизмов, включая «гиббсовскую» сегрегацию, выметание границы зерен и трубопроводную диффузию. Схема, которая иллюстрирует механизм сегрегации, показана на рисунке 2.42.



Рисунок 2.41 Составная ликвация, связанная с обогащенными титаном карбидами МС в образце пластичности в горячем состоянии Waspaloy, нагретой до пиковой температуры 1300°C (2370°F) (см. [30]. © AWS)

,		, , ,	
Система сплавов	Подверженные	Составляющая	Ссылки
	коррозии сплавы		
	Сплав 718	NbC	1,2
Никелевый	Waspaloy	TiC	3
	Udimet 700	TiC, M_3B_2	4
	Сплав 903	NbC	5
	Тип 347	NbC	6
Нержавеющая	A-286	TiC	7
сталь			

Таблица 2.1 Системы, которые считаются подверженными составной ликвации

	Сплав 800	TiC	8
Высокопрочная	Мартенситно-	T . 0	0
сталь	стареющая 18N1	T1S	9

1.Thompson RG, Genculu S. Microstructural evolution in the HAZ of Inconel 718 and correlation with the hot ductility test Weld J 1983;62(12):337s 345s.

2. Qian M, Lippold JC. Liquation phenomena in the simulated HAZ of alloy 718 after multiple postweld heat treatment cycles. Weld J 2003;82(6):145s 150s.

3. Qian M, Lippold JC. Effect of multiple postweld heat treatment cycles on the weldability of Waspaloy. Weld J 2002;81(11):233s-238s.

4. Owczarski WA, Duvall DS, Sullivan CE A model for heat affected zone cracking in nickel base superalloys. Wfeld J 1966;46(4): 145s 155s.

5. Baeslack WA, Ernst SC, Lippold JC. Weldability of high-strength, low-expansion superalloys. Weld J 1989;68(10):418s^130s.

6. Nippes EF, Savage WF, Bastian BJ, Mason HF, Curran RM. An investigation of the hot ductility of high temperature alloys. Weld J 1955;34(4): 183sl96s.

7. Jrooks JA. Effect of alloy modification on HAZ cracking of A-286 stainless steel. Wfeld J 1974;53(ll):324s-329s.

8. Lippold JC. An investigation of heat-affected zone hot cracking in alloy 800. Wfeld J 1983;62(1):ls lls.

9. Fepe JJ, Savage WT. Effects of constitutional liquation inl8Ni maraging steel weldments. Weld J 1967;46(9):41 ls-422s.



На рисунке 2.42 показано плавление по границе зерен в ЗЧР посредством механизма сегрегации.



Рисунок 2.43 Движущая сила для сегрегации на границе зерен.

2.5.2.1 Гиббсовская сегрегация. Существует естественная тенденция к сегрегации или диффузии атомов к границе зерен. Поскольку граница зерен состоит из любого ряда дислокаций, на границе имеется множество узлов, которые могут захватывать диффундирующие в нее атомы. Снижение свободной энергии системы является основной движущей силой для типа сегрегации, известного как «гиббсовская» сегрегация [32, 33].

В зависимости от природы атомных частиц и границ, можно выделить две общие ситуации, как показано на рисунке 2.43. В случае крупного замещения атома (такого как Cr или Ni в стали) существует большой потенциальный барьер, необходимый для проникновения атомов в границу. Этот барьер в первую очередь является функцией от коэффициента диффузии атома в матрице. Оказавшись на границе, потенциальная яма не слишком глубокая для ее удержания там, то есть сила привязки границы невелика. Когда граница перемещается (рост зерен), эти крупные атомы остаются позади и могут способствовать формированию «призрачных» границ зерен в некоторых материалах [34]. Границы призрачных зерен указывают предыдущее местоположение подвижной границы зерен остаточным веществом, оставленным позади при миграции границы.

Для мелких атомов в междоузлии (таких как S, P или O в стали) ситуация может быть совершенно другой. Потенциальный барьер для проникновения мелкого атома на границу довольно низкий, поскольку коэффициент диффузии этих элементов обычно высок. Оказавшись на границе, эти атомы могут быть достаточно тесно связанными (глубокая потенциальная яма), поскольку существует множество междоузлий, в которых они могут находиться. В результате может потребоваться значительная тепловая энергия, чтобы удалить эти атомы с границы после их сегрегации. Кроме того, эти мелкие атомы могут двигаться с границей, если граница мигрирует.

2.5.2.2 Выметание границы зерен. В ЗТВ рост зерна обычно происходит при температурах выше приблизительно 0,5T_м. В некоторых системах сплавов это требует растворения вторых фаз или частиц, которые могут закрепить границы. Поскольку граница движется, она может «смести» атомы в матрице. Элементы, наиболее легко сметаемые движущейся границей, - это элементы, которые имеют высокое сходство с границами или поверхностями. К ним относятся элементы примеси внедрения, такие как S, P, O и B, и некоторые растворенные элементы, такие как Ti и Si [35, 36]. Более крупные элементы замещения неспособны мигрировать с границей и не сметаются при движении границы.

Как только они сметаются в границу, они могут быть там связаны посредством гиббсовского механизма энергии, описанного ранее. Однако, если они остаются на движущейся границе, у них должна быть возможность мигрировать с границей. Это требует высокого коэффициента диффузии в матрице при повышенных температурах.

Сметенные растворенные и примесные элементы могут создавать на границе эффект торможения [37, 38]. По мере увеличения концентрации растворенного вещества/примесей границе становится все труднее «тянуть» эти атомы за собой. Граница либо замедляется из-за этого эффекта торможения, либо может отрываться, оставляя позади область, богатую растворенными веществами/примесями. Этот эффект может привести к образованию «призрачной» границы зерен.

Когда концентрация растворенного вещества/примеси достигнет некоторого критического уровня в заданном температурном поле, граница станет плавиться. Степень этого плавления будет определять границы ЗЧР.

2.5.2.3 Трубопроводная диффузия. Другим механизмом сегрегации на границе зерен в ЗТВ является так называемая «трубопроводная» диффузия, поскольку граница зерен представляет собой быстрый диффузионный путь [39, 40]. Поскольку границы зерен являются непрерывными по границе плавления из-за эпитаксиального зарождения центров кристаллизации и роста, создается естественный трубопровод на границе зерен из зоны плавления в ЗТВ, как показано на рисунке 2.44.

В зоне плавления перераспределение растворенного вещества вдоль ГКЗ приводит к высокой концентрации легирующих и примесных элементов (для k < 1) в непосредственной близости от ЗТВ. Диффузия этих элементов вдоль «трубопровода» на границе зерен в ЗТВ может привести к значительному обогащению границ ЗТВ и способствовать плавлению границы зерен.

Диффузия по границам зерен может быть довольно быстрой, возможно, в 100–1000 раз быстрее, чем в матрице [41]. В результате концентрационные градиенты, создаваемые кристаллизацией в зоне плавления, могут способствовать сегрегации вдоль «трубопровода» на границе зерен в ЗТВ.



Рисунок 2.44 Схема трубопроводной диффузии по границе плавления.



Рисунок 2.45 Смачивание границы зерен.

2.5.2.4 Смачивание границы зерен. Наличие жидкости вдоль границы зерен в ЗЧР необязательно приводит к проблемам, если только жидкость не образует сплошной жидкой пленки вдоль границы зерен. Характеристики смачивания жидкости на границе можно оценить, если известны относительная твердофазная энергия и энергия S-L. Используя соотношение на рисунке 2.45, можно определить краевой угол смачивания (θ). Если θ больше, чем приблизительно 30°, смачивание не слишком эффективно, и непрерывные граничные пленки вряд ли будут образовываться. Когда θ приближается k₀, смачивание становится намного более эффективным, и жидкость будет распространяться вдоль границы. В этих условиях граница становится подверженной растрескиванию, поскольку твердофазный контакт с границей уменьшается.

На практике данные о межфазной энергии при повышенной температуре не всегда доступны, особенно для сложных систем. Однако было показано, что примесные элементы, такие как Р и S, имеют тенденцию уменьшать межфазную энергию жидкости-твердого вещества, тем самым способствуя смачиванию границ жидкостью. Эти элементы также снижают температуру плавления границы зерен, поэтому они, как правило, играют важную роль в формировании жидких пленок вдоль границ зерен.

2.5.3. Примеры образования ЗЧР

Некоторые примеры образования ЗЧР в различных материалах представлены на рисунке 2.46. Сплав 907 представляет собой железоникелевый сплав с низким коэффициентом теплового расширения с добавлениями ниобия (~ 4,5 мас.%). Составная ликвация NbC в ЗЧР привела к наличию сплошных жидких пленок вдоль границ зерен [42]. Аустенитные нержавеющие стали также могут образовывать ЗЧР, как показано на рисунке 2.46b. Стрелки на этом рисунке указывают на наличие жидкой пленки, которая присутствовала вдоль границы при повышенной температуре. Это плавление происходит из-за сегрегации примесных элементов (S и P) от границы. Образование феррита вдоль этих границ будет подавлять ликвацию в таких сплавах, поскольку жидким пленкам трудно смачивать границы аустенита-феррита. Образование ЗЧР также характерно для многих алюминиевых сплавов. Пример ликвации и растрескивания по границам зерен в сплаве серии 6000 показан на рисунке 2.46c. В таких сплавах сегрегация Mg и Si до границы снижает локальную температуру плавления и способствует плавлению.



Место нахождения Структура



		Fe	Ni	Co	Nb	Ti	Si
А	Гамма матрица	Баланс	37,0	11,8	5,8	1,5	0,7
В	Обогащенный ниобием карбид	Баланс	0,2	-	85,3	13,4	0,3
С	Фаза Лавеса	Баланс	33,4	10,9	25,9	3.3	1,0
D	Гамма границы зерен	Баланс	38,5	11,3	10,2	2.6	0,9



Рисунок 2.46 Формирование ЗЧР в разных системах сплавов: (а) сплав 907, (б) нержавеющая сталь типа 304,



Рисунок 2.46 (продолжение) и (с) алюминиевый сплав 6022.

2.6 ЗОНА ТЕРМИЧЕСКОГО ВЛИЯНИЯ (ЗТВ)

Согласно Сэвиджу и соавт. [4], И-ЗТВ отделяет ЗнС от не подвергшийся тепловому воздействию «родительского» или основного материала. По определению, все реакции в И-ЗТВ происходят в твердом состоянии. В этой области не происходит реакций плавления или ликвации. Для простоты в рамках данной работы эта область будет называться ЗТВ.

Развитие микроструктуры в 3TB может быть довольно сложной, в зависимости от состава и тепловых факторов. Скорости нагрева и охлаждения будут влиять на реакции в этой области и часто могут оказывать глубокое микроструктурное влияние в пределах одного и того же сплава или системы сплавов.

Микроструктура ЗТВ, окружающая шов при сварке плавлением, зависит от многих переменных. Процесс сварки и погонная энергия, тип материала и состояние материала перед сваркой - все это важные переменные, которые могут влиять на термическую историю ЗТВ и, следовательно, на возникающую микроструктуру. Поскольку ЗТВ испытывает спектр термических циклов (пиковые температуры и скорости охлаждения), в пределах одного и того же сварного шва возможен широкий диапазон микроструктуры с большими локальными вариациями.

Реакции, которые происходят в ЗТВ, могут быть довольно сложными. Существует множество возможных металлургических реакций, и любая заданная область в ЗТВ может подвергаться одной или нескольким из следующих возможных реакций:

- Рекристаллизация
- Зона роста зерен
- Фазовые превращения
- Растворение/выделения при старении
- Образование выделений
- Остаточное напряжение и релаксация напряжения

Равновесная фазовая диаграмма является ориентиром для определения возможных реакций в большинстве материальных систем. Во время сварки быстрый нагрев и охлаждение могут подавлять эти равновесные реакции и/или стимулировать другие, не предсказанные фазовой диаграммой. Например, для сталей были разработаны диаграмма непрерывного превращения при охлаждении (НПО), которые прогнозируют превращения в неустойчивые фазы, но отсутствуют на равновесной фазовой диаграмме, такие как превращение аустенита в бейнит и мартенсит.

Погонная энергия и условия теплового потока могут влиять на размеры и характер ЗТВ. Эти размеры контролируются градиентом температуры от границы плавления в окружающий основной металл и характером металлургических реакций, которые происходят в данном температурном диапазоне. В ситуациях, когда погонная энергия низка и/или тепловой поток эффективен (высокий коэффициент тепловой диффузии), может возникнуть узкая ЗТВ. Это имеет место в медных и алюминиевых сплавах, которые имею высокий коэффициент теплопроводности, позволяющей теплу легко отводиться от области сварного шва. Использование процессов и процедур с низкой погонной энергией также минимизирует ЗТВ, поскольку в сварной шов вводится меньше тепла. Когда погонная энергия велика и/или тепловой поток от сварного шва ограничен, это приводит к увеличению ЗТВ. В нержавеющих и никелевых сплавах, которые имеют низкий коэффициент теплопроводности, вокруг сварного шва накапливается тепло, что приводит к незначительному градиенту температуры. Суммарное воздействие состоит в Аналогичным образом, в сварных швах в тонколистовых формировании широкой ЗТВ. материалах будет существовать широкий ЗТВ, поскольку тепловой поток контролируется толщиной сечения.

2.6.1 Рекристаллизация и рост зерен

Когда сварка проводится на материалах, которые были усилены холодной обработкой, ЗТВ будет размягчаться рекристаллизацией и ростом зерен холоднодеформированной микроструктуры. Этот процесс на самом деле происходит в три этапа, как показано на рисунке 2.47.

На стадии извлечения внутренняя энергия уменьшается за счет перегруппировке дислокаций. Это часто приводит к тому, что описывается как ячеистая дислокационная структура, которая создает свободные от деформации области в структуре. Именно эти свободные от деформации области действуют как центры кристаллизации для новообразованных зерен. Поскольку задействованный механизм приводит к перегруппировке дислокаций, а не к аннигиляции, это мало влияет на прочность или пластичность материала.



Рисунок 2.47 Изменение прочности (твердости) в зависимости от рекристаллизации и роста зерен холоднодеформированных материалов.

На этапе рекристаллизации дислокации аннигилируют с ростом центров кристаллизации без деформации. Эти центры кристаллизации становятся новыми зернами и продолжают расти и поглощать предыдущую, сильно дислоцированную микроструктуру. Это приводит к резкому снижению прочности и твердости с соответствующим увеличением пластичности.

При наличии дополнительного времени или при дополнительной температуре рост зерен продолжается. Движущей силой этой реакции является уменьшение общей энергии границ зерен за счет уменьшения площади границ. Этот процесс постепенно замедляется по мере увеличения размеров зерен. Увеличение размера зерен после этапа рекристаллизации приводит к дальнейшему снижению прочности. Это часто называют эффектом Холла-Петча, где предел текучести (о у) связан с размером зерен следующим соотношением [43-45]:

$$\sigma_{\rm y} = \sigma_{\rm o} + k_{\rm y} \, l d^{1/2} \tag{2.6}$$

где σ₀ - постоянная материала для начального напряжения дислокационного движения (или сопротивляемость решетки дислокационному движению), k_y - коэффициент усиления (постоянная, уникальная для каждого материала), а d - средний диаметр зерен.

Пороговая температура, при которой происходит рекристаллизация, является функцией количества накопленной энергии в форме холодной обработки. По мере того как процент холодной обработки увеличивается, количество дополнительной тепловой энергии, необходимой для рекристаллизации, уменьшается. Как показано на рис. 2.48, температура рекристаллизации железа падает на 400°С, а холодная обработка увеличивается с 5 до 50% [46]. Этот эффект имеет важные последствия для 3TB, поскольку ширина размягченной 3TB будет увеличивается с

увеличением процента холодной обработки в основном металле. Другие материалы, такие как алюминий, медь, никель и нержавеющая сталь, ведут себя аналогичным образом.



Рисунок 2.48 Влияние холодной обработки на температуру рекристаллизации для железа (см. [46]. © Wiley).

Схема на рисунке 2.49 показывает, как прочность и пластичность материалов, подвергнутых холодной обработке, зависят от температуры [46]. Обратите внимание, что существует пороговая температура рекристаллизации, выше которой прочность уменьшается, а пластичность увеличивается. Это влияние температуры аналогично поведению ЗТВ при перемещении от основного металла (слева) к границе плавления (справа).

Исходная микроструктура основного металла может значительно влиять на микроструктуру и свойства в 3TB. В холоднодеформированных материалах рекристаллизация и рост зерен в 3TB приведут к значительному размягчению относительно основного металла. Даже в отожженных материалах рост зерен в 3TB может привести к некоторому размягчению, как показано на рисунке 2.50. Хотя график прочности (твердости) на рисунке 2.50 несколько преувеличен, зона плавления, как правило, немного тверже (прочнее), чем 3TB в однопроходных сварных швах из-за присутствия субструктуры кристаллизации (ячеек и дендритов), возникающей в результате процесса кристаллизации. Испытания на поперечное растяжение сварных швов в холоднодеформированных материалах обычно проваливаются в 3TB, а не в наплавленном металле.

2.6.2 Аллотропные фазовые превращения

Ряд металлов претерпевает аллотропные превращения. Термин «аллотропия» означает, что металл может принимать различные кристаллографические формы в зависимости от температуры. Наиболее заметными среди этих металлов являются железо и титан. Аллотропные превращения в сталях можно использовать с большим преимуществом для оптимизации механических свойств, в частности прочности.



Рисунок 2.49 Влияние температуры на микроструктуру, прочность и пластичность холоднодеформированных материалов (см. [46]. © Wiley).



Рисунок 2.50 Изменение твердости как функция


Рисунок 2.51. Зависимость фазовой диаграммы Fe – Fe₃C от микроструктуры в ЗТВ углеродистых сталей.

Для сталей, поскольку ЗТВ охватывает очень большой температурный диапазон от солидуса до более низкой критической температуры (A₁), различные микроструктуры могут приводить к этим материалам из-за аллотропных превращений. Для титановых сплавов область ЗТВ, нагретая выше температуры превращения альфа (ГПУ) в бета (ОЦК) (бета-переход), будет образовывать микроструктуру, сильно отличающуюся от основного металла. Другие системы, которые подвергаются аллотропным превращениям, включают дуплексные нержавеющие стали и некоторые медные сплавы. Никелевые и алюминиевые сплавы не аллотропны.

Микроструктуру ЗТВ в сталях можно спрогнозировать в первом приближении, используя фазовую диаграмму Fe – Fe₃C, как показано на рис. 2.51. Основной металл начинает превращаться в аустенит при нагревании выше нижней критической температуры (A₁) и полностью аустенитен выше верхней критической температуры (A₁). Узкая область ЗТВ, нагретая между этими двумя температурами, известна как мКЗТВ. Выше A₃ ЗТВ является полностью аустенитной, и увеличение пиковой температуры приводит к росту аустенитного зерна. Это приводит к появлению MзЗТВ и KзЗТВ, как показано на рисунке 2.51.

Образование аустенита при повышенных температурах в ЗТВ сталей приводит к широкому разнообразию продуктов превращения при охлаждении. К ним относятся феррит, перлит (смесь феррита и Fe₃C), бейнит (как верхний, так и нижний) и мартенсит.

^{*}Отметим, что температуры нагрева и охлаждения A_1 и A_3 отличаются. 3 как Ac_1 и Ac_3 , а температуры охлаждения как Ar_1 и Ar_3 , где «с» и «г» происходят от французского chauffage (нагревание) и refroidissement (охлаждение) соответственно.



Рисунок 2.52. Схематическое изображение диаграмма непрерывного превращения при охлаждении для сталей.

Характер превращения и полученная микроструктура ЗТВ определяются как составом, так и скоростью охлаждения. Диаграммы НПО, такие как схема, показанная на рисунке 2.52, были разработаны для многих сталей с целью предсказания их микроструктуры в зависимости от условий охлаждения. Эти диаграммы весьма удобны для прогнозирования микроструктуры ЗТВ в простых углеродистых, низколегированных и высокопрочных сталях, если скорость охлаждения ЗТВ можно измерить или приблизительно рассчитать.

В многопроходных сварных швах в сталях развитие микроструктуры в 3TB становится очень сложным из-за перегрева базовой микроструктуры и перекрытия областей Кз3TB, Mз3TB и мК3TB. Это схематически показано на рисунке 2.53. Подробное обсуждение этих явлений выходит за рамки данной работы, так что читателю следует обратиться к другим источникам информации [47, 48].

2.6.3 Реакции выделения

Многие промышленные сплавы (такие как алюминиевые сплавы и алюминиевые суперсплавы) упрочняются реакциями выделения. Во время сварки упрочняющие осаждения могут растворяться или иным образом изменяться в ЗТВ. Растворение обычно происходит выше некоторой критической температуры, часто называемой температурой растворения, как показано на рис. 2.54 для циклов ЗТВ А и В. Ниже этой температуры осаждение не растворяется, но может фактически расти (цикл С). Это может вызвать реакцию перестаривания, которая может привести к размягчению в ЗТВ.

При охлаждении выделение может возникать в зонах ЗТВ, где при нагревании произошло растворение. Степень выделения будет зависеть от состава и скорости охлаждения. Чтобы восстановить прочность, потерянную в ЗТВ во время сварки, сварные швы часто проходят ПСТО.



Рисунок 2.53 Развитие микроструктуры ЗТВ при многопроходной сварке.



Рисунок 2.54 Влияние термического цикла ЗТВ на растворение выделения.

Оно может состоять из полной термообработки с образованием твердого раствора для растворения всех осаждений и гомогенизацией структуры с последующим старением или из простого старения. Последнее наиболее распространено, поскольку высокотемпературная растворяющая обработка реальных структур зачастую нецелесообразна. Однако одна только процедура старения не восстановит прочность в зонах ЗТВ, которые были перестаренными и в которых полная прочность не может быть достигнута простым старением. В ситуациях, когда необходимо восстановить полную прочность (как в случае с никелевыми суперсплавами, используемыми в турбинных

двигателях), необходимо применять полную термообработку с образованием твердого раствора и цикл старения.

Многие реакции выделения проявляют «кривую С» с температурой и временем, как показано на рисунке 2.55. Поскольку «нос» этой кривой движется к более коротким временным промежуткам, реакция выделения происходит быстрее. Положение этой кривой С в пространстве температуравремя имеет важные последствия при охлаждении сварного шва, поскольку оно определяет степень выделения. В большинстве случаев выделение во время охлаждения желательно, поскольку это позволит восстановить некоторую прочность. Это верно для сплавов на основе алюминия и никеля. В некоторых ситуациях эти реакции нежелательны, например, когда в ЗТВ нержавеющих сталей образуются карбиды, богатые хромом. Это явление, называемое «сенсибилизация», может привести к локальному коррозионному воздействию вдоль границ зерен.

Старение после сварки может принимать две формы. В большинстве систем сплавов, упроченных выделениями, требуется «искусственное старение». Оно состоит из нагревания материала до температурного диапазона, при котором осаждения могут образовываться и расти. Этому может предшествовать термообработка с образованием твердого раствора. Как показано на рисунке 2.56, температура старения может оказывать важное влияние на достижимую максимальную прочность: при более низких температурах старения достигается более высокая прочность при длительном времени старения. Для достижения желаемой прочности необходим некоторый компромисс между температурой и временем. Например, некоторым алюминиевым сплавам могут потребоваться сотни часов при низкой температуре старения для достижения высокой пиковой прочности. Обычно это непрактично, и используются более высокие температуры и более короткие временные промежутки с некоторыми потерями в прочности. В какой-то момент прочность материала начнет уменьшаться из-за роста осаждений за пределы оптимального размера.



Рисунок 2.55 Кривая С механизм осаждения при охлаждении.



63



Рисунок 2.56 Искусственное и естественное старение.

Это явление известно, как «перестаривание».

«Естественное старение» или старение при комнатной температуре возможно в некоторых системах, особенно в алюминиевых и магниевых сплавах. Оно будет происходить в областях ЗТВ, которые солюционируют (осаждения растворяются) во время сварки. Естественное старение, как правило, очень медленный процесс, часто требующий недель или месяцев для достижения значительного увеличения прочности. Оно также сильно зависит от сплава, то есть некоторые сплавы быстрее стареют естественным образом до более высокой прочности, чем другие, из-за их кинетики выделения (например, сплав A на рисунке 2.56).

2.6.4. Примеры микроструктуры ЗТВ

Два примера микроструктуры ЗТВ в сталях приведены для демонстрации того, как ЗТВ может значительно отличаться от основного металла. ЗТВ в сварочном шве ГВД (газ-вольфрамовая дуга) на мелкозернистой нержавеющей стали типа 3041 показано на рисунке 2.57.



Рисунок 2.57 ЗТВ сварочного шва ГВД в мелкозернистой аустенитной нержавеющей стали.

Граница плавления обозначена стрелками. В этом случае термический цикл ЗТВ приводит к значительному росту зерен с зернами ЗТВ на порядок больше, чем у основного металла. Из-за эффекта Холла-Петча ЗТВ будет мягче, чем основной металл и металл сварного шва.

Еще более резкое изменение микроструктуры происходит в ЗТВ углеродистой стали, как показано на рисунке 2.58. Основной металл состоит из смеси феррита и перлита. ЗТВ, примыкающая к границе плавления (прямоугольная область на рис. 2.58), представляет собой КзЗТВ и имеет большой размер аустенитного зерна и микроструктуру, состоящую из смеси мартенсита и бейнита. В состоянии непосредственно после сварки эта микроструктура будет иметь высокую твердость и, как правило, потребует термообработки для отпуска, чтобы восстановить свойства пластичности и вязкости.

2.7 СВАРКА В ТВЕРДОЙ ФАЗЕ

По определению, плавление и кристаллизация не происходят во время сварки в твердой фазе. Эти процессы зависят от образования металлических связей на атомистическом уровне для образования соединения. Существует ряд процессов сварки без плавления. Как правило, они отличаются тем, как на границе раздела образуются тепло и деформация. Эти процессы включают в себя нагрев от трения путем перемещения деталей относительно друг друга (сварка трением) или с помощью третьего элемента (перемешивающая сварка трением (ПСТ)), высокоскоростное столкновение (сварка взрывом) или простой нагрев для ускорения взаимной диффузии (диффузионная сварка).



Рисунок 2.58 ЗТВ углеродистой стали в состоянии непосредственно после сварки.

Во всех ситуациях для создания бездефектного сварного шва сочетание тепла и деформации требуется. В результате ЗТВ также будет существовать в твердотельном сварном шве, свойства которого могут значительно отличаться от основного металла. В целом, можно выделить две различные области: Зона нагрева и деформация и И-ЗТВ. В целом, процессы сварки в твердой фазе не приводят к плавлению на границе раздела.

Внутри зоны нагрева и деформации может происходить значительное ковочное действие, которое способствует непрерывной (динамической) рекристаллизации, приводящей к образованию чрезвычайно мелкого размера зерен. Часто прочность этой области превышает прочность И-ЗТВ и основного металла. Несколько примеров развития микроструктуры при сварке в твердой фазе включены в следующие разделы.

2.7.1 Перемешивающая сварка трением

Перемешивающая сварка трением (ПСТ) - это новый твердотельный процесс, который был введен в начале 1990-х годов и схематично показан на рисунке 2.59. Сцепление зависит от теплоты трения инструмента, вращающегося между двумя свариваемыми деталями. Трение нагревает материал до температуры, при которой он легко течет, и примыкающие детали соединяются этим металлическим перемешиванием. Плавления не происходит, и образуется высоконадежное твердотельное соединение.

В шве, создаваемом перемешивающей сверкой трением, можно выделить три отдельных области. Зона перемешивания иногда называется «ядро сварной точки» и представляет собой область, которая поглощает исходное соединение. Металл нагревается под плечом инструмента и перемещается вокруг инструмента спереди назад при вращении инструмента. Конец инструмента, называемый бойком (или зондом), иногда будет иметь механически обработанные элементы, которые облегчают поток материала в зоне перемешивания.

Зона термомеханического влияния (ЗТМВ) представляет собой область, окружающую зону перемешивания, где протекает поток металла. В этой области часто наблюдается незначительная рекристаллизация. В некоторых материалах (сталь, титановые сплавы) ЗТМВ может быть трудно различить.

3ТВ ПСТ аналогичны 3ТВ в шве при сварке плавлением - только источник нагрева отличается. 3ТВ ПСТ часто проявляет те же металлургические реакции, что и швы при сварке плавлением.







Рисунок 2.60 Влияние температуры на напряжение текучести.

Например, размягчение ЗТВ в алюминии из-за перестаривания происходит как в ПСТ, так и в швах при сварке плавлением.

Для того, чтобы успешно сварить материал с использованием ПСТ, материал должен течь при повышенной температуре. Напряжение текучести в зависимости от температуры можно использовать для определения характеристик перемешивания материала. В целом, чем быстрее напряжение текучести падает с повышением температуры, тем легче его можно сваривать с помощью ПСТ. В примере, показанном на рисунке 2.60, сплав А будет гораздо легче сваривать, чем сплав В, поскольку он демонстрирует более низкое напряжение текучести в температурном диапазоне зоны перемешивания. Более высокие температуры перемешивания также влияют на износ инструмента. Для таких материалов, как стали, нержавеющие стали и никелевые сплавы, очень высокие температуры, необходимые для образования потока материала, приводят к высокому износу инструмента и значительным микроструктурным изменениям в зоне перемешивания, 3TMB и 3TB относительно основного металла.

Некоторые примеры развития микроструктуры во время ПСТ или перемешивающей обработки трением (ПОТ) представлены на рисунках 2.61–2.63. Механически ПОТ не отличается от ПСТ, за исключением того, что соединение не создается. ПОТ используется для изменения исходной микроструктуры основного металла посредством динамической рекристаллизации. Алюминиевые сплавы могут быть легко сварены/обработаны трением с перемешиванием (СТП/О), поскольку материал может пластически деформироваться при относительно низких температурах (400–500°С), что позволяет использовать стальные инструментальные материалы. Как показано на рисунке 2.61, зона перемешивания подвергается динамической рекристаллизации под действием инструмента, что приводит к образованию чрезвычайно мелких зерен в данной области.

Титан также успешно подвергается СТП/О, но требуемые для этого температуры обычно находятся в диапазоне от 800 до 1000°С (1470–1830°F). Превращение из низкотемпературной альфа-фазы в высокотемпературную бета-фазу (бета-переход) происходит в том же температурном диапазоне, поэтому можно обрабатывать материал в двухфазном альфа/бета или однофазном бета-режиме. Влияние на микроструктуру зоны перемешивания может быть весьма значительным, как показано на рис. 2.62 для почти альфа-сплава Ti - 5AI - 1V - 1Sn - 1Zr - 0,8Mo (широко известного как Ti-5111). При обработке выше бета-перехода размер предыдущего бета-зерна уменьшается с почти 500 мкм в основном металле до 10 мкм в зоне перемешивания. При обработке под бета-переходом развивается равноосная структура альфа-зерна со средним размером зерна порядка 1 мкм. Она представляет собой 500-кратное измельчение зерен относительно исходного основного металла.



Рисунок 2.61 ПСТ алюминиевого сплава 6061 (предоставлено Питером Дитцелем).



Рисунок 2.62 СТП/О для Ti-5Al-1V-1Sn-1Zr-0.8Мо (предоставлено Мелиссой (Рубал) Голд).



(b)



Рисунок 2.63 СТП/О HSIA-65 (высокопрочный низколегированный сплав): (а) области шва и (б) микроструктура зоны перемешивания (предоставлено Мэттом Синфилдом).

производить CTII/O Также можно стали с использованием соответствующих высокотемпературных инструментальных материалов, включая инструменты на основе вольфрама и поликристаллический кубический нитрид бора (ПКНБ). СТП/О сталей проводится при температурах в диапазоне от 1000 до 1200°С, когда материал является аустенитным (ГЦК). Сильное измельчение зерен, которое достигается в зоне перемешивания других материалов, обычно не достигается в сталях из-за роста аустенитного зерна, которое происходит во время охлаждения температурой обработки. Пример микроструктуры, связанной со сваркой трением с перемешиванием в стали HSLA (HSLA-65), показан на рисунке 2.63. Обратите внимание, что различные зоны образуются вокруг зоны перемешивания с ЗТВ, подобной той, которая образуется в шве при сварке плавлением. В данной стали микроструктура зоны перемешивания имеет относительно крупный размер бывшего аустенитного зерна и бейнитную микроструктуру, которая образуется при охлаждении.

2.7.2 Диффузионная сварка

Диффузионная сварка осуществляется путем нагревания двух находящихся в тесном контакте компонентов до повышенной температуры. Этот процесс требует длительного времени при повышенной температуре и обычно проводится в вакууме или защитной атмосфере для предотвращения окисления на границе раздела. Обычно применяется давление достаточной величины, чтобы вызвать некоторую локальную деформацию на границе раздела.

Хотя границы раздела в тесном контакте должны быть макроскопически плоскими, на микроскопическом уровне они проявляют шероховатость поверхности в виде «неровности», которые ограничивают полный межфазный контакт, как показано на рисунке 2.64. Эти неровности претерпевают высокое локальное напряжение, когда две поверхности подвергаются умеренной нагрузке. Это связано с тем, что небольшая площадь контакта, распределенная по пикам неровности, должна выдерживать всю приложенную нагрузку (F), где напряжение определяется приложенной силой, деленной на площадь контакта.



Рисунок 2.64 Микроскопические особенности поверхность раздела внутри диффузионного сварного шва до соединения.



Рисунок 2.65 Принципы диффузионной сварки.

В результате этого высокого напряжения неровности выдерживают упругую и (при более высоких уровнях нагрузки) пластическую деформацию. Упругая деформация носит временный характер и убирается при снятии нагрузки, раздвигая поверхности. Пластическая деформация является постоянной. При пластической деформации материал не сможет вернуться к своей первоначальной форме.

Должны быть выполнены два необходимых условия, прежде чем может быть создан удовлетворительный диффузионный сварной шов: (i) механическая близость сопрягаемых поверхностей и (ii) разрушение и рассеивание поверхностных загрязнений (оксидов). Это показано на рисунке 2.65. Этап 1 включает деформацию неровностей. Эта деформация может зависеть от температуры и времени, аналогично ползучести. Этап 2 включает миграцию границ, рекристаллизацию и уменьшение размера пор. Этап 3 включает в себя явления объемной

диффузии, включая растворение оксида и загрязняющих веществ и дальнейшее уменьшение размера пор.

Если диффузионный сварной шов создан правильно, на линии скрепления не может быть никаких отличительных особенностей. В некоторых случаях могут присутствовать оксиды, которые указывают на местоположение исходной связующей границы раздела. В ситуациях, когда неоднородные металлы подвергаются диффузионной сварке, будет присутствовать градиент состава (зона взаимной диффузии). В зависимости от материальной системы это может привести к образованию интерметаллических соединений. В некоторых случаях могут быть введены межслойные материалы, которые предотвращают взаимную диффузию и подавляют интерметаллическое образование.

2.7.3 Сварка взрывом

Сварка взрывом - это форма ударной сварки, которая может использоваться для соединения металлургически несовместимых материалов и/или для нанесения плакировки на поверхность материала. Сварка взрывом образуется практически мгновенно, подавляя тем самым большинство металлургических реакций, таких как образование охрупчивающих интерметаллических фаз. Схема, показывающая типичную установку для сварки взрывом, показана на рисунке 2.66.



Рисунок 2.66 Установка для сварки взрывом.



Рисунок 2.67 Характеристика шва при сварке взрывом.

Столкновение между компонентами генерирует кинетическую энергию, которая вызывает локальное плавление, испарение и, возможно, образование плазмы. Большая часть жидкости и пара выталкивается из соединения сильным струйным воздействием в точке взаимодействия. Это «струйное» действие удаляет оксиды и другие загрязнения с поверхности и создает металлургически чистые границы раздела, которые легко склеиваются. Результирующая поверхность раздела внутри сварного шва часто имеет волнистую форму, как показано на рисунке 2.67. В целом линия соединения шва при сварке взрывом может быть обнаружена с использованием металлографических методов. Некоторые сварные швы будут иметь классический волнистый вид, но не всегда. Иногда можно наблюдать локальное плавление, обычно на гребне волны. ЗТВ швов при сварке взрывом чрезвычайно узка и часто не выявляется.

Пример поверхности раздела внутри шва при сварке взрывом показан на рисунке 2.68. В этой ситуации алюминиевый сплав 6061-Т6 склеивается с нержавеющей сталью типа 3041. Из-за металлургической несовместимости алюминия и стали в качестве буфера используется танталовая прослойка. Обратите внимание, что обе линии соединения имеют волнистое проявление, но с различной периодичностью в волновой картине.



Рисунок 2.68 Микроструктура линии соединения шва между при сварке взрывом в нержавеющей стали 304 л и алюминии 6061 с использованием прослойки тантала (предоставлено компанией High Energy Metals, inc.).

2.7.4 Ультразвуковая сварка

Ультразвуковая сварка также может использоваться для соединения трудно свариваемых материалов и широко используется для соединения как металлов, так и пластмасс. Ультразвуковые волны передаются к границе раздела двух материалов. Это приводит к локальному нагреву границы раздела. Затем применяется сила для разрушения неровностей поверхности и обеспечения возможности металлической связи. Схема процесса показана на рисунке 2.69.

Линия соединения обычно обнаруживается в швах при сварке ультразвуком с использованием соответствующих металлографических методов. Поскольку погонная энергия крайне низкая, явно различимой ЗТВ обычно нет. Часто линия соединения может содержать оксиды, которые не удаляются перед сваркой или не разрушаются в процессе сварки.

Пример шва при сварке ультразвуком в алюминии показан на рисунке 2.70. Гребни на поверхности являются результатом сетчатой структуры на наконечнике сонотрода и наковальне, которые необходимы для сцепления свариваемых деталей.



Рисунок 2.69 Схема ультразвуковой сварки.



Рисунок 2.70 Микроструктура линии соединения шва при сварке ультразвуком в алюминии (предоставлено компанией Sonobond Ultrasonics, Inc.).

Данный процесс также развивает волновую картину на границе раздела, которая увеличивает поверхность склеивания и улучшает прочность склеивания. Более темные черты травления на линии соединения - это захваченные оксиды. Обратите внимание, что нет никаких признаков роста зерен из-за локального нагрева на границе раздела.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

[1] Kou S. Welding Metallurgy. 2nd ed. Hoboken NJ: John Wiley and Sons, Inc.; 2003. 176.

[2] Easterling K. Introduction to the Physical Metallurgy of Welding. London: Butterworths and Co.; 1983. 73.

[3] Nippes EF. The weld heat-affected zone. Weld J 1959; 38 (l):ls-17s.

[4] Savage WF, Nippes EF, Szekeres ES. A study of weld interface phenomena in a low alloy steel. Weld J 1976; 55 (9):260s-268s.

[5] Savage WF. Solidification, segregation, and weld imperfections (Houdremont Lecture). Weld World 1980; 18 (5/6):89-114.

[6] Savage WF, Nippes EF, Miller TW. Microsegregation in 70Cu-30Ni weld metal. Weld J 1976; 55 (6):165s-173s.

[7] Chalmers B. Principles of Solidification. New York: Wiley; 1964.

[8] Mullins WW, Sekerka RF. Morphological stability of a particle growing by diffusion or heat flow. J Appl Phys 1963; 34:323.

[9] Davies GJ, Garland JG. Solidification structures and properties of fusion welds. Int Met Rev 1975; 20:83-105.

[10] David SA, Vitek JM. Correlation between solidification parameters and weld microstructures. Int Met Rev 1989; 34:213-245.

[11] Katayama S. Solidification phenomena of weld metal (1st report) - Characteristic solidification morphologies, microstructures and solidification theory. Weld Int 2000; 14 (12):25-37.

[12] Katayama S. Solidification phenomena of weld metal (2nd report) - Solidification theory, solute redistribution and microsegregation behavior. Weld Int 2000; 14 (12):13-24.

[13] Hallum D, Baeslack WA. Nature of grain refinement in titanium alloy welds by microcooler inoculation. Weld J 1990; 69 (9):326s-336s.

[14] Simpson RP. Controlled weld pool solidification structure and resultant properties with yttrium inoculation of Ti-6Al-6V-2Sn welds. Weld J 1977; 56 (3):67s-87s.

[15] Gutierrez A, Lippold JC. A proposed mechanism for equiaxed grain formation along the fusion boundary in Al-Cu-Li alloys. Weld J 1998; 77 (3):123s-132s.

[16] Nelson TW, Lippold JC, Mills MJ. Nature and evolution of the fusion boundary in ferriticaustenitic dissimilar metal welds, Part 1: Nucleation and growth. Weld J 1999; 78 (10):329s-337s.

[17] Nelson TW, Lippold JC, Mills MJ. Nature and evolution of the fusion boundary in ferriticaustenitic dissimilar metal welds, Part 2: On-cooling transformations. Weld J 2000; 79 (10):267s-277s.

[18] Heiple CR, Roper JR. Mechanism for minor element effect on GTA fusion zone geometry. Weld J 1982;61 (4):97s-102s.

[19] Smith VG, Tiller WA, Rutter JW. A mathematical analysis of solute redistribution during solidification. Can J Phys 1955; 33:723-745.

[20] Flemings MC. Solidification Processing. New York: McGraw-Hill; 1974. p 36-38.

[21] Brooks JA, Baskes MI. Weld microsegregation and modeling. In: David SA, editor. Advances in Welding Science and Technology. Metals Park, OH: ASM International; 1987. p 93-99.

[22] Perricone MJ, Дюпон JN. Effect of composition on the solidification behavior of several Ni-Cr-Mo and Fe-Ni-Cr-Mo alloys. Metals Mater Trans A 2005; 37A: 1267-1289.

[23] Alexandrov BT, Lippold JC, Sowards JW, Hope AT, Saltzmann DR. Fusion boundary micro structure evolution associated with embrittlement of Ni-base alloy overlays applied to carbon steel. Weld World 2013; 57 (1):39-54.

[24] Baeslack III WA, Fippold JC, Savage WF. Unmixed zone formation in austenitic stainless steel weldments. Weld J 1979; 58 (6):168s-176s.

[25] Gooch TG. Corrosion behavior of welded stainless steel. Weld J 1996; 75 (5):135s-154s.

[26] Kostrivas A, Fippold JC. Weldability of Fi-bearing aluminum alloys. Int Mat Rev 1999; 44 (6):217-237.

[27] Flasche FH, Ahluwalia HS. Focalized corrosion of the unmixed zone in Ni-base alloy weldments. 12th International Corrosion Congress, NACE, Vol. 4; Houston, TX; 1993. p 2895-2906.

[28] Pepe JJ, Savage WF. Effects of constitutional liquation in 18Ni maraging steel weldments. Weld J 1967;46 (9):411s^122s.

[29] Pepe JJ, Savage WF. The weld heat-affected zone of the 18Ni maraging steels. Weld J 1970;49(12):545s.

[30] Qian M, Fippold JC. Effect of multiple postweld heat treatment cycles on the weldability of Waspaloy. Weld J 2002;81 (ll):233s-238s.

[31] Priester F. Grain Boundaries: From Theory to Engineering. Springer, Berlin, Heidelberg; 2013.

[32] Blum BS, Witt RH. Heat-affected zone cracking in A-286 weldments. Weld J 1963; 42 (8):365s-370s.

[33] Thompson EG. Hot cracking studies of Alloy 718 weld heat-affected zones. Weld J 1969; 48 (2):70s-79s.

[34] Tamura H, Kato N, Watanabe T. Hot cracking in synthetic weld heat-affected zone on Ni-Cr-Mo type high strength steel. Trans JWS 1974; 5 (2): 180-191.

[35] Cahn J, Balluffi R. On diffusional mass transport in polycrystals containing stationary and migrating grain boundaries. Scripta Metall 1979; 13:499-502.

[36] Fippold JC. An investigation of heat-affected zone hot cracking in alloy 800. Weld J 1983;62 (l):lslls.

[37] Gleiter H. Theory of grain boundary migration rate. Acta Metall 1969; 17:853-862.

[38] Duvall DS, Owczarski WA. Technical note: behavior of solute at mobile heat-affected zone grain boundaries. Weld J 1966;45 (8):356s.

[39] Balluffi RW. Grain boundary diffusion mechanisms in metals. Metal Trans B 1982; 13B: 527-553.

[40] Turnbull D, Hoffman RE. The effect of relative crystal and boundary orientations on grain boundary diffusion rates. Acta Metall 1954; 2:419-426.

[41] Shewmon P. Diffusion in Solids. 2nd ed. Warrendale, PA: TMS Publications; 1989. p 196.

[42] Baeslack III WA, Ernst SC, Fippold JC. Weldability of high-strength, low-expansion superalloys. Weld J 1989;68 (10):418s-430s.

[43] Petch NJ. The cleavage strength of polycrystals. J Iron Steel Inst 1953; 174:25-28.

[44] Hall EO. The deformation and ageing of mild steel. Proc Phys Soc B 1951; 64:747-753.

[45] Duckworth EW, Baird JD. Mild steels. J Iron Steel Inst 1969; 207:854-871.

[46] Callister WD. Materials Science and Engineering: An Introduction. 3rd ed. New York: John Wiley and Sons, Inc.; 1994.

[47] Linnert GE. Welding Metallurgy, Volume 1: Fundamentals. 4th ed. American Welding Society: Miami, FL; 1994.

[48] Stout RD. Weldability of Steels. New York: Welding Research Council; 1987.

3.1 ВВЕДЕНИЕ

Образование «горячих» трещин в шве относится к явлениям растрескивания, которые возникают во время производства из-за присутствия жидкости в микроструктуре. Горячее растрескивание чаще всего связано с жидкими пленками, которые присутствуют вдоль границ зерен в зоне плавления и в области зоны частичного расплавления (ЗЧР) зоны термического влияния (ЗТВ). Эти жидкие пленки могут сохраняться при температурах значительно ниже равновесной температуры солидуса объемного сплава, тем самым расширяя интервал кристаллизации сплава до «эффективной» температуры солидуса. Во многих ситуациях эффективный солидус может быть значительно ниже равновесного солидуса из-за влияния сегрегации растворенного вещества и примесей.

Хотя термин «горячее растрескивание» широко используется в литературе для описания ряда явлений растрескивания при повышенной температуре, в данной работе он описывает три различных типа растрескивания. Кристаллизационное растрескивание сварного шва происходит в зоне плавления в конце процесса кристаллизации. Эта форма растрескивания обычно связана с жидкими пленками вдоль границ кристаллизации зерен (ГКЗ). Ликвационное растрескивание ЗТВ происходит в 3ЧР области 3ТВ. Оно также является межзеренным и возникает из-за сплошных жидких пленок, которые образуются при повышенной температуре. Ликвационное растрескивание металла сварного шва уникально для повторно нагретого металла сварного шва и чаще всего наблюдаются в многопроходных сварных швах или после ремонтной сварки. Эти трещины могут образовываться на ГКЗ или мигрировавших границах зерен (МГЗ) и являются результатом переплавки этих границ во время повторного нагревания до повышенных температур.

Металлургия сварки и свариваемость, первое издание. Джон К. Липпольд.

© 2015 Издательство John Wiley & Sons, Inc. Опубликовано в 2015 году издательством John Wiley & Sons, Inc.

Как отмечено выше, термин «горячая трещина» часто используется для описания любой трещины, которая образуется при повышенной температуре, и поэтому не слишком описателен. АОС определяет «горячую трещину» как трещину, образовавшуюся при температурах в конце кристаллизации. Часто другие формы растрескивания, возникающие при повышенной температуре, но в твердом состоянии, называются «горячими трещинами», такими как трещины при падении пластичности. Таким образом, определение термина «горячее растрескивание» несколько расплывчато и интерпретируется произвольно. В данной работе в качестве горячего растрескивания будут рассматриваться только те формы растрескивания, которые связаны с жидкой пленкой на границе зерен.

3.2 КРИСТАЛЛИЗАЦИОННОЕ РАСТРЕСКИВАНИЕ СВАРНОГО ШВА

Кристаллизационное растрескивание сварного шва происходит преимущественно вдоль ГКЗ и иногда на границах субзерен в зоне плавления. Кристаллизационное растрескивание сварного шва - это явление, которое в течение последних 40 лет было предметом множества исследований в широком спектре промышленных сплавов. Несмотря на большой объем информации, доступной в настоящее время относительно кристаллизационного растрескивания сварного шва, точные микромеханизмы, ответственные за растрескивание, до сих пор не до конца поняты. По сути, для кристаллизационного растрескивания сварного шва должны соблюдаться два условия: (i) термически и/или механически наложенное ограничение (деформация) и (ii) подверженная растрескиванию микроструктура.

Фактор ограничения может быть, как внутренним, так и внешним. Исходное ограничение является результатом естественной усадки во время кристаллизации, поскольку все металлы претерпевают отрицательное изменение объема во время кристаллизации. Другие факторы, которые влияют на исходное ограничение, включают свойства материала (особенно прочность), размер и толщину обрабатываемого объекта, конструкцию соединения, а также размер и форму наплавленного валика. Внешнее ограничение главным образом обеспечивается механическим креплением.

Подверженная растрескиванию микроструктура образуется в результате сохранения жидких пленок вдоль границ кристаллизации в металле сварного шва, как обсуждалось в главе 2. Кристаллизационное растрескивание сварного шва часто можно свести к минимуму или устранить, уменьшив уровень механического ограничения. Например, геометрия соединения или изменения параметров сварного шва, которые изменяют размер и форму наплавленного валика, часто эффективны для снижения растрескивания. Однако постоянного решения проблем стойкого кристаллизационного растрескивания сварного шва обычно не достичь, пока не будет понята и нивелирована металлургическая суть проблемы, часто путем изменения состава металла сварного шва (в случае добавления присадочных материалов) или контроля процесса кристаллизации.

3.2.1 Теории кристаллизационного растрескивания сварного шва

С 1940-х годов было предложено несколько теорий кристаллизационного растрескивания сварного шва или «горячего разрыва» в отношении отливок. К ним относятся:

1. Теория усадки-хрупкости. Данная теория была поддержана рядом ранних исследователей, включая Бочвара и Свидерскую [1], Памфри и Дженнингса [2], Медовара [3] и Торопова [4].

2. Теория деформации. Эта теория была первоначально разработана Пеллини [5, 6] также для описания образования горячих трещин в отливках, но в конечном итоге была расширена для описания кристаллизационного растрескивания сварного шва.

3. Обобщенная теория растрескивания суперсолидуса. Эта теория была выдвинута Борландом [7] в начале 1960-х годов и включает в себя аспекты как теории усадки-хрупкости, так и деформации.

4. Измененная обобщенная теория. Изменение теории Борланда было предложено Мацудой и его коллегами [8, 9] из НИИ соединения и сварки (JWRI) Университета Осаки на основе прямого наблюдения за кристаллизационным растрескиванием сварного шва с использованием специальной высокоскоростной киносъемки.

5. Теория технологической прочности. Эта теория была предложена Прохоровым [10] в начале 1960-х годов и рассматривает кристаллизационное растрескивание сварного шва с чисто механической точки зрения.

Центральным элементом всех этих предложенных механизмов является требование наличия какой-либо формы жидкой пленки вдоль границ кристаллизации на последних этапах кристаллизации. Именно неспособность этой жидкой пленки выдерживать вызванную усадкой и внешнюю механическую деформацию во время кристаллизации и последующего охлаждения сварного шва приводит к разделению этих границ, образуя таким образом усадочную трещину. Как отмечалось ранее, оптимальное решение для уменьшения или устранения горячего растрескивания заключается в устранении или эффективном контроле жидких пленок вдоль этих границ.

3.2.1.1 Теория усадки-хрупкости. Теория усадки-хрупкости. Эта теория образования усадочных трещин была впервые предложена российским исследователем Бочваром в 1947 году [1] и основана на его работе с алюминиевыми отливками. В 1952 году этот подход был принят Медоваром [3] из Института электросварки им. Е. О. Патона для описания кристаллизационного растрескивания сварного шва. Примерно в то же время Памфри и Дженнингс [2] в Англии использовали аналогичную идею для объяснения растрескивания во время литья и сварки алюминиевых сплавов. Теория, которая возникла в результате этой работы, получила известность как теория усадки-хрупкости.

Основным элементом этой теории является наличие «эффективного интервала» кристаллизации, которое происходит ниже температуры «когерентности», как показано на рисунке 3.1. При высоких температурах в пределах интервала кристаллизации отношение твердого вещества к жидкости является низким, и кристаллизованные субзерна (ячейки или дендриты) полностью окружены жидкостью. Ниже некоторой критической температуры в пределах этого интервала кристаллизации твердое вещество начинает взаимодействовать и формировать жесткую сетку. Температура, при которой начинается это взаимодействие, называется температурой «когерентности», а оставшийся интервал температур кристаллизации называется «эффективным интервалом».

В соответствии с теорией усадки-хрупкости, кристаллизационное растрескивание сварного шва всегда происходят в пределах этого эффективного интервала. Таким образом, растрескивание может произойти только после того, как произошло какое-то мостообразное твердофазное блокирование, которое позволяет деформации накапливаться в структуре. Выше этого интервала достаточно жидкости для «залечивания» потенциально образующихся трещин. В сплавах подверженность растрескиванию будет наибольшей в составе с наибольшим «эффективный интервал», как показано на рисунке 3.1. Теория также предсказывает снижение подверженности растрескиванию в сплавах, подвергающихся эвтектической реакции в составах, которые «залечивание» из-за присутствия достаточного обеспечивают количества жидкости эвтектического состава.



Рисунок 3.1. Схематическая иллюстрация теории усадки-хрупкости на основе эвтектической фазовой диаграммы.

3.2.1.2 Теория деформации

Теория деформации горячих трещин в отливках была впервые предложена У.С. Пеллини из Военно-морской исследовательской лаборатории США в 1952 году [5]. В 1954 году он использовал этот же подход для описания кристаллизационного растрескивания сварного шва на основе работы с нержавеющими сталями и сплавами на основе никеля [6]. Теория деформации отличается от теории усадки-хрупкости тем, что когерентность, или мостообразное твердофазное блокирование, не учитывается до самых последних этапов кристаллизации.

Теория деформации рассматривает два этапа кристаллизации, а именно пористый этап и этап жидкой пленки, как показано на рисунке 3.2. Пористый этап кристаллизации имеет место при температурах выше этапа пленки, где все еще присутствует значительное количество жидкости. Этап пленки дополнительно подразделяется на ранний и поздний период, причем поздний этап пленки наступает непосредственно перед полной кристаллизацией. Кристаллизационное растрескивание сварного шва, исходя из теории деформаций, невозможно во время пористой фазы из-за равномерного распределения деформации в смеси твердого вещества-жидкости. Однако на этапе пленки деформации могут быть чрезвычайно высокими локально и приводить к разделению вдоль границ с сплошными жидкими пленками, разделяющими твердые зерна. Следовательно, растрескивание представляет собой разделение твердой и жидкой фаз, а не твердофазное разделение, как предполагает теория усадки-хрупкости. Эта теория не учитывает концепцию залечивания трещин в интервале температур кристаллизации. Эта теория также предсказывает, что поверхность излома не будет иметь каких-либо особенностей, связанных с твердофазным контактом, то есть поверхность излома должна иметь гладкие дендриты.

Исходя из рис. 3.2, этап нормальной пленки относится к равновесной кристаллизации, при котором в конце кристаллизации в структуре остаются только жидкие пленки.



Рисунок 3.2 Теория деформации по Пеллини (взято из [6]).

Сегрегация во время неравновесного кристаллизации сварного шва расширяет этот интервал в более широком температурном интервале, как указано на этапе разделения пленки. Деформация начинает накапливаться в системе во время этапа пленки и будет концентрироваться на границах, разделенных тонкими жидкими пленками. Когда данная деформация превышает пластичность границы, произойдет растрескивание.

3.2.1.3 Обобщенная теория

В 1960 году Дж. К. Борланд из Британской ассоциации исследователей сварки (ныне Институт сварки (TWI)) предложил изменение теории усадки-хрупкости, включающее некоторые аспекты теории деформации [7]. Это изменение, называемое «обобщенной теорией», также приняло идею температуры когерентности (или когерентной температуры), при которой начинается твердофазное взаимодействие, но включало дополнительный этап кристаллизации ниже этой температуры. Борланд назвал это «критическим интервалом кристаллизации», который соответствует нижней части «эффективного интервала» из теории усадки-хрупкости, как показано на рисунке 3.3.

Разрушение твердофазных мостов выше «критического» интервала, но ниже когерентной температуры может быть скомпенсировано присутствием достаточного количества жидкости, и «залечивание» трещины возможно. В «критическом» интервале залечивание трещин было невозможно из-за уменьшения количества жидкости и более сложной и хорошо развитой твердой сетки. Наряду с этой теорией, Борланд также выдвинул предположение о важности характеристик смачивания жидкости при кристаллизации сварного шва. Важность смачивания границы зерен жидкими пленками будет обсуждаться в данной главе позже.

Обращаясь к рис. 3.3, этап 1 определяет пористый этап кристаллизации. Этап 2 определяет диапазон когерентности, в котором образовавшиеся трещины могут быть «залечены», так как имеется достаточное количество окружающей жидкости. Этап 3 определяет «критический» интервал, в котором образующиеся трещины отделяются от жидкости, которая может их «залечить», или в этом интервале недостаточное жидкости для обеспечения значительного «залечивания». Наконец, этап 4 определяет область, где кристаллизация завершена, и кристаллизационное растрескивание сварного шва не происходит из-за отсутствия жидкости в системе.





3.2.1.4 Измененная обобщенная теория. На основании экспериментов, позволяющих непосредственно наблюдать образование усадочных трещин при сварке, Мацуда и его коллеги из JWRI в Университете Осаки дополнительно изменили теорию усадки-хрупкости и обобщенную теорию [8, 9]. Они обнаружили, что этап 1 происходит в гораздо более узком интервале температур, чем предполагалось первоначально, и что значительные твердые сетки образуются очень быстро при охлаждении ниже температуры ликвидуса. Это иллюстрируется схемой на рисунке 3.4. Этап 3, как определено Бордандом, далее подразделяется на «этап пленки» (3H) и «этап капли» (3L). Зарождение кристаллизационного растрескивания сварного шва происходит на этапе жидкой пленки, а распространение происходит либо на этапе пленки, либо на этапе капли. Зарождение невозможно на этапе капли кристаллизации сварного шва из-за обширного контакта твердых веществ.

Эта теория также учитывает фрактографические особенности кристаллизационного растрескивания сварного шва и предполагает, что дендритный характер кристаллизационных трещин отражает зарождение и распространение трещин на этапе 3H. Элементы плоского разрушения, часто связанные с образованием кристаллизационных трещин, характерны для распространения трещин на этапе 3L. Позже будет обсуждаться возможность формирования плоских элементов в результате твердотельного растрескивания под действием пластичности.

Основываясь на непосредственном наблюдении кристаллизационного растрескивания сварного шва и металлографическом и фрактографическом исследовании кристаллизационных трещин, Мацуда предложил четыре различных типа механизмов разрушения, как схематически показано на рисунке 3.5:

• Тип D: дендритное разрушение. Такой механизм разрушения является результатом разделения жидких пленок на ГКЗ и предполагает сплошную сетку жидких пленок вдоль этих границ. Поверхность разрушения имеет классическую «решетчатую» морфологию дендритов.

• Тип F: плоское разрушение. Эта поверхность разрушения не выказывает признаков дендритного разрушения, но (согласно Мацуда) стала результатом отделения жидкой пленки.

• Тип D + F: сочетание двух типов. По сути, он представляет собой переходную область от дендритного к плоскому разрушению.

• Тип R: межзеренное, твердотельное разрушение. Он является показателем растрескивания под действием пластичности, наблюдаемого в аустенитных нержавеющих сталях и никелевых сплавах.



Состав

Рисунок 3.4 Измененная обобщенная теория, предложенная Мацудой (взято из [8, 9]).

3.2.1.5 Теория технологической прочности. В начале 1960-х годов русский исследователь Прохоров изучил механическое поведение шва при сварке плавлением во время кристаллизации и выдвинул теорию технологической прочности [10]. Данная теория рассматривает кривую пластичности для материала во время кристаллизации, как показано на рисунке 3.6. Материал демонстрирует потерю пластичности в интервале температур хрупкости (ИТХ). Вне ИТХ предполагается, что пластичность материала достаточна для того, чтобы выдерживать термически и/или механически вызванную деформацию во время сварки. В дополнение к кривой пластичности вызванная сваркой деформация также показана на той же диаграмме исходя из того, что деформация линейно пропорциональна снижению температуры при охлаждении сварного шва (то есть деформации, вызванной тепловым сжатием).

Вероятность растрескивания является следствием конкуренции между накоплением деформации и восстановлением пластичности при охлаждении сварного шва. Кристаллизационное растрескивание сварного шва образуются, если пластичность материала истощена термически и/или механически вызванной деформацией. Данная теория напрямую не учитывает какие-либо аспекты микроструктуры сварного шва. На ширину и глубину ИТХ влияет интервал температур кристаллизации и природа жидких пленок на границе зерен, но прямые корреляции невозможны.

Как показано на рисунке 3.6, линия A – В представляет собой тепловое сжатие материала в ИТХ. Линия A – С представляет суммирование деформации сжатия и других деформаций (механических) в системе. Линия A – D представляет критическую величину деформации, вызывающей растрескивание в системе с заданной кривой пластичности. линия деформации превышает (пересекает) кривую пластичности, пластичность системы истощается, и происходит растрескивание. Это будет представлено на этой диаграмме линией с более крутым наклоном, чем линия A – D, которая пересекает кривую пластичности.



Рисунок 3.5 Механизм и морфология разрушения в соответствии с измененной обобщенной теорией (см. [8, 9]. © ASM).

3.2.1.6 Комментарий к теориям кристаллизационного растрескивания сварного шва. Хотя на обобщенную теорию, предложенную Борландом [7], часто ссылаются для объяснения природы кристаллизационного растрескивания сварного шва в металлах, существуют аспекты этой теории, которые не согласуются с фактическими наблюдениями кристаллизационного растрескивания в большинстве материалов. Понятия температуры «когерентности», при которой начинает формироваться сетка между твердыми фазами, и «критический интервалом кристаллизации», в котором твердофазные мосты разрушаются без возможности залечивания жидкостью, не соответствуют фрактографическим наблюдениям кристаллизационного растрескивания. На самом деле очень необычно наблюдать какие-либо признаки твердофазное разрушения на поверхности усадочной трещины при исследовании на растровом электронном микроскопе (РЭМ). Типичные микрофотографии РЭМ алюминиевого сплава (6061-Тб) и присадочного металла на основе никеля (ERNiCrFe-13, FM 52MSS) показаны на рисунке 3.7. Поверхность разрушения никелевого сплава полностью дендритная, в то время как в алюминиевом сплаве есть только несколько мест, где могло бы произойти твердофазное разрушение. Механизм разрушении будет обсуждаться более подробно позже в данной главе и в главе 8. Здесь следует подчеркнуть, что в основном поверхности усадочных трещин имеют почти полностью дендритный вид, что указывает на то, что теория когерентности (мостообразное твердофазное блокирование), которая имеет решающее значение для кристаллизационного растрескивания, не поддерживается. В защиту Борланда можно сказать, что его теория была разработана до широкого использования РЭМ для изучения механизма разрушения, поэтому у него не было возможности соединить теорию с фактическим наблюдением за поверхностью разрушения.





Таким образом, на основании вида разрушения может показаться, что теория деформации, предложенная Пеллини [6], является более подходящей, поскольку эта теория предсказывает, что жидкие пленки сохраняются до последних этапов кристаллизации. Его предположение, что сплошные тонкие пленки присутствуют во время возникновения и распространения кристаллизационных трещин, полностью подтверждается металлографическими и фрактографическими данными, как будет описано позже в данной главе.

Измененная обобщенная теория Мацуды [8] также признала важность «этапа пленки» в конце кристаллизации, при котором кристаллизационные трещины образуются и распространяются, создавая дендритные поверхности разрушения, как схематически показано на рисунке 3.5.

Предложенный переход от дендритного к плоскому разрушению может быть артефактом процедуры испытания (испытание с приложением нагрузки, действующей вдоль сварного шва), так как плоское разрушение, связанное с жидкими пленками в зоне плавления, обычно не наблюдается на практике. Переход к межзеренному твердотельному разрушению является уникальным для систем, подверженных растрескиванию при падении пластичности, как будет описано в главе 4.

Теория технологической прочности хотя и не затрагивает металлургические аспекты или аспекты разрушения при кристаллизационном растрескивании, но весьма полезна для объяснения влияния пластичности/деформации. Основная предпосылка данной теории состоит в том, что металл сварного шва имеет характерную пластичную «сигнатуру», которая определяет ИТХ. Пластичность в пределах этого ИТХ определяет, произойдет ли растрескивание при приложенной деформации во время кристаллизации. Таким образом, исходя из рисунка 3.6, если деформация во время кристаллизации. Таким образом, исходя из рисунка 3.6, если деформация во время кристаллизации. Если є тіп на кривой пластичности, пластичность системы будет исчерпана, и произойдет растрескивание. Если є тіп может быть увеличено в зависимости от состава (например, уменьшением количества примесей) или деформация уменьшена, так что пластичность не будет исчерпана, растрескивание не произойдет.

Это говорит о том, что если пластичность металла сварного шва может быть определена экспериментально, а деформация оценена на основе сжатия и механических компонентов, то можно определить подверженность металла сварного шва кристаллизационному растрескиванию. Это именно тот подход, который использовался как JWRI в Университете Осаки, так и объединенной группы металловедения и сварки в Университете штата Огайо (OSU). Эти подходы будут подробно описаны далее в данной главе.



Рисунок 3.7 Вид разрушения от усадочной трещины: (а) алюминиевый сплав и (б) никелевый сплав.

3.2.2. Предсказания элементарных эффектов.

Состав металла сварного шва оказывает доминирующее влияние на механизм кристаллизационного растрескивания сварного шва, и использование простого анализа и контроля состава является ключевым элементом контроля подверженности этой форме растрескивания. Коэффициент относительной мощности (КОМ) был разработан Дж. К. Борландом вместе с обобщенной теорией как метод определения относительного влияния легирующих и примесных элементов на подверженность кристаллизационному растрескиванию сварного шва на основании механизма равновесной кристаллизации бинарных сплавов [11]. Поскольку КОМ основан на условиях равновесной кристаллизации, он представляет собой только аппроксимацию механизма неравновесной кристаллизации швов при сварке плавлением. Поскольку большинство технических сплавов представляют собой многокомпонентные системы, КОМ часто может недооценивать или переоценивать влияние конкретного элемента из-за синергетического влияния других элементов. Например. cepa особенно эффективна для стимулирования кристаллизационного растрескивания в простых сплавах Fe-S или Ni-S, но становится менее

эффективной, когда в систему добавляют даже небольшое количество марганца. КОМ неспособен предсказывать это взаимодействие. КОМ, как определено Борландом, является просто мерой интервала температуры кристаллизации (ΔT), нормированного номинальным составом сплава, C₀. Чтобы рассчитать КОМ, необходимо только определить наклон линии ликвидуса m_L и коэффициент распределения k по фазовой диаграмме, как указано ниже:

$$RPF = \frac{\Delta T}{C_0} = m_L \left(1 - \frac{1}{k} \right)$$
(3.1)

Максимальная мощность достигается в точке максимальной растворимости в твердом веществе, С_{Smax}, и представляет (для равновесной кристаллизации) самый широкий интервал температур кристаллизации. Максимальный коэффициент мощности (МКМ) определяется как

$$MPF = m_{\rm L} C_{\rm Smax} \left(\frac{1-1}{k}\right)$$
(3.2)

КОМ и МКМ для некоторых бинарных сплавов железа показаны в таблице 3.1. Эта таблица включает значения, первоначально опубликованные Борландом [11] и рассчитанные с использованием доступных в настоящее время бинарных фазовых диаграмм. Исходные значения Борланда учитывали только кристаллизация железного сплава как дельта-феррит. Обратите внимание, что относительные мощности, рассчитанные с использованием современных фазовых диаграмм, в целом хорошо согласуются, хотя некоторые из значений значительно отличаются. Например, бор имеет намного более высокий КОМ, чем предсказывал Борланд, в то время как марганец - значительно ниже. Значения КЛМ и МКМ также были добавлены для аустенитной кристаллизации для систем Fe – C и Fe – Mn.

В целом следует отметить, что с увеличением КОМ интервал температур кристаллизации увеличивается. Удельная мощность увеличивается при приближении C_0 к C_{Smax} , а затем уменьшается при C_0 больше, чем C_{Smax} для равновесной кристаллизации. Пик подверженности растрескиванию может быть смещен к составу ниже C_{Smax} при рассмотрении неравновесной кристаллизации шва при сварке плавлением.

Значения КОМ и МКМ образуют некоторые признаки элементов, которые способствуют кристаллизационному растрескиванию сварного шва в сталях. Хорошо известно, что S, P и B вредны применительно к растрескиванию, и эти элементы тщательно контролируются. Как отмечалось выше, эти значения являются лишь приблизительными значениями мощности для кристаллизационного растрескивания сварного шва, поскольку кристаллизация сварного шва имеет явно неравновесный характер, и диффузия, которая может происходить в твердом веществе во время кристаллизации, не принимается во внимание.

Используя современные вычислительные методы, можно рассчитать средние коэффициенты распределения (k) при неравновесной кристаллизации многокомпонентных сплавов и определить расширение интервала кристаллизации, которое происходит вследствие распределения. Пример этого показан на рисунке 3.8, где средние значения k для ряда элементов определяются с использованием приближения кристаллизации Шейля с помощью вычислительного программного обеспечения ThermoCalc® [12].

Элемент в бинарной системе Fe ^a												
	В	S	Р	$C_{\rm F}$	C_{A}	$Mn_{\rm F}$	Mn _A	Nb	Ti	Si	Ni	Zn
Значение k	0,005	0,019	0,25	0,17	0,49	0,74	0,85	0,29	0,64	0,85	0,74	0,5
KOM ^b	917	925	121	322		22		29	14	2		
KOM ^C	19,741	1084	145	396	96	2	1	23	10	3	1	8
MKM ^b	137	166	338	32		26		130	97	32		
MKM ^C	395	163	369	36	202	17	49	120	89	40	5	375

Таблица 3.1 Коэффициент распределения, k, и КОМ и МКМ для некоторых бинарных сплавов Fe

^аОсновано на кристаллизации в виде дельта-феррита, если иное не указано в нижнем индексе А (аустенитная кристаллизация).

^bИз источника [11].

^сРассчитано по современным фазовым диаграммам.



Рисунок 3.8 Коэффициент распределения, k, значения для никелевых сплавов 263, 282 и 740. Обратите внимание, что значения меньше 1.0 приводят к распределению в жидкую фазу (из [13]).

Эти значения рассчитаны для трех никелевых суперсплавов (сплавы 263, 282 и 740Н), которые рассматриваются для высокотемпературных энергообеспечивающих применений, где свариваемость является высоким приоритетом [13].

Отметим, что для легирующих элементов со значениями k, очень близкими к 1 (Fe, Al, Ni, Cr), распределения практически не будет, и эти элементы будут оказывать незначительное влияние или вообще не будут влиять на расширение интервала температур неравновесной кристаллизации. Элементы с k<1 будут распределяться в жидкость и расширять интервал температур кристаллизации. Это особенно характерно для Nb, C и B в этих сплавах. Обратите внимание, что это программное обеспечение может учитывать обратную диффузию во время кристаллизации (см. уравнение 2.5), и, таким образом, значение k для углерода было скорректировано до более высокого, чем равновесное, значения, чтобы это учесть. Это же программное обеспечение также может рассчитать профиль кристаллизации в условиях кристаллизации Шейля (см. уравнение 2.3), как показано на рисунке 3.9. Оно позволяет определить интервал температур неравновесной кристаллизации и рассчитать фракцию эвтектики в эвтектических системах.

Аналогичное моделирование кристаллизации можно провести для сплавов на основе Fe и, в ограниченной степени, для других систем сплавов (таких как никелевые и алюминиевые сплавы), где имеется достаточно термодинамических данных для расчета фазовых диаграмм.

Существует также ряд основанных на составе соотношений, которые были разработаны для прогнозирования подверженности кристаллизационному растрескиванию. Те, что перечислены в таблице 3.2, были предложены для растрескивания в сталях [14–17]. Полный список можно найти в обзорной статье Мацуды [18]. Обратите внимание, что все эти соотношения показывают положительные факторы для углерода, фосфора и серы. Добавление марганца способствует

снижению предрасположенности к кристаллизационному растрескиванию, вероятно, из-за его взаимодействия с серой и уменьшения количества богатых серой жидких пленок путем образования высокотемпературного соединения MnS. Сильное влияние S и P обусловлено их низким коэффициентом распределения (k) в сплавах на основе железа, как и предсказано КОМ в таблице 3.1. Увеличение растрескивания происходит в результате сильного снижения температуры солидуса (более широкий интервал температур кристаллизации) и склонности этих элементов способствовать смачиванию границ зерен жидкими пленками.



Рисунок 3.9 Моделирование кристаллизации по Шейлю для двух никелевых сплавов (предоставлено Дэвидом Дуном).

Габлица 3.2 Соотношения	факторов	в подверженности	раст	рескиванию ((ФПР) для сталей
-------------------------	----------	------------------	------	--------------	------	--------------

Фактор	Тип стали/сварного шва	Список литературы
$\Phi\Pi P = [P \times (C+0, 142Ni+0, 282Mn+)]$	Низколегированные стали	[14]
0,2Cr-0,14Mo-0,224V) +0,195S+		
$0,0216Cu] \times 10^4$		
$\Phi\Pi P = 42[C+20S+6P-0.25Mo-720] + 19$	Низколегированные стали	[15]
$\Phi\Pi P = 184C+97OS - 188P-18$, lMn-	Низкоуглеродистая ДСФ	[16]
(4760S ×C)-(1 2,400S ×P)+(501 P× Mn)+	(дуговая сварка под флюсом)	
(32,600C×S×P)+12.9	металл сварного шва	
ПР _{ТОТ} =230С+190S +75Р+45Nb -	Не указано	[17]
12.3Si-5.4Mn-l		

3.2.3 ИТХ и интервал температур кристаллизационного растрескивания

Была проведена значительная экспериментальная работа по определению подверженности кристаллизационному растрескиванию сварного шва и разработке методов испытаний, которые связывают подверженность растрескиванию с составом. Мацуда и его коллеги из Японии [8, 19] разработали методику с использованием испытания с приложением нагрузки, действующей поперек сварного шва, которое позволяло проводить прямые измерения ИТХ. Оно включало использование наблюдения на месте с помощью высокоскоростной видеокамеры в условиях медленного изгиба во время испытаний.

Оно включало использование наблюдения на месте с помощью высокоскоростной видеокамеры в условиях медленного изгиба во время испытаний. Это позволило наблюдать за возникновением и распространением трещин в режиме реального времени. Используя данные о температуре,

полученные путем погружения термопар в расплавленный металл сварного шва, они смогли построить кривые ИТХ для углеродистых сталей, показанных на рисунке 3.10, где содержание углерода варьировалось в диапазоне от 0,08 до 0,50 мас.%. Обратите внимание на значительное увеличение ИТХ с самым высоким содержанием углерода. Это связано со склонностью углерода способствовать кристаллизации аустенита (ГЦК) при этих высоких уровнях углерода и более выраженному эффекту сегрегации Р и S, происходящему во время аустенитной кристаллизации. При более низком содержании углерода металл сварного шва затвердевал в виде дельта-феррита (ОЦК) в гораздо более узком интервале температур. В дополнение к более широкому ИТХ стали с более высоким содержанием углерода также демонстрируют более низкую минимальную деформацию (ε_{min}). Мацуда и соавт. использовали понятие критического тангенса деформации (КТД), чтобы описать этот механизм. По мере уменьшения КТД (малый угол) повышается подверженность кристаллизационному растрескиванию.

Аналогичные кривые были разработаны для ряда аустенитных нержавеющих сталей, как показано на рисунке 3.11. Обратите внимание, что эти сплавы кристаллизуются как феррит (F) или аустенит (A), и что аустенитная кристаллизация снова приводит к более высоким значениям ИТХ и, соответственно, более высокой подверженности кристаллизационному растрескиванию. Методика с приложением нагрузки, действующей поперек сварного шва, также может вызывать твердотельное растрескивание при падении пластичности, и кривые, которые показывают температурный интервал падения пластичности (ТИПП), также показаны на рисунке 3.11 для сплавов, которые затвердевают в виде аустенита ГЦК. Эта форма растрескивания будет более подробно описана в главе 4.



Рисунок 3.10. Кривые ИТХ (BTR) для углеродистой стали с использованием методики с приложением нагрузки, действующей поперек сварного шва, с медленным изгибом (см. [18]).

В то время как испытание с приложением нагрузки, действующей поперек сварного шва, с медленным изгибом в сочетании с наблюдением на месте предоставило очень хорошие данные о ИТХ многих сплавов, сам метод требует очень специализированного (и довольно дорогого) оборудования.



Рисунок 3.11 Кривые ИТХ (ВТR) для аустенитных нержавеющих сталей с использованием методики с приложением нагрузки, действующей поперек сварного шва, с медленным изгибом (см. [18]. © AWS).

Анализ данных также довольно громоздок, требует определенного уровня знаний и опыта в технике. По этим причинам метод ИТКР (JWRI) не получил широкого распространения в других лабораториях.

В 1990-х годах Лин и Липпольд стремились разработать более удобный для пользователя подход к измерению ИТХ [20]. Они применили ту же методику с приложением нагрузки, действующей поперек сварного шва, Мацуды, но использовали данные о длине трещины из проверенных образцов для определения интервала температур кристаллизационного растрескивания (ИТКР). Схема подхода ИТКР для количественной оценки кристаллизационного растрескивания сварного шва показана на рисунке 3.12. ИТКР представляет собой подмножество ИТХ в том смысле, что он не рассматривает температуру ликвидуса в качестве начальной точки при кристаллизационном растрескивании сварного шва. Для определения ИТКР испытания с приложением нагрузки, действующей поперек сварного шва, проводятся в диапазоне деформаций, и максимальное расстояние трещины (МРТ) измеряется на поверхности образца. МРТ представляет собой расстояние от границы раздела S-L до конца трещины вдоль перпендикулярной ориентировки к границе раздела S-L. Подробнее об этой методике написано в главе 9.

В отличие от методики с приложением нагрузки, действующей поперек сварного шва, с изгибаются чтобы медленным изгибом. образцы очень быстро. способствовать кристаллизационному растрескиванию в области твердой и жидкой фаз на задней кромке сварочной ванны. Кристаллизационные трещины будут возникать и распространяться только там, где присутствуют жидкие пленки. Если градиент температуры во время кристаллизации известен или может быть измерен, длина самой длинной трещины указывает на интервал температур, в котором образуется кристаллизационное растрескивание, отсюда и термин ИТКР. Как описано в главе 9, важно измерять МРТ на уровне насыщенной деформации, чтобы убедиться, что трещина распространилась на максимальное расстояние в пределах подверженной растрескиванию области.



Рисунок 3.12. Схематическое представление методики с приложением нагрузки, действующей поперек сварного шва, для определения интервала температур кристаллизационного растрескивания (ИТКР) (см. [20]. © Springer).

С использованием этой методики были разработаны значения ИТКР для ряда материалов, в частности нержавеющих сталей и никелевых сплавов. Данные ИТКР, собранные из других источников, представлены в таблице 3.3 [21, 22].

Из таблицы 3.3 снова становится понятно, что нержавеющие стали, затвердевающие с ферритом (ОЦК) в качестве первичной фазы, гораздо более устойчивы к кристаллизационному растрескиванию сварного шва, чем нержавеющие стали и никелевые сплавы, которые затвердевают как аустенит (ГЦК). Подробные причины этого описаны в сопроводительных текстах [21, 22].

Как описано выше в разделе 3.2.2, теперь можно использовать вычислительные методы для расчета интервала температур кристаллизации в неравновесных (Шейля-Гулливера) условиях. Таблица 3.4 сравнивает рассчитанный интервал кристаллизации с измеренным диапазоном, используя метод дифференциального термического анализа (ДТА ЕД) с единственным датчиком [23, 24] и ИТКР, определенный с помощью методики с приложением нагрузки, действующей вдоль сварного шва OSU. Обратите внимание, что для трех никелевых сплавов (617, 625 и Хайнс 230) расчетные и измеренные значения находятся в хорошем соответствии, и измеренный ИТКР эквивалентен или меньше этого значения. Только данные для Хастеллой X не находятся в разумном соответствии. Необходимо сгенерировать больше данных этого типа, чтобы разработать вычислительные методы, которые более эффективны в прогнозировании подверженности кристаллизационному растрескиванию сварного шва.

Другие признаки, показывающие соотношение между температурным интервалом кристаллизации и подверженностью растрескиванию, представлены Дюпоном и соавт. [25] для содержащих ниобий никелевых сплавов. Рисунок 3.13 показывает соотношение между подверженностью кристаллизационному растрескиванию сварного шва и интервалом температур кристаллизации для ряда экспериментальных и коммерческих сплавов. Подверженность кристаллизационному растрескиванию на рис. 3.13 определяется максимальной длиной трещины, измеренной в ходе испытания с приложением нагрузки, действующей вдоль сварного шва. Неудивительно, что подверженность растрескиванию увеличивается в зависимости от интервала кристаллизации в этих сплавах.

Следует отметить, что данные о кристаллизационном растрескивании сварного шва, собранные с использованием испытания с приложением нагрузки, действующей вдоль сварного шва, не отражают вклад «обратного заполнения» или залечивания трещин в эвтектических системах, поскольку примененные увеличенные деформации могут подавлять любой эффект обратной засыпки. Обратное заполнение трещин является важным фактором при контроле

кристаллизационного растрескивания сварного шва в некоторых системах сплавов и будет обсуждаться далее в данной главе.

Сплав	Режим кристаллизации	Феррит №6	ИТКР (°C)
Нержавеющие стали			
Дуплексная, 2205	F	85	26
Дуплексная, 2507	F	75	45
Аустенитная, 304л	FA	6	31
Аустенитная, 316L	FA	4	49
Супераустенитная, AL6XN	А	0	115
Аустенитная, 310	А	0	139
Аустенитная РН, А-286	А	0	418
Никелевые сплавы			
Хастеллой С-22	А	NA	50
Сплав 617	А	NA	85
Хайнс 230W	А	NA	95
Хастеллой W	А	NA	145
Хастеллой Х	А	NA	190
Сплав 625	А	NA	205

^асм. [21, 22].

^bF, феррит (ОЦК); FA, феррит-аустенит (первичная ОЦК с ГЦК в конце кристаллизации); A, аустенит (ГЦК).

^сФерритовое число, измеренное с помощью магнитной методики или определенное с помощью диаграммы WRC-1992.

Таблица 3.4 Сравнение интервала температур неравновесной кристаллизации, определяемого Шейлем-Гулливером и дифференциальным термическим анализом (ДТА ЕД) с единственным датчиком с ИТКР, измеряемым испытанием с приложением нагрузки, действующей вдоль сварного шва^а

Металл сварного	Интервал криста	Приложение нагрузки,			
шва			действующей вдоль		
			сварного шва ИТКР (°С)		
	Шейль-Гулливер	ДТА ЕД			
Сплав 617	160	93	85		
Сплав 625	243	97 (306) ^b	205		
Хастеллой W	325	162	145		
Хастеллой Х	160	108	190		
Хайнс 230W	125	139	95		

асм. [22].

^bЗначение в скобках включает окончание эвтектической кристаллизации.



Рисунок 3.13. Соотношение между интервалом температур кристаллизации и подверженностью растрескиванию в никелевых сплавах (см. [25]. © Wiley).

3.2.4 Факторы, влияющие на кристаллизационное растрескивание сварного шва

Факторы, которые влияют на подверженность кристаллизационное растрескивание сварного шва, можно разделить на: факторы, которые влияют на условия кристаллизации, и факторы, которые влияют на ограничение, применяемое во время кристаллизации. Как отмечалось в предыдущем разделе, состав оказывает доминирующее влияние на механизм кристаллизации сварного шва и результирующую подверженность и является наиболее часто используемым фактором для уменьшения или устранения трещин. Ограничение является неотъемлемой частью кристаллизации из-за отрицательного изменения объема, которое происходит во время фазового превращения жидкости в твердое вещество. Тепловое сжатие, которое происходит при охлаждении окружающей ЗТВ, также усиливает это ограничение. На уровень ограничения можно в некоторой степени повлиять, контролируя геометрию шва и уровень прочности основного металла. Другие факторы, такие как погонная энергия сварки и размер и форма наплавленного валика, также влияют на ограничение.

3.2.4.1 Контроль состава. Эффект отдельного легирующего или примесного элемента обычно синергически зависит от присутствия других элементов в сплаве. Как обсуждалось выше, прогнозирование предрасположенности к растрескиванию на основе бинарных фазовых отношений несколько рискованно. В результате, как правило, необходимо учитывать все присутствующие элементы, пытаясь предсказать подверженность кристаллизационному растрескиванию сварного шва. Для многих систем сплавов были разработаны эмпирические зависимости для прогнозирования подверженности растрескиванию на основе химического состава. Несколько связей для углеродистых сталей были перечислены в таблице 3.2. Простейший из них был разработан Бэйли и Джонсом из TWI для сталей С – Mn [17]:

где, если CS_{TWI} <20, материал устойчив к растрескиванию. Эта формула демонстрирует вредное воздействие углерода (более 0.08 мас.%) и серы и благотворное влияние кремния и марганца в этих сталях. Известно, что марганец образует стабильное соединение MnS до кристаллизации, и, таким образом, добавление марганца снижает «эффективный» уровень серы в сварочной ванне [26, 27]. Влияние кремния не столь прямолинейное, поскольку он добавляется в качестве раскислителя, а также улучшает характеристики текучести и смачивания сварочной ванны. КОМ Борланда (таблица 3.1) указывает на низкое значение для кремния в поддержку влияния, предсказанного в отношении CS_{TWI} .

Диаграмма на рисунке 3.14 была разработана Карьялайненом и соавт. [28] на основании опубликованных данных о свариваемости конструкционных сталей. Она ясно показывает влияние механизма кристаллизации на подверженность растрескиванию в этих сталях. По мере того как значение эквивалента никеля (Ni_{eq}) увеличивается, стали с различными значениями эквивалента хрома (Cr_{eq}) переходят из устойчивых в подверженные. Этот переход отражает изменение механизма кристаллизации от первичного феррита (ОЦК) при низком Ni_{eq} до первичного аустенита (ГЦК) при более высоких уровнях. Эта диаграмма может служить ориентиром при оценке потенциальной подверженности.

Обратите внимание, что простые стали С-Мп с содержанием менее 0,10 мас.% С обычно устойчивы к кристаллизационному растрескиванию сварного шва, что подтверждается практическим опытом использования этих сталей и их расходных материалов. Например, простая сталь с 0,10С и 0,5Мп имеет Ni_{eq} = 2,35 и находится в области ограничителя диаграммы. Также обратите внимание, что эта диаграмма была разработана на основе данных испытаний на свариваемость, где уровни ограничения, как правило, высоки (испытания на увеличенное напряжение или деформацию). Таким образом, она склонна быть консервативной при прогнозирования кристаллизационного растрескивания, то есть более высокие значения Ni_{eq}, вероятно, могут быть допущены в ситуациях с низким уровнем ограничения.

На рисунке 3.15 показана взаимосвязь между отношением Mn/S и содержанием углерода [29]. Поскольку марганец эффективен при связывании серы, низкие отношения Mn/S способствуют растрескиванию, особенно при более высоком содержании углерода. Суммарное воздействие состоит в том, что более высокие уровни углерода способствуют кристаллизации в виде аустенита, и, при более высоких уровнях серы (более низкое соотношение Mn/S), повышается подверженность растрескиванию.

Для аустенитных нержавеющих сталей (серии 300) контроль содержания феррита в металле сварного шва может обеспечить сопротивляемость кристаллизационному растрескиванию сварного шва. Как правило, поддержание ферритового числа (ФЧ) выше ФЧ 3 обычно достаточно для предотвращения растрескивания даже в прочно закрепленных сварных швах. Это является прямым результатом контроля режима первичного кристаллизации. Когда феррит является первичной фазой кристаллизации, подверженность кристаллизационному растрескиванию довольно низкая. Частично это объясняется более узким ИТКР, связанным с первичной ферритовой кристаллизацией, как показано в таблице 3.3.

Диаграмма WRC-1992 на рисунке 3.16 может использоваться для определения потенциальной подверженности кристаллизационному растрескиванию сварного шва. Диаграмма очерчивает области, где происходит кристаллизация в виде аустенита (A, AF) и феррита (FA, F). Если состав металла сварного шва можно поддерживать в области FA или F, подверженность кристаллизационному растрескиванию оказывается низкой. По этой причине аустенитные нержавеющие стали, состав которых находится в диапазоне FA, и дуплексные нержавеющие стали, которые обычно затвердевают в режиме F, чрезвычайно устойчивы к кристаллизационному растрескиванию сварного шва даже при наличии высоких уровней содержания примесей (P+S). Для аустенитных нержавеющих сталей, которые затвердевают как аустенит, подверженность кристаллизационному растрескиванию сварного шва намного выше, особенно если уровень примесей высок.


Рисунок 3.14 Подверженность сталей растрескиванию исходя из их состава (см. [28]. © ASM).



Рисунок 3.15. Влияние отношения Mn/S и содержания углерода на кристаллизационное растрескивание в сталях (см. [29]. © Elsevier).



Рисунок 3.16 Диаграмма WRC-1992 для аустенитных и дуплексных нержавеющих сталей.

Диаграмма Суутала на рисунке 3.17 также полезна для прогнозирования предрасположенности аустенитных нержавеющих сталей к кристаллизационному растрескиванию [30]. Эта диаграмма была разработана путем оценки широкого спектра опубликованных исследований образования трещин на металле сварного шва аустенитной нержавеющей стали. Используются эквиваленты, разработанные Хаммаром и Свенссоном [31]. Когда Cr_{eq}/Ni_{eq} превышает критический уровень, сопротивляемость растрескиванию показывает почти ступенчатое изменение, независимо от уровня примеси. Это увеличение связано с изменением механизма кристаллизации от первичного аустенита к первичному ферриту в соотношении приблизительно 1,48.

При чрезвычайно низком содержании S+P сопротивляемость растрескиванию является высокой во всем диапазоне составов. Достижение этих низких уровней примесей, как правило, невозможно при использовании обычных технологий плавления. Технология плавления аргоно-кислородной декарбюризации (АКД) может эффективно снизить содержание серы, но практически не влияет на уровень фосфора. В результате кристаллизационное растрескивание сварного шва в аустенитных нержавеющих сталях лучше всего устраняется путем контроля механизма кристаллизации. Влияние состава на подверженность кристаллизационному растрескиванию аустенитных нержавеющих сталей подробно описано в сопроводительном тексте [21].

В материальных системах, в которых наблюдается эвтектическая реакция, кристаллизационное растрескивание обычно показывает увеличение до пика подверженности, а затем уменьшение, как схематически показано на рисунке 3.18. Этот механизм связан как с интервалом температур кристаллизации, так и с фракцией эвтектики, генерируемой в системе в конце кристаллизации, как это описывается теорией усадки-хрупкости (рис. 3.1) и обобщенной теорией Борланда (рис. 3.3). В области 1 как интервал температур, так и фракция эвтектики увеличиваются. Подверженность изначально низкая, потому что для покрытия ГКЗ недостаточно жидкости, а интервал температур кристаллизации невелик. В области 2 эвтектические пленки покрывают границы, а интервал температур кристаллизации максимален. В области 3 генерируется достаточно жидкости эвтектического состава для ускорения залечивания трещин. Это известно, как «эвтектическое залечивание» и может использоваться для уменьшения подверженности растрескиванию, даже при большом интервале температур кристаллизации. Этот подход особенно важен в системах алюминиевого сплава.







Рисунок 3.18 Кривая подверженности кристаллизационному растрескиванию в системе сплавов, содержащей эвтектическую реакцию.



Рисунок 3.19. Подверженность кристаллизационному растрескиванию в алюминиевых бинарных сплавах (см. [32–36]).

Значительные данные о кристаллизационном растрескивании были получены в 1940-х и 1950-х годах в связи с развитием теории усадки-хрупкости, как показано на рис. 3.19 [32–36]. Все эти системы алюминиевого сплава показывают, по существу, одинаковое поведение, показанное на рисунке 3.18, с начальным увеличением растрескивания и последующим уменьшением по мере увеличения доли эвтектической жидкости в конце кристаллизации. Это эффективно демонстрирует важность обратного заполнения трещин в эвтектических системах в качестве потенциального метода снижения подверженности растрескиванию.

Используя соотношение для определения эвтектической фракции, описанное в разделе 2.3.4.2 и уравнении 2.4, можно рассчитать (для бинарной системы) фракцию эвтектики, которая присутствует в пиковой подверженности растрескиванию для каждой системы сплава на рисунке 3.19. Как показано в таблице 3.5, доля эвтектической жидкости, которая будет присутствовать в конце кристаллизации, находится в диапазоне от 2.4 до 5,5%. Это предполагает критическое количество жидкости вдоль ГКЗ для ускорения растрескивания, предположительно, путем образования сплошной жидкой пленки.

Система	Значение k	$C_{\rm Eut}$ (mac.%)	Максимум растрескивания	Фракция эвтектики
			(мас.%)	(%)
Al–Cu	0,17	33,0	3	5,5
Al–Mg	0,42	35,5	4	2.4
Al–Si	0,13	12,6	0,75	3,9

Таблица 3.5 Фракция эвтектики, присутствующая в системах бинарных алюминиевых сплавов при максимальном растрескивании, показана на рисунке 3.19



Рисунок 3.20 Контурные графики образования усадочных трещин для систем Al – Mg – Si и Al – Cu – Si. Указано местоположение конкретных сплавов (см. [35]).

При более низких эвтектических фракциях жидкость на границе зерен не будет сплошной, и при более крупных фракциях возможно залечивание трещин. Расчеты фракций эвтектики, необходимых для залечивания трещин на основе этих графиков, показывают, что необходимы уровни порядка 10% или выше.

В дополнение к графикам, показанным на рисунке 3.19, в 1940-х и 1950-х годах были также разработаны контурные карты растрескивания, как показано на рисунках 3.20 [35] и 3.21 [33]. Числа представляют максимальную длину трещины в типе испытания на свариваемость, где растрескивание развивается в результате усадки (испытания с естественной жесткостью). Местоположения нескольких коммерческих сплавов серий 2000, 5000 и 6000 наложены на эти диаграммы, чтобы указать на изначально плохую свариваемость некоторых алюминиевых основных металлов. В частности, алюминиевый сплав 6061, один из самых популярных алюминиевых конструкционных сплавов, эффективно теряет способность к сварке при автогенных процессах или при использовании подходящих присадочных металлов. Сплав 6061 обычно сваривают с использованием присадочного металла из сплава 4043, который содержит уровни высокие кремния, чтобы способствовать эвтектическому залечиванию кристаллизационных трещин.



Рисунок 3.21. Контурный график образования усадочных трещин для системы Al – Mg – Cu. Указано расположение конкретных сплавов Al – Mg и Al – Cu (см. [33]).

Алюминиевый сплав 2219 был разработан специально для свариваемости и используется в ряде аэрокосмических и военных применений. Высокое содержание меди в этом сплаве способствует эвтектическому залечиванию в конце кристаллизации.

Другие эмпирические зависимости, основанные на химическом составе, можно найти в литературе, посвященной широкому кругу общих классов технических материалов. Читателю следует обратиться к сопроводительному тексту для получения информации о подверженности растрескиванию никелевых сплавов [22]. Опять же, эти зависимости следует расценивать только в качестве ориентира. Другие факторы, в частности уровень ограничения сварного шва, могут оказать существенное влияние на их прогнозные возможности.

3.2.4.2 Жидкая пленка на границе зерен

Зернограничные жидкие пленки требуются для кристаллизационного растрескивания сварного шва. По мере того как количество жидкости, которая изотермически затвердевает во время конечного этапа кристаллизации сварочной ванны, увеличивается подверженность растрескиванию. Это явление является основой для проектирования многих паяльных составов и составов наплавленных присадочных металлов. Например, присадочные материалы из алюминиевого сплава 4043 и 4047 представляют собой почти эвтектические сплавы Al-Si, часто используемые для соединения различных алюминиевых сплавов. В этом и других сплавах, которые образуют большое количество эвтектической жидкости вдоль ГКЗ, деформация не накапливается вдоль локализованной пограничной пленки, и обычно растрескивания можно избежать.

Это явление также частично объясняет снижение подверженности растрескиванию сверх максимальной растворимости в твердом веществе, C_{Smax} , в идее Борланда о КОМ, и может также объяснить, почему пик предрасположенности к растрескиванию может быть сдвинут в составы ниже C_{smax} во многих системах сплавов. Критический уровень жидкости по границам зерен - это величина, которая с трудом, но полностью смачивает границы при температуре, существенно ниже температуры объемной кристаллизации. Для алюминиевых сплавов критический уровень находится в диапазоне от 2,4 до 5,5 об.%, как описано в таблице 3.5. Для других систем сплавов величина будет зависеть от характеристик смачивания жидкости, как показано на рисунке 2.45.

На практике, как правило, невозможно узнать значения относительных межфазных энергий в сложных системах сплавов, и, таким образом, характеристики смачивания границы очень трудно определить количественно. Контроль смачивания границ как средства уменьшения кристаллизационного растрескивания сварного шва обычно нецелесообразен, хотя считается, что снижение уровня серы или увеличение содержания кислорода снижает смачивание границ зерен во многих железных сплавах. Считается, что такие примеси, как фосфор и бор, также улучшают

характеристики смачивания, как и кремний, который добавляется ко многим присадочным металлам сварочного шва для улучшения текучести.

Наличие тонкой пленки жидкости вдоль границы кристаллизации значительно снижает пластичность границы, но граница все равно будет иметь некоторый уровень прочности. Это проиллюстрировано на рисунке 3.22, который показывает прочность и пластичность в интервале температур кристаллизации. В неравновесном ИТХ наблюдается увеличение прочности, поскольку граничные пленки становятся очень тонкими. Это аналогично тонкому слою воды между двумя гранями стакана. Пленка может выдерживать некоторую нагрузку перпендикулярно толщине пленки, но не при сдвиге. Этот механизм еще раз подчеркивает важность ограничения в системе и того, как она применяется на границах расплавленного металла сварного шва.

3.2.4.3 Влияние ограничения

Ограничение сварного шва возникает как из-за исходного (внутреннего), так и примесного (внешнего) вклада. Основное исходное ограничение является результатом объемного уменьшения (усадки), связанного с кристаллизацией, которое находится в диапазоне от 3 до 8% для металлических систем. Форма наплавленного валика и свойства окружающего ЗТВ и основного материала также вносят вклад в исходное ограничение.



Рисунок 3.22 Пластичность и прочность границы в неравновесных ИТХ.

Форма макроскопической ванночки может оказать существенное влияние на подверженность кристаллизационному растрескиванию. Удлиненные сварочные ванны «каплевидной» формы, как правило, подвержены растрескиванию по осевой линии как из-за усиленной сегрегации легирующих и примесных элементов (макроскопическая кристаллизация), так и из-за геометрических характеристик (см. Рис. 2.16). Осевая линия располагается под прямым углом к максимальному ограничению, возникающему как изначально, так и под действием примесей. Это обычно можно устранить, уменьшив скорость прохода сварного шва с помощью импульсов сварочного тока или перемещения валика из стороны в сторону.

Важным фактором, который влияет на подверженность материала кристаллизационному растрескиванию сварного шва, может быть просто профиль наплавленного валика. Профиль часто влияет на уровень ограничения, который накапливается в сварном шве на последних этапах кристаллизации. Схема на рисунке 3.23 демонстрирует этот эффект в простом сварном соединении с V-образной канавкой [37]. Вогнутые сварные швы, которые соединяют все соединение, создают большее ограничение, чем маленькие выпуклые валики. Поддержание плоского или слегка выпуклого профиля сварного шва в некоторых ситуациях может

предотвратить кристаллизационное растрескивание сварного шва. Большие вогнутые сварные швы широко распространены в реальном производстве, поскольку их использование оптимизирует эффективность процесса за счет увеличения производительности наплавки и сокращения времени сварки. Когда возникают серьезные проблемы с растрескиванием, часто требуется промежуточный подход, который снижает уровень ограничения затвердевающего шва. Обычно это лучше всего достигается путем снижения погонной энергии и использования большего количества проходов для заполнения соединения. Регулировка соотношения глубина/ширина также может уменьшить ограничение в сварном шве во время кристаллизации. В некоторых процессах, таких как электронно-лучевая сварка, это может быть затруднено из-за исходных свойств процесса.

Размер и положение гранулы



Рисунок 3.23 Влияние геометрии наплавленного валика на подверженность кристаллизационному растрескиванию (см. [37]).

В системах сплавов, которые упрочняются осаждением, таких как никелевые суперсплавы, подверженность кристаллизационному растрескиванию сварного шва, как правило, может быть уменьшена путем снижения прочности основного металла посредством аустенизирующего отжига. Затем для восстановления основного металла и прочности сварного шва используется обработка старением после сварки.

Уровень ограничения сварного шва, который присутствует во время кристаллизации сварного шва, и способ, которым эта деформация образуется вдоль границ, влажных от жидкой пленки, трудно определить количественно и, что более важно, контролировать. В целом, ограничением сварного шва можно качественно управлять только с помощью надлежащей конструкции соединения, крепления, процесса/параметров сварки, а также выбора и подготовки материала. Как отмечалось выше, простые изменения в геометрии сварного шва могут быть полезны для предотвращения растрескивания в материалах, которые имеют предельную подверженность растрескиванию при кристаллизационном растрескивании сварного шва. Модели конечных элементов могут использоваться для прогнозирования уровня напряжения сварного шва на основе геометрии и свойств материала. Такой подход может быть полезен для снижения сварочных напряжений до уровня, при котором можно избежать растрескивания.

3.2.5 Выявление кристаллизационного растрескивания сварного шва

Выявить кристаллизационное растрескивание сварного шва в большинстве материалов относительно просто. При металлографическом исследовании растрескивание почти всегда происходит вдоль ГКЗ. В сплавах с сильным растрескиванием трещины также могут возникать вдоль границ субзерен (ячеек и дендритов), но так происходит не на постоянной основе. В конструкционных сталях и титановых сплавах, где диффузионные и повышенные температурные превращения устранили все остатки структуры кристаллизации, этот металлографический признак может отсутствовать, и может потребоваться исследование поверхности разрушения (фрактография). Оно обычно проводится с использованием РЭМ с увеличением в 500 раз или выше.

Поверхность разрушения кристаллизационных трещин обычно довольно отчетлива. Они имеют тенденцию проявлять ячеистую или дендритную морфологию, часто описываемую как «решетчатую». Это является результатом разделения противоположных ячеистых или дендритных фронтов вдоль тонкой пленки жидкости в конце кристаллизации. Как описано ранее, необычно наблюдать какие-либо признаки мостообразного твердофазного блокирования на поверхности разрушения, поскольку это проявилось бы в режиме разрушения пластичного разрыва. Описанное Мацудой (рис. 3.5) разрушение от дендритного до плоского также обычно не наблюдается при реальных разрушениях сварного шва, возникающих в результате кристаллизационного растрескивания сварного шва. В целом, переход от дендритного к плоскому разрушению, вероятно, свидетельствует о переходе к твердотельному растрескиванию под действием пластичности, особенно в аустенитном (ГЦК) металле сварного шва, таком как аустенитные нержавеющие стали и никелевые сплавы. Опять же, РЭМ обычно требуется для разрешения этих особенностей, так как они имеют масштаб микрон.

Приведено несколько примеров металлографических и фрактографических характеристик кристаллизационного растрескивания сварного шва. Это должны быть репрезентативные случаи. Дополнительный фрактографический анализ кристаллизационного растрескивания приведен в главе 8.

Материалы, которые затвердевают как аустенит (ГЦК), как правило, более подвержены кристаллизационному растрескиванию сварного шва, чем материалы, которые затвердевают как феррит (ОЦК). Среди этих материалов много аустенитных нержавеющих сталей, некоторых конструкционных сталей и всех никелевых сплавов. Пример, показанный на рисунке 3.24, представляет собой никелевый суперсплав, сплав 718 (Ni – 20Cr – 15Fe – 5Nb – 3Mo), дисперсионно усиленный за счет добавок ниобия. Ниобий сильно сегрегирует в большинстве ниобиевых сплавов, что приводит к эвтектической реакции с конечной структурой кристаллизации, состоящей из NbC, обогащенной ниобием фазы Лавеса или сочетания этих фаз. Суммарным воздействием сегрегации ниобия является расширение интервала температур кристаллизации и увеличение подверженности растрескиванию. Остатки сплошной жидкой пленки вдоль ГКЗ видны на рис. 3.24 с наличием NbC и, возможно, фазы Лавеса.



Рисунок 3.24 Усадочная трещина в никелевом сплаве 718.

Алюминиевые сплавы также подвержены кристаллизационному растрескиванию сварного шва. Все коммерческие сплавы затвердевают в виде фазы ГЦК (α-фазы). Большинство алюминиевых сплавов имеют большой интервал температур кристаллизации и высокий коэффициент теплового расширения (и сжатия). Их сочетание способствует растрескиванию алюминиевых сплавов.

Большинство алюминиевых сплавов основаны на эвтектических системах и образуют некоторую фракцию эвтектики в конце кристаллизации. В небольших количествах эта эвтектика может смачивать границы зерен и способствовать растрескиванию. В некоторых сплавах содержание эвтектики можно контролировать так, чтобы происходило залечивание трещин. Это характерно для сплава 2219, номинально сплава Al-6,5 Cu. Усадочная трещина в сплаве 2219 показана на рисунке 3.25. Стрелки на микрофотографии показывают область вдоль ГКЗ, где эвтектическая жидкость залечила или заполнила часть границы с трещинами. Этот сплав генерирует примерно 10% эвтектической жидкости в конце кристаллизации, что способствует залечиванию трещин. Пары металлография/фрактография, показанные на рисунке 3.26, показывают влияние эвтектической жидкости и обратного заполнения на внешний вид поверхности трещины. Оба являются присадочными металлами Ni – 30Cr с различными уровнями ниобия, которые влияют на количество эвтектической жидкости, которая образуется в конце кристаллизации. Стрелки на фотографиях оптической металлографии указывают ГКЗ на вершине кристаллизационных трещин.



Рисунок 3.25 Усадочная трещина в алюминиевом сплаве 2219. Стрелки указывают на область залечивания кристаллизационных трещин.

В левой паре на рисунке 3.26 в металле сварного шва присутствует относительно низкая фракция (<5%) эвтектической жидкости, присутствующей в конце кристаллизации. Результирующая поверхность разрушения имеет ярко выраженную дендритную природу. Пара справа - из металла сварного шва, который в конце кристаллизации образует около 10% эвтектической жидкости. Эта высокая фракция жидкости приводит к покрытию поверхности трещины жидкостью вследствие обратного заполнения, что несколько скрывает дендритный характер поверхности трещины.

В последнем примере на рис. 3.27 показана металлографическая/фрактографическая пара кристаллизационного растрескивания сварного шва в присадочном никелевом металле 625 с номинальным составом Ni – 22Cr – 9Mo – 3,5Nb. Как отмечалось выше, ниобий сильно распределится во время кристаллизации никелевых сплавов и способствует образованию эвтектики γ/NbC и/или фазы Лавеса в конце кристаллизации. В конце кристаллизации присутствует достаточная величина эвтектики, чтобы способствовать некоторому обратному заполнению вдоль ГКЗ, как показано стрелками. Морфология разрушения отражает присутствие этой эвтектической жидкости на поверхности - обратите внимание, что дендритные особенности не так хорошо определены. Это происходит из-за того, что первоначальная дендритная поверхность была замаскирована покрытием эвтектической жидкости.

Как указано в таблице 3.3, ИТКР присадочного металла 625 составляет порядка 205°С. Это указывало бы на относительно высокую подверженность кристаллизационному растрескиванию сварного шва. Однако присадочный металл 625 часто выбирают из-за его сопротивляемости кристаллизационному растрескиванию сварного шва. По-видимому, это противоречит его высокому значению ИТКР. Расхождение связано с тем, как определяется ИТКР - при относительно высоких напряжениях с использованием испытания с приложением нагрузки, действующей поперек сварного шва. Эти высокие напряжения вызывают распространение усадочной трещины по всему интервалу кристаллизации. При более низких напряжениях наличие эвтектической жидкости способствует залечиванию трещин, а присадочный металл 625 устойчив к растрескиванию. На практике этот присадочный металл оказывается подверженным кристаллизационному растрескиванию сварного шва, когда уровни ограничения при сварке высоки или при неблагоприятных условиях формы валика (высокие соотношения D/W и/или валики вогнутой формы).



Рисунок 3.26 Кристаллизационные трещины в металлах сварного шва Ni – 30Cr: (а) низкая фракция эвтектической жидкости и (б) высокая фракция эвтектической жидкости.

В материалах, которые затвердевают в виде кристаллической структуры ОЦК, также возможно кристаллизационное растрескивание сварного шва. Это включает большинство углеродистых и низколегированных сталей: ферритная, мартенситная и дуплексная нержавеющая сталь, и титановые сплавы. В этих системах сплавов быстрая диффузия в твердом веществе при повышенных температурах устраняет распределение, которое отличает ячеистую и дендритную микроструктуры аустенитной кристаллизации (ГЦК). Пример усадочной трещины в мартенситной нержавеющей стали (сплав НТ9) показан на рисунке 3.28. Обратите внимание, что в этом металле сварного шва имеются признаки наличия жидких пленок вдоль ГКЗ. Электронно-зондовый микроанализ показывает сильную сегрегацию легирующих элементов хрома и молибдена к этим границам наряду с примесью фосфора.

Кристаллизационное растрескивание сварного шва также могут возникать в дуплексных нержавеющих сталях в условиях высокого ограничения. Пример усадочной трещины в сплаве 255 показан на рисунке 3.28. Растрескивание происходит в конце кристаллизации, когда структура полностью ферритная, но во время охлаждения на ГКЗ образуется некоторое количество аустенита и полностью охватывает усадочную трещину.



Рисунок 3.27. Металлографическая / фрактографическая пара, показывающая кристаллизационное растрескивание сварного шва и залечивание трещин (стрелками) в металле сварного шва никелевого сплава 625.

Кристаллизационное растрескивание сварного шва в титановых сплавах аналогично дуплексным нержавеющим сталям. Растрескивание происходят вдоль бета (ОЦК) ГКЗ в конце кристаллизации, но эти границы затем преобразуются в альфа (ГПУ) во время охлаждения. Усадочная трещина вдоль предыдущей границы бета-зерна в α-β-титановом сплаве Ti – 6A1 – 6V – 2Sn показана на рис. 3.30 [38].

3.2.6 Предотвращение кристаллизационное растрескивание сварного шва

Исходя из предыдущего раздела, способы устранения или уменьшения подверженности кристаллизационному растрескиванию сварного шва довольно очевидны. Желательно всегда, по возможности, контролировать механизм кристаллизации. Применительно к сталям кристаллизации в виде феррита (кристаллическая структура ОЦК) приведет к улучшению сопротивляемости растрескиванию по сравнению с кристаллизацией в виде аустенита (ГЦК). Когда этот параметр недоступен, например, для некоторых аустенитных нержавеющих сталей, полезно уменьшить количество примесных элементов (S, P и, возможно, B). Другие материалы, которые затвердевают в виде кристаллической структуры ОЦК, такие как титан, также имеют хорошую сопротивляемость кристаллизационному растрескиванию.



Элемент	Α	В	С	Μ
Cr	18,2	17,0	17,2	12,0
Mo	2,9	2.5	2.4	0,9
Ni	0,5	0,5	0,4	0,4
Mn	0,8	0,7	0,8	0,6
В	0,7	0,6	0,6	0,3
W	0,7	0,7	0,7	0,4
S	0,04	0,08	0,05	0,04
Р	0,24	0,27	0,19	0,02

Рисунок 3.28. Кристаллизационное растрескивание сварного шва в мартенситной нержавеющей стали (сплав НТ9). Состав (в мас.%) вдоль границ кристаллизации зерен (A, B, C) относительно простого металла сварного шва (М).

В металле сварного шва, который подвергается эвтектической реакции в конце кристаллизации, эта реакция приведет к образованию некоторого количества эвтектической жидкости. Рекомендуется контролировать объемную долю и распределение жидких пленок в конце кристаллизации, хотя сделать это не всегда просто - все зависит от состава основных и присадочных металлов. Как показано на рис. 3.18, сопротивляемость растрескиванию в эвтектических системах можно контролировать путем минимизации эвтектических жидких пленок или увеличения фракции эвтектики до уровня, при котором может происходить обратное заполнение трещины. В целом, снижение подверженности кристаллизационному растрескиванию сварного шва лучше всего достигается путем минимизации интервала температур кристаллизации, но это подходит не всегда.



Рисунок 3.29. Кристаллизационное растрескивание сварного шва в сплаве 255 дуплексной нержавеющей стали. Стрелки указывают на растрескивание до ферритовой кристаллизации границы зерен.



Рисунок 3.30 Кристаллизационное растрескивание сварного шва в титановом сплаве (см.[38]).

Ограничение можно контролировать с помощью конструкции соединения и процедуры сварки. Как правило, меньшая погонная энергия и меньшие сварные швы с валиком вогнутой формы снижают подверженность растрескиванию. Исходное ограничение возникает главным образом изза усадки при кристаллизации, но контроль таких факторов, как прочность основного металла, может оказаться полезным. Многие дисперсионно-упроченные сплавы, такие как никелевые суперсплавы, свариваются в отожженном на твердый раствор состоянии, чтобы уменьшить исходное ограничение. Расположение сварных швов в зонах с низким ограничением или использование крепежа для приложения сжимающих усилий (или уменьшения растяжения с ограничением) может быть в некоторых случаях полезным.

В большинстве случаев выбор основных и присадочных металлов, устойчивых к растрескиванию из-за их состава, является наилучшим решением проблемы кристаллизационного растрескивания сварного шва. Когда это невозможно, оправданно использование методов контроля формы валика или контроля ограничения. Для многих материалов, включая никелевые сплавы, использование очень маленьких наплавленных валиков, как правило, успешно предотвращает растрескивание. Это приводит к значительным экономическим потерям, поскольку общее время сварки значительно возрастает, особенно для соединений с тяжелыми секционными соединениями.

3.3 ЛИКВАЦИОННОЕ РАСТРЕСКИВАНИЕ

Ликвидационное растрескивание по границам зерен в ЗЧР области ЗТВ называется ликвационным растрескиванием ЗТВ. Ликвационные трещины в ЗТВ, как правило, небольшие, часто распространяются в ЗТВ лишь на 2–3 диаметра зерна за пределы границы плавления. Эти трещины, по определению, являются межзеренными и обычно образуются при охлаждении от пиковых температур выше эффективной температуры солидуса материала. Ликвационное растрескивание ЗТВ является прямым результатом локального плавления вдоль границ зерен ЗТВ/ЗЧР. Как уже говорилось в главе 2, существует два основных механизма, предложенных для объяснения возникновения ликвации вдоль этих границ, а именно механизм проникновения и механизм сегрегации.

Ликвационнное растрескивание в повторно нагретом металле сварного шва называется ликвационным растрескиванием металлом сварного шва. Ликвационные трещины металла сварного шва возникают из-за переплавки ГКЗ или МГЗ в металле сварного шва очень близко к границе плавления между двумя проходами сварки. Это будет обсуждаться в следующем разделе.

3.3.1 Ликвационное растрескивание ЗТВ

Ликвационное растрескивание ЗТВ с помощью механизма проникновения происходит в результате последовательности трех событий. Во-первых, локальная ликвация должна происходить в микроструктуре. Она будет происходить выше некоторой критической температуры, зависящей от природы основного материала и термической истории ЗТВ. Вовторых, должен происходить термический рост зерен, который обеспечивает взаимодействие между процессом ликвации и границей зерен (при условии, что процесс ликвации происходит не на границе зерен). В ЗТВ, прилегающей к границе плавления, почти всегда происходит некоторый рост зерен. В-третьих, жидкость должна быть в состоянии смачивать или проникать через границу зерен, чтобы сделать ее подверженной растрескиванию. Схематическое изображение механизма проникновения было показано на рисунке 2.38.

Механизм проникновения для ликвации границы зерен требует, как ликвационного явления, так и движения границы зерен. Как показано на рисунке 2.38, ликвация (в данном случае составная ликвация частицы) и движение границы должны происходить одновременно. Когда граница сталкивается с расплавленной частицей, она «закрепляется» и дальнейшее движение блокируется. В зависимости от характеристик смачивания сочетания жидкость/граница жидкость может затем проникнуть вдоль границы. Это приводит к образованию жидкой пленки на границе зерен. Степень проникновения зависит от температурного поля, характеристик смачивания и количества жидкости. В некоторых сплавах в ЗЧР могут образовываться сплошные пленки жидкости на границе зерен.

Локализованное плавление в ЗЧР может происходить посредством ряда других механизмов. При температурах, очень близких к солидусу, все поликристаллические материалы будут подвергаться начальному плавлению на границе зерен. Этот тип плавления происходит на границах зерен, так как это высокоэнергетические участки, то есть пограничная энергия в сочетании с тепловой энергией способствует плавлению. В большинстве материалов начало плавления происходит только на несколько градусов ниже объемной температуры солидуса, хотя присутствие примесных элементов может расширить этот диапазон. В целом, начало плавления не слишком важно при формировании ЗЧР.

Если основной материал находится в отлитом состоянии, локальные изменения температуры плавления будут существовать из-за сегрегации или распределения во время кристаллизации. В результате междендритные области отливки будут плавиться при более низкой температуре, чем объемная температура, что приведет к образованию ЗЧР. Материалы, которые подвергаются термомеханической обработке после литья, часто демонстрируют некоторые локальные структурные полосы. Это может быть особенно актуально для листовых материалов, которые испытывают ряд операций направленной обкатки. Из-за этих локальных колебаний состава температура плавления также будет колебаться. Из-за этого явления в МГЗ возможно, что некоторые области могут плавиться при более низкой температуре, чем соседняя область. Полный аустенизирующий отжиг основного металла часто требуется для устранения этой полосы.

Ряд материалов подвергается явлению, описанному как «составная ликвация». Как описано в разделе 2.5.1, эта форма ликвации проявляется в локализованном плавлении на границе раздела частица/матрица. Это довольно уникально для сварки, так как происходит в переходных тепловых условиях, обычно требующих относительно высоких скоростей нагрева.

Пример ликвационного растрескивания ЗТВ, возникающего из-за структурной ликвации, показан на рисунке 3.31. Материал представляет собой сплав 718 (55Ni – 18Cr – 18,5Fe – 5Nb – 3Mo– 1Ti – 0,4Al) и плавление на границе зерен ЗТВ, и очевидно наличие некоторого растрескивания в непосредственной близости от границы плавления (стрелки). Эта ликвация происходит посредством механизма проникновения после структурной ликвации NbC. Из-за этой обширной ЗЧР подвеженность ликвационному растрескиванию ЗТВ сплава 718 довольно высока.

Другой пример ликвационного растрескивания ЗТВ в результате структурной ликвации приведен на рисунке 3.32. Материалом в данном случае является сплав 800 (Fe – 20Cr– 35Ni – 0,5Al – 0,5Ti, 0,1C) - жаропрочная нержавеющая сталь. Обширные жидкие пленки на границе зерен в этом сплаве появляются в результате структурной ликвации TiC.

Ликвационные трещины ЗТВ также наблюдаются в материалах, которые не содержат частиц, подвергающихся структурной ликвации, и, таким образом, должен существовать альтернативный механизм, который приводит к ликвации на границе зерен ЗТВ. По сути, механизм должен объяснять обогащение границ зерен растворенными и/или примесными элементами в достаточной концентрации, чтобы значительно снизить температуру плавления границ относительно окружающей матрицы. Эти границы затем расплавятся, когда локальная температура ЗТВ превысит некоторую критическую температуру ликвации. Это называется механизмом сегрегации, как описано в разделе 2.5.2 и схематически показано на рисунке 2.42.



Рисунок 3.31. Ликвационное растрескивание ЗТВ в сплаве 718. Стрелки указывают местоположение границы плавления.



Рисунок 3.32 Ликвационное растрескивание ЗТВ в сплаве 800.



Рисунок 3.33. Ликвационное растрескивание ЗТВ в нержавеющей стали типа 304L (см. [39]).

Пример ликвации ЗТВ в нержавеющей стали типа 304L показан на рис. 3.33 [39]. Плавление границы зерен проявляется в расширении границы, как показано стрелками. В отличие от жидких пленок на границе жидкости, связанных со структурной ликвацией (рис. 3.31 и 3.32), механизм сегрегации обычно приводит к плавлению на гораздо более коротком расстоянии от границы плавления. Ликвационные трещины ЗТВ, образованные этим механизмом, обычно очень малы и часто остаются незамеченными.

3.3.2 Ликвационное растрескивание металла сварного шва

Ликвационное растрескивание металла сварного шва представляет собой еще одну форму ликвационного растрескивания, которое характерно для повторно нагретого металла сварного шва (т.е. многопроходных сварных швов). Подобно ликвационным трещинам ЗТВ, они образуются в непосредственной близости от границы плавления. Чаще всего они наблюдаются в однофазном металле сварного шва из аустенитных нержавеющих сталей и никелевых сплавов. Эти трещины всегда межзеренные и могут возникать как вдоль ГКЗ, так и МГЗ в повторно нагретом металле сварного шва.

Локализованное плавление вдоль ГКЗ является результатом обогащения легирующих/примесных элементов, возникающих в результате распределения при образовании макроскопических усадочных трещин при сварке (см. рис. 2.26) Фактически ЗТВ в многопроходных сварных швах содержит «встроенную» сегрегированную микроструктуру и не требует транспортировки примесных/растворенных элементов для локального снижения температуры плавления. Это очень похоже на локализованное междендритное плавление, которое происходит при сварке отливок. Считается, что сегрегация примесей вдоль МГЗ способствует ликвации и потенциальному растрескиванию на этих границах. Граничное «выметание» или трубопроводная диффузия могут влиять за это разделение, как обсуждалось в разделе 2.5.2.

Пример ликвационной трещины в металле сварного шва в полностью аустенитном металле сварного шва из нержавеющей стали показан на рисунке 3.34. Эта трещина присутствует вдоль МГЗ. Обратите внимание, что трещина довольно короткая в поперечном сечении - порядка 0,1 мм в длину - что типично.



Рисунок 3.34. Ликвационная трещина металла сварного шва вдоль мигрированной границы зерен в аустенитном металле сварного шва из нержавеющей стали.

Следует отметить, что в литературе существует некоторая путаница в отношении терминологии для ликвационных трещин металла сварного шва. В большей части более старой литературы их называют «микротрещинами», что указывает на то, что они образуются при повышенной температуре и обычно довольно короткие при наблюдении в металлографическом поперечном сечении. Вполне вероятно, что многие из тех, которых идентифицировали как «микротрещины», на самом деле были твердотельными трещинами, вызванные падением пластичности. Поскольку в однофазном аустенитном (ГЦК) металле сварного шва преобладают как ликвационные трещины металла сварного шва, так и трещины, вызванные падением пластичности, может быть трудно провести различие между ними, если не осуществить тщательную металлографию и/или фрактографию. Вопрос о растрескивании под действием пластичности обсуждается в главе 4.

3.3.3 Переменные, которые влияют на подверженность ликвационному растрескиванию.

Существует ряд переменных, которые могут влиять на подверженность ликвационному растрескиванию, в том числе состав, размер зерен, условия термической обработки основного металла, погонная энергия при сварке и выбор присадочного металла.

3.3.3.1 Состав

Состав оказывает сильнейшее влияние на подверженность ликвационному растрескиванию, но часто изменения в составе не являются возможным решением. Многие основные металлы по своей природе подвержены ликвационному растрескиванию в ЗТВ вследствие преднамеренного добавления элементов. Это особенно справедливо для таких материалов, как никелевый сплав 718 и нержавеющая сталь типа 347, в которые специально добавлены ниобий и никелевый сплав Waspaloy, а также нержавеющая сталь А-286, содержащая Ті. Применительно к Nb и Ti эти элементы образуют карбиды типа MC, которые подвержены структурной ликвации в ЗТВ. Для таких материалов необходимо использовать методы, отличные от контроля состава, для предотвращения растрескивания.

Ликвационное растрескивание вследствие механизма сегрегации часто происходит из-за сегрегации примесей до границ зерен. Наиболее важными примесными элементами в стали и никелевых сплавах являются Р и S, а в некоторых случаях В. Зачастую ликвационное растрескивание можно уменьшить или устранить, просто уменьшив уровень примесных элементов в основном металле или металле сварного шва. Следует отметить, что В специально добавляется к некоторым основным металлам для улучшения сопротивляемости ползучести, поэтому ограничение В (особенно в никелевых суперсплавах) может повлиять на эксплуатационные свойства.

3.3.3.2 Размер зерна

Как правило, с увеличением размера зерен повышается подверженность ликвационному растрескиванию в ЗТВ. Увеличенная площадь границы зерен, возникающая из-за небольшого размера зерен, снижает вероятность полного смачивания границы и обеспечивает более прочную микроструктуру, которая лучше способна поддерживать ограничение сварного шва, которое накапливается во время охлаждения. Даже если присутствуют жидкие пленки, увеличенная площадь границы границы предотвратит локализацию деформации и потенциальное растрескивание.

По мере увеличения размера зерен площадь границы зерен уменьшается. Если жидкость присутствует вдоль границ зерен, крупнозернистый материал будет более подвержен растрескиванию, поскольку деформация будет локализована на меньшем количестве границ, а удельная деформация на границу будет высокой. Как схематически показано на рис. 3.35, на ликвационное растрескивание ЗТВ из-за эффектов сегрегации обычно влияют как размер зерен, так и содержание примесей. Подобное поведение наблюдается в системах, которые подвергаются структурной ликвации, как продемонстрировано в работе Гуо и соавт. [40] с никелевым сплавом 718, как показано на рисунке 3.36.



Рисунок 3.35. Схематическое представление влияния размера зерен и содержания примесей на подверженность растрескиванию в ЗТВ.



Рисунок 3.36 Влияние размера зерна и содержания бора на ликвационное растрескивание ЗТВ в сплаве 718 (см. [40]. © Maney).

Размер зерна также оказывает существенное влияние на подверженность ликвационному растрескиванию металла сварного шва. Размер зерна в ГКЗ в значительной степени контролируется исходными условиями кристаллизации, но МГЗ могут мигрировать во время многопроходной сварки. В целом, размер зерна в металле сварного шваоднофазных сплавов контролируется подводом погонной энергии в сварной шов и обычно намного превышает размер зерна ЗВТ/ЗЧР.

3.3.3.3 Термообработка основного металла. Уровень прочности основного металла может повлиять на ограничение в ЗТВ при кристаллизации. Это особенно актуально при сварке дисперсионно-упроченных материалов, таких как никелевые суперсплавы. Термообработка раствора растворяет «составляющие» частицы, которые могут впоследствии ликвировать, а также сводит к минимуму исходное ограничение за счет снижения уровня прочности «родительского» материала. (Сварка в отожженном на твердый раствор состоянии также используется для уменьшения кристаллизационного растрескивания сварного шва.) Одним из возможных последствий такой термообработки может быть увеличение размера зерна, что приведет к увеличению подверженности растрескиванию. Необходимо учесть некоторый баланс между этими конкурирующими эффектами.

3.3.3.4 Погонная энергия сварного шва и выбор присадочного металла. Поскольку растрескивание ЗТВ и металла сварного шва происходит в фиксированном интервале температур, погонная энергия сварного шва будет влиять на градиент температуры в ЗТВ и впоследствии контролировать степень возникновения ликвации. Как показано на рисунке 2.37, крутой градиент температуры в ЗТВ (низкая погонная энергия сварного шва) может уменьшить степень плавления границы зерен в ЗТВ.

Другим фактором, который оказывает более ограниченное влияние на подверженность ликвационному растрескиванию ЗТВ, является прочность присадочного металла. Поскольку большая часть ограничения в ЗТВ связана с усадкой при кристаллизации в металле сварного шва, присадочные металлы с более низкой прочностью могут создавать меньшее усадочное напряжение, которое переводится в ЗТВ или металл сварного шва подложки.

Этот подход обычно не подходит в большинстве ситуаций, так как обычно преобладает сопоставление состава присадочного металла или другие факторы, связанные с выбором присадочного металла.

3.3.4. Устранение ликвационных трещин в ЗТВ и металле сварного шва

Ликвационные трещины ЗТВ всегда расположены вдоль границ зерен ЗТВ/ЗЧР, обычно в непосредственной близости от границы плавления или непрерывно по границе плавления в зону плавления. Обычно они образуются при охлаждении от пиковой температуры ЗТВ, так как это происходит, когда деформация накапливается в системе из-за теплового сжатия.



Рисунок 3.37 Фрактография ликвационного растрескивания ЗТВ: (а) дуплексная нержавеющая сталь и (б) сталь HSLA (предоставлено Джереми Кароном).

Металлографически эти трещины могут быть видны на поверхности и в поперечном сечении сварного шва. Они, как правило, очень маленькие и могут избежать обнаружения методами неразрушающего контроля. Внешний вид поверхности разрушения является межзеренным с периодическим «украшением» поверхности зерен частично расплавленными частицами. Степень «украшения» зависит от характера ликвации по границам зерен. В сплавах, где жидкие пленки ЗЧР очень тонкие, поверхность межзеренного разрушения будет иметь очень чистые (с минимумом жидкости) поверхности зерен.

Два примера поверхностей ликвационных трещин ЗТВ по фрактографии РЭМ показаны на рисунке 3.37. В первом случае, в дуплексной нержавеющей стали, межзеренное разрушение очень «чистое», что свидетельствует о небольшом количестве жидких пленок. Эти стали очень устойчивы к ликвационному растрескиванию в ЗТВ, так как плавление по границам зерен происходит в узком интервале температур. Фрактограмма на рис. 3.37а фактически взята из испытания на пластичность в горячем состоянии, проводимого при температуре нулевой пластичности (см. главу 9).

Во втором случае на поверхности трещины наблюдаются признаки повторной кристаллизации жидких пленок (рис. 3.37б). Эта поверхность разрушения из стали HSLA, которая имеет гораздо более широкий интервал температуры ликвации, чем дуплексная нержавеющая сталь.

По определению, ликвационное растрескивание металла сварного шва всегда происходит в повторно нагретом металле сварного шва, например, при многослойном сварном шве или многослойной плакировке. Трещины могут наблюдаться как вдоль ГКЗ, так и МГЗ, и могут наблюдаться вдоль обоих типов границ в Растрескивание может возникать как при нагревании, так и при охлаждении при нагревании выше температуры ликвации, в зависимости от того, как деформация накапливается в системе при повторном нагреве. Ликвационные трещины металла

сварного шва могут иметь либо межзеренный вид, если растрескивание происходит вдоль МГЗ, либо дендритный вид, если растрескивание происходит вдоль ГКЗ металла сварного шва. В некоторых ситуациях оба механизма разрушения могут наблюдаться на одной и той же поверхности разрушения, что указывает на переход от ГКЗ к МГЗ разрушению.

3.3.5 Предотвращение ликвационного растрескивания

Многие из тех же рекомендаций по предотвращению кристаллизационного растрескивания сварного шва применимы к ЗТВ и ликвационному растрескиванию металла сварного шва. Всегда рекомендуется контролировать уровни примесей в основных и присадочных металлах. Основные металлы, которые содержат составляющие частицы, такие как ТіС и NbC в аустенитной матрице, могут привести к структурной ликвации. Часто Ті и Nb преднамеренно добавляются в сплав, и поэтому в некоторых сплавах их трудно избежать.

Полностью аустенитные микроструктуры являются наиболее подверженными растрескиванию. Наличие некоторого количества феррита в ЗТВ и сварных швах аустенитной нержавеющей стали сведет к минимуму как ЗТВ, так и ликвацию металла сварного шва из-за его влияния на характеристики смачивания. Минимизация размера зерна полезна, хотя это обычно требует использования низкой погонной энергии или процессов ВПЭ (высокой плотности энергии) и не всегда практично. Существуют признаки того, что ориентировка границ зерен (или разориентировка) может влиять на ликвацию. Низкоэнергетические «особые» границы зерен могут быть более устойчивыми к образованию жидких пленок. Продолжаются исследования с целью оценить то, как воспользоваться этим влиянием, манипулируя ориентировкой.

Снижение ограничения является очевидным, но плохо контролируемым фактором, влияющим на растрескивание. Многие высокопрочные, дисперсионно-твердеющие сплавы (никелевые суперсплавы) обычно свариваются в термообработанном растворе. Это снижает исходное ограничение в ЗТВ. Ликвационное растрескивание металла сварного шва часто можно устранить с помощью нескольких наплавленных валиков, а не больших сварных швов. Это имеет как металлургическое, так и ограничивающее преимущество.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

- [1] Bochvar AA, Sviderskaya ZA. Izv Akad Nauk 1947; 3:349-355.
- [2] Pumphrey WI, Jennings PH. J Inst Metals 1948; 75:235-256.
- [3] Medovar BI. On the nature of weld hot cracking. Avtom Svarka 1954; 7 (4): 12-28.
- [4] Toropov VA. On the mechanism of hot cracking of welds. Metallo Obra Metallov 1957; 6:54-58.
- [5] PelliniWS. Foundry 1952; 80:124-133.
- [6] Apblett WR, Pellini WS. Factors which influence weld hot cracking. Weld J 1954; 33 (2):83s-90s.

[7] Borland JC. Generalized theory of super-solidus cracking in welds and castings. Brit Weld J 1960; 7 (8):508-512.

[8] Matsuda F, Nakagawa H, Sorada K. Dynamic observation of solidification and solidification cracking during welding with optical microscope. Trans JWRI 1982; 11 (2):67-77.

[9] Matsuda F. Solidification crack susceptibility of weld metal. In: David SA, Vitek JM, editors. Recent Trends in Welding Science and Technology. Metals Park, OH: ASM International; 1990. p 127-136.

[10] Prokhorov NN, Prokhorov NN. Fundamentals of the theory for technological strength of metals while crystallising during welding. Trans JWRI 1971; 2 (2):205-213.

[11] Borland J.C. Suggested explanation of hot cracking in mild and low alloy steel welds. Brit Weld J 1961; 8:526-540.

[12] ThermoCalc® is a registered trademark of ThermoCalc Software, Inc.

[13] Tung D, Lippold JC. Weld solidification behavior of Ni-base superalloys for use in advanced supercritical coal-fired power plants. In: Huron ES et al., editors. Superalloys 2012. Hoboken, NJ: John Wiley & Sons; 2012. p 563-567.

[14] Cottrell C.L.M. Factors affecting the fracture of high-strength steels. JISI 1965; 203:598.

[15] Morgen-Warren E.J. Metal Tech 1974; 1 (6):271-278.

[16] Garland J.G., Bailey N. Weld Res Int. 1975; 5 (3):1-33.

[17] Bailey N., Jones S.B. Solidification cracking of ferritic steel during submerged arc welding. Weld J 1978; 57 (8):217s-231s.

[18] Matsuda F. Hot crack susceptibility of weld metal. Proceedings of the 1st US-Japan Symposium on Advances in Welding Metallurgy; San Francisco, CA: American Welding Society; 1990. p 19-36.

[19] Senda T., Matsuda F., Takano G., Watanabe K., Kobayashi T., Matsuzaka T. Fundamental investigations on solidification crack susceptibility for weld metals with trans-varestraint test. Trans JWS 1971;2 (2):135-151.

[20] Fippold J.C. Recent developments in weldability testing (keynote). In: T. Boellinghaus and H. Herold, editors. Hot Cracking Phenomena in Welds. Berlin, New York: Springer; 2005. p 271-290.

[21] Fippold J.C., Kotecki DJ. Welding Metallurgy and Weldability of Stainless Steels. Hoboken, NJ: John Wiley & Sons, Inc.; 2005.

[22] DuPont J.N., Fippold JC, Kiser SD. Welding Metallurgy and Weldability of Nickel Base Alloys. Hoboken, NJ: John Wiley & Sons, Inc.; 2009.

[23] Alexandrov B.T., Tatman J.K., Murray G., Fippold J.C. Non-equilibrium phase transformation diagrams in engineering alloys. In: Trends in Welding Research VIII. ASM International; 2009. p 467-476. Proceedings of the 8th International Conference; ASM International, Metals Park, OH April 2008, Callaway Gardens, GA.

[24] Lippold J.C., Sowards J.W., Alexandrov B.T., Murray G, Ramirez A.J. Weld solidification cracking in Ni-base alloys. In: Hot Cracking Phenomena in Welds II. Berlin: Springer; 2008. p 147-170.

[25] DuPont J.N., Lippold JC, Kiser SD. Welding Metallurgy and Weldability of Nickel Base Alloys. Hoboken, NJ: John Wiley & Sons Inc.; 2009. p 218.

[26] Nakagawa H., Matsuda F., Senda T. Effect of sulfur on solidification cracking in weld metal of steel (Report 2). Trans JWRI 1974;5 (2):39-44.

[27] Nakagawa H., Matsuda F., Senda T., Matsuzaka T., Watanabe K. Effect of sulfur on solidification cracking in weld metal of steel (Report 2). Trans JWRI 1974;5 (2):45-60.

[28] Karjalainen L.P., Kujanpaa V.P., Suutala N. Hot cracking in iron base alloys: effect of solidification mode. In: S.A. David, editor. Advances in Welding Science and Technology. Metals Park, OH: ASM International; 1986. p 145-149.

[29] Lancaster J.F. The Metallurgy of Welding. 6th ed. Cambridge, UK: Abington Publishing; 1999.

[30] Kujanpaa V., Suutala N., Takalo T., Moisio T. Correlation between solidification cracking and microstructure in austenitic and austenitic-ferritic stainless steel welds. Weld Res Int 1979;9 (2):55.

[31] Hammar O., Svensson U. Solidification and Casting of Metals. London: The Metal Society; 1979. p. 401-10.

[32] Singer ARE, Jennings PH. Hot shortness of aluminum-silicon alloys of commercial purity. J Inst Metals 1947;73:197-212.

[33] Pumphrey WI, Lyons JV. Cracking during casting and welding of more common binary aluminum alloys. J Inst Metals 1948;74:439.

[34] Dowd JD. Weld cracking in aluminum alloys. Weld J 1952;31 (10):448s^-56s.

[35] Jennings PH, Singer ARE, Pumphrey WI. Hot shortness of some high purity alloys in the systems Al-Cu-Si and Al-Mg-Si. J Inst Metals 1948;74:227.

[36] Dudas JH, Collins FR. Preventing weld cracks in high-strength aluminum alloys. Weld J 1966;45 (6):241s-249s.

[37] Blodgett OW. Why do welds crack? How weld cracks can be prevented. Weld Innov 1985;2 (3):4.

[38] Baeslack WA III. Observations of solidification cracking in Ti alloy weldments. Metallography 1980;13:277-281.

[39] Lippold JC, Varol I, Baeslack III WA. An investigation of heat-affected zone liquation cracking in austenitic and duplex stainless steels. Weld J 1992;71 (l):ls-14s.

[40] Guo H, Chaturvedi M, Richards NL. Effect of nature of grain boundaries on intergranular liquation during weld thermal cycling of a Ni-base alloy. Sci Technol Weld Join 1999;3:257-259.

4 ТВЕРДОТЕЛЬНОЕ РАСТРЕСКИВАНИЕ

4.1 ВВЕДЕНИЕ

Существует ряд механизмов растрескивания, связанных с «истинной» ЗТВ или металлом сварного шва. К ним относятся растрескивание при падении пластичности (РПП), растрескивание при повторном нагреве с разогревом и послесварочной термообработке (ПСТО), растрескивание при деформационном старении (РДС) (никелевые сплавы), слоистое (или отслаивающееся) растрескивание и растрескивание при загрязнении медью (РЗМ). Эти механизмы растрескивания охватывают весь спектр систем материалов, включая стали, нержавеющие стали, никелевые, медные и алюминиевые сплавы.

4.2 РАСТРЕСКИВАНИЕ ПРИ ПАДЕНИИ ПЛАСТИЧНОСТИ

Эта форма твердотельного растрескивания встречается в ряде промышленных материалов. О наличии падения пластичности в аустенитных (ГЦК) сплавах говорил еще Бенго в 1912 году [1]. В 1961 году Райнс и Рэй [2] заявили, что падение пластичности происходит в медных, никелевых, аустенитных нержавеющих сталях, титане и алюминии. Первоначально РПП сочли проблемой, связанной с горячей обработкой материалов, таких как горячая деформация литых слитков с образованием сварочного образцов или пластинчатых изделий [2, 3]. Проблему РПП выявили во время сварки в 1970-х и 1980-х годах. В ранних работах описано РПП в аустенитных нержавеющих сталях, хотя эта форма растрескивания считалась «аномальной» [4]. На самом деле РПП в сварных швах существует уже довольно давно и часто неверно истолковывается как некая форма горячего растрескивания, часто называемая «микроразрывом» [5, 6]. С конца 1990-х годов серьезные РПП встречаются в металлах сварного шва на основе никеля, используемых в атомной энергетике [7–9]. Это привело к серьезному изучению феномена РПП и стремлению к разработке стойких к РПП присадочных металлов.

Металлургия сварки и свариваемость, первое издание. Джон К. Липпольд.

© 2015 Издательство John Wiley & Sons, Inc. Опубликовано в 2015 году издательством John Wiley & Sons, Inc.



Рис. 4.1. Пример растрескивания при падении пластичности в многопроходном металле сварного шва Ni–30Cr (ERNiCrFe-7).

РПП может возникать как в металле сварного шва, так и в ЗТВ, но обычно считается проблемой металла сварного шва. В металлах сварного шва РПП всегда является межзеренным (МЗ) и, как правило, возникает в повторно нагретом металле сварного шва во время многопроходной сварки, как показано на рисунке 4.1. Термин «падение пластичности» относится к резкому снижению пластичности, которое подверженные ему материалы проявляют в интервале температур между солидусом сплава и приблизительно половиной температуры солидуса. Механизм, ответственный за РПП, все еще является предметом значительных дискуссий. Как ни странно, этот тип растрескивания часто наблюдается в аустенитных (ГЦК) материалах, которые имеют очень низкие уровни примесей (сера, фосфор и бор). Поскольку ликвация на границе зерна не играет роли в РПП, важность отделения примесей от границ зерен уменьшается.

Схематическое представление «сигнатуры пластичности» материала, который демонстрирует падение пластичности, показано на рисунке 4.2. Во многих материалах пластичность будет очень высокой при температурах чуть ниже температуры солидуса (T_s) и затем постепенно снижаться при охлаждении до комнатной температуры. В материалах, подверженных РПП, резкое падение пластичности происходит между приблизительно 0,9 T_s и 0,6 T_s (для нержавеющих сталей и никелевых сплавов диапазон составляет от 800 до 1150 °C). Ширина и глубина этого «падения» определяют восприимчивость материала к РПП.

Как и в случае с другими механизмами растрескивания, должен присутствовать элемент ограничения, который приводит к возникновению и распространению трещин. Многие наплавленные присадочные металлы, которые разработаны так, чтобы быть устойчивыми к растрескиванию при кристаллизационном растрескивании сварного шва, могут быть подвержены РПП. Как будет описано позже в данном разделе, это особенно касается многих наплавленных присадочных металлом на основе никеля. Эту ситуацию можно изобразить с помощью температурной сигнатуры пластичности, показанной на рисунке 4.3. Обратите внимание, что интервал температур хрупкости (ИТХ) для этого материала довольно узок, и минимальная деформация для кристаллизационного растрескивания сварного шва (ε min) достаточно высока, что указывает на хорошую сопротивляемость кристаллизационному растрескиванию сварного

шва. При наложении двух ограничивающих ситуаций на рис. 4.3 можно увидеть, как сочетание накопления деформации и исходной пластичности влияет на подверженность растрескиванию.



Рис. 4.2. Зависимость пластичности от температуры для материала с твердотельным падением пластичности.

Рисунок 4.3 демонстрирует, как сочетание металлургического и ограничивающего контроля может быть использовано для предотвращения растрескивания на основе истощения пластичности материала при повышенной температуре. Как будет обсуждаться позже, металлургические факторы, используемые для снижения или устранения кристаллизационного растрескивания сварного шва, могут фактически повысить подверженность РПП.

Поскольку разрушение из-за РПП обычно происходит при повышенных температурах, где происходит быстрый рост зерен, большинство теорий предполагают, что растрескивание связано с крупным размером зерна и поведением границ зерен (таких как осаждение на границе зерна и скольжение границы). Отсутствие примесей и частиц второй фазы устраняет любые препятствия для движения границы зерен, и результирующий размер зерна в подверженных воздействию металлах сварного шва может быть чрезвычайно большим. В результате структура имеет очень небольшую площадь границ зерен, и предполагается, что деформация сосредоточена на этих границах [10].



Рис. 4.3. Кривая температуры-пластичности для материала, устойчивого к кристаллизационному растрескиванию сварного шва, но чувствительного к растрескиванию при падении пластичности в условиях сильного сжатия.

В поддержку этой гипотезы стоит сказать, что разрушение из-за падения пластичности является M3, но иногда с пластичными особенностями (обычно называемыми пластичным M3).

С позиции сварки, наибольшую подверженность РПП демонстрируют две системы материалов: аустенитные нержавеющие стали и никелевые сплавы. Сообщалось также о наличии РПП в медных и титановых сплавах, но на практике это редко встречается.

Микрофотография на рис. 4.4 показывает пару кристаллизации границ зерен (КГЗ) и мигрированных зерен (МГЗ) в металле сварного шва из сплава на основе никеля. МГЗ представляет собой кристаллографический компонент ГКЗ, который мигрировал во время охлаждения от температуры кристаллизации или во время повторного нагрева, как описано в разделе 2.3.3.3. Обратите внимание, что МГЗ очень прямолинейная. В металле сварного шва РПП всегда происходит вдоль МГЗ.

Микрофотография на рисунке 4.5 - это область с большим увеличением рисунка 4.1, которая показывает характер растрескивания в реальном многопроходном сварном шве с толстым сечением. Как указывалось выше, РПП в металле сварного шва происходит преимущественно вдоль МГЗ. Обратите внимание, что граница зерен имеет локальную мелкозернистую микроструктуру, которая возникает в результате локализации деформации на границе. Это указывает на то, что уровни локальной деформации на границе являются достаточно высокими, чтобы способствовать рекристаллизации при повышенной температуре.

4.2.1 Предложенные механизмы

Был предложен ряд теорий для описания механизма РПП, как показано в таблице 4.1. Первая теория РПП была предложена Райнсом и Рэем [2] на основе исследований поведения основных металлов при горячей обработке. Они полагали, что потеря пластичности при средней температуре была вызвана сдвигом границ зерен, аналогично разрушению при ползучести, которое происходит при более низких температурах в течение более длительного времени воздействия. Согласно их теории, при температурах ниже температуры рекристаллизации пустоты на границе зерен успевают соединиться с помощью сдвига на границе зерен и вызвать разрушение. Выше температуры рекристаллизации, при которой происходит рекристаллизация изза механической обработки, образование новых границ зерен затрудняет соединение пустот, предположительно из-за создания большей площади границы зерен. Этот механизм в целом согласуется с тем, что недавно было предложено Рамиремом и Липпольдом [14] и Нокером и Дюпоном [19, 20] для металлов сварного шва, как будет более подробно обсуждаться далее в данном разделе.



Рис. 4.4. Трещины, вызванные растрескиванием при падении пластичности вдоль мигрированной границы зерен (МГЗ) в металле сварного шва из сплава на основе никеля. Пунктирная линия представляет кристаллизацию границ зерен (КГЗ).



Рисунок 4.5. Вид характера границы зерен с большим увеличением на рисунке 4.1.

ФИО	Описание	Год
Райнс и Рэй [2]	Сдвиг границы зерен до	1961
	температура рекристаллизации	
Ямагути и соавт. [11]	Сегрегация серы и охрупчивание	1979
Чжан и соавт. [12, 13]	Сочетание эффектов до	1985
	температура рекристаллизации	
Рамирес и Липпольд	Скольжение границы зерен, микропустоты	2004
[14, 15]	формирование, извилистость границы	
Нисимото и соавт. [16-18]	Сегрегация примесей	2006
Нокер II и Дюпон	Скольжение границы зерен, карбид	2007
[19, 20]	распределение и морфология	
Янг и соавт. [21]	Растрескивание, вызванное осаждением	2008

Габлица 4.1 Тео	рии растреск	ивания при па	адении пластичности
-----------------	--------------	---------------	---------------------

Ямагути и соавт. [11] предположили, что более высокие уровни серы увеличивают склонность к падению пластичности в никелевых суперсплавах при температурах между 950 и 1150 °C (1740 и 2100 °F), когда сера отделяется от границ зерен и охрупчивает их, и которые растрескиваются под приложенным напряжением. Подобные механизмы сегрегации серы также были предложены Мацудой [23] и совсем недавно Нишимото и соавт. для металлов сварного шва сплава 690 на основе никеля [16–18]. Недавняя работа Коллинса и соавт. [24] с FM 82 (ERNiCr-3) на основе никеля также показали, что добавки серы увеличивают подверженность РПП. Хотя сера и другие примеси могут увеличивать РПП, из работы Рамиреса и Липпольда можно сделать вывод, что различия в подверженности нельзя объяснить просто содержанием примесей (S и P), поскольку многие материалы с очень низким содержанием примесей также были подвержены растрескиванию [22].

Чжан и соавт. [12] рассказали, что объединенные эффекты осаждения на границе зерен, скольжения границы зерен, миграция границы зерен и распределение на границах зерен влияют на характеристики РПП сплава с низким коэффициентом расширения Inar (Fe – 36Ni). Они также предположили, что рекристаллизация и снижение напряжения потока были факторами восстановления пластичности при повышенных температурах [13]. Янг и соавт. [21]

предположили, что РПП в присадочных металлах с высоким содержанием Cr и Ni возникает в результате осаждения карбида на границе зерен и связанного с ним «растрескивания под действием осаждения». Хотя этот механизм может иметь некоторое отношение к никелевым сплавам с высоким содержанием хрома, которые образуют карбиды на границе зерен, он не в состоянии объяснить РПП, возникающий в материалах, где осаждение на границе зерен не происходит.

Работа в Университете штата Огайо (OSU) над множеством аустенитных нержавеющих сталей и никелевых сплавов показала, что механизм осаждения и «извилистость» границы зерен оказывают большое влияние на подверженность РПП [14, 15, 22, 24–26, 27 -30].



Рисунок 4.6. Схема характера границы зерен в зависимости от осаждения.

Был сделан вывод о том, что РПП представляет собой явление скольжения границы зерен при повышенной температуре. Они также обнаружили, что сегрегация примесей (P, S, O и H), осаждение на границе зерен и извилистость границы влияют на подверженность РПП, и что контроль природы границ зерен является ключом к предотвращению РПП в металлах сварного шва на основе никеля.

Теория РПП, предложенная Рамиресзом и Липпольдом, схематически показана на рисунке 4.6. Когда осаждение на границе зерен отсутствуют, зерна могут расти, и границы зерен становятся очень прямыми. Когда деформация применяется к этой микроструктуре в интервале температур падения пластичности (ИТПП), происходит скольжение границы зерна и высокие напряжения в тройных точках границы зерен, приводящие к образованию пустот в этих местах. Со временем трещины распространяются вдоль границ зерен.

Когда осаждения образуются вдоль границ зерен в твердом состоянии, напряжения будут концентрироваться в тройных точках, а также на границе раздела осаждение-зерно. Это приводит к образованию пустот вдоль границы зерен, где присутствуют осаждения. В ситуации, когда осаждения образуются в конце кристаллизации, границы зерен закрепляются этими осаждениями, что приводит к «извилистой» границе зерен. Из-за этой извилистости граница сопротивляется скольжению из-за эффекта механической блокировки извилистой границы.



Рисунок 4.9 Карты ДОЭ, показывающие мигрированные границы зерен в металле сварного шва на основе никеля (а) присадочный металл 52MSS и (b) присадочный металл 52M. Стрелки на (а) показывают карбиды, закрепляющие границу.

Было показано, что металлы сварного шва, которые имеют «чистые» и прямые границы зерен (как показано в верхнем левом углу рисунка 4.6), наиболее подвержены РПП, в то время как металлы, которые содержат извилистые границы зерен, являются наиболее устойчивыми. Обратите внимание, что границы зерен на рисунке 4.5 чрезвычайно прямые. Очевидно, что разработка микроструктуры для контроля характера границы зерен является ключевым фактором предотвращения РПП.

Граничные характеристики зерен металла сварного шва двух никелевых ФМ показаны на рисунке 4.7. FM 82 (ERNiCr-3) является номинальным составом Ni – 20Cr – 3Mn – 2,5Nb, широко используемым в энергетике. Поскольку он содержит ниобий, то образует NbC в конце кристаллизации посредством эвтектической реакции. Эти осаждения NbC закрепляют наплавленный металл МГЗ (стрелки) и создают извилистую (непрямую) границу зерен. FM 52 (ERNiCrFe-7) представляет собой номинальный состав Ni – 30Cr – 9Fe с низким содержанием углерода (~ 0,02 мас.%), который не образует осаждений в конце кристаллизации. В результате, МГЗ легко отходят от ГКЗ и становятся очень прямыми.



Рисунок 4.8. Трещины при падении пластичности в образцах деформации до разрушения, испытанных при 950 °C и 5% деформации.

Микрофотографии, показанные на рисунке 4.8, взяты из испытательных образцов деформации до разрушения (ДДР), испытанных при приблизительно 5% общей деформации в ТИПП. Это испытание будет далее в данном разделе и подробно в главе 9. Обратите внимание, что границы зерен FM 82 довольно извилистые, а трещины довольно короткие. В отличие от этого, границы зерен FM 52 являются очень прямыми, что обеспечивает большее скольжение границы зерен и способствует образованию более крупных трещин. Порог деформации для получения РПП намного ниже для FM 52, чем для FM 82.

Методика оценки ориентировки границ зерен называется дифракцией отраженных электронов (ДОЭ). Обычно это также называется микроскопией ориентировки изображения (МОИ). Этот метод использует дифракционные картины, генерируемые в растровом электронном микроскопе (РЭМ), для выявления различий в ориентировке кристаллов в кристаллическом материале. Таким образом, большеугловые границы зерен в металле сварного шва или ЗТВ можно легко очертить. Диаграммы ДОЭ, показанные на рисунке 4.9, получены из двух металлов сварного шва на основе никеля, которые демонстрируют большую разницу в подверженности РПП.

Обратите внимание, что устойчивый к РПП металл сварного шва на рисунке 4.9а имеет очень извилистые МГЗ. Этот тип границы возник в результате образования осаждений (NbC) в конце кристаллизации, что способствует закреплению границы. Напротив, металл сварного шва на

рисунке 4.9b не образует осаждений в конце кристаллизации, и закрепления МГЗ не происходит. Это приводит к крупным зернам с очень прямыми границами.

Данные, полученные в результате анализа ДОЭ, также можно использовать для оценки распределения деформации в образце, как показано на рисунке 4.10. Разница во внешнем виде границы зерен на этих двух рисунках является результатом накопления деформации в металлах сварного шва МГЗ, где накопление деформации приводит к расширению границы в анализе ДОЭ. Образец металла сварного шва на рисунке 4.10а находится в состоянии после сварки, в то время как образец 4.10b был подвергнут деформации до 5,5% при 950 °C (1740 °F) в испытании ДДР.

Одной из интересных особенностей аустенитных (ГЦК) материалов в интервале температур РПП является то, что деформация имеет тенденцию концентрироваться на границе зерен, а не распределяться равномерно по всей микроструктуре. Эта локализация деформации вызывает скольжение границы зерен и образование селективных пустот и растрескивания на границах зерен.

4.2.2 Сочетание факторов, влияющих на РПП

Факторы, которые влияют на РПП в нержавеющих сталях и никелевых сплавах, включают природу границы зерен, локализацию деформации, температуру, механизм осаждения, сегрегацию примесей и ограничение. Влияние этих факторов обсуждается в следующих параграфах.

Характер границы зерен. РПП всегда происходит вдоль большеугловых границ зерен. В однофазном аустенитном (ГЦК) металле сварного шва РПП происходит в МГЗ. В случае, когда нет механизма закрепления кристаллографической границы после кристаллизации, эти границы будут выпрямляться и отличаться от ГКЗ, как показано на рисунке 4.4. Если граница закреплена в конце кристаллизации, кристаллографическая часть ГКЗ не сможет оторваться от ГКЗ и не выпрямится. Это приводит к появлению «извилистых» границ зерен, которые показаны на рисунках 4.7а и 4.8а. Это характерно для металлов сварного шва из аустенитной нержавеющей стали, которые содержат металлы сварного шва на основе феррита и никеля и в которых реакция осаждения (образование карбида или фазы Лавеса) происходит в конце кристаллизации.



Рисунок 4.9 Карты ДОЭ, показывающие мигрированные границы зерен в металле сварного шва на основе никеля (а) присадочный металл 52MSS и (b) присадочный металл 52M.



Рисунок 4.10 Диаграммы деформации ДОЭ для металла сварного шва на основе никеля. (а) после сварки и (b) деформация 5,5% при 950 °C.

Поскольку РПП является механизмом скольжения границы зерен, извилистость границы зерен обеспечивает эффект механической блокировки по всей длине границы (рис. 4.6с). Когда кристаллографическая граница отодвигается, образуя МГЗ (рис. 4.6а и 4.4), скольжение границы зерен облегчается, и в точках концентрации деформации, таких как тройные точки, открываются пустоты. В металлах сварного шва на основе никеля извилистость и скольжение границы зерен можно контролировать либо с помощью осаждения, либо путем закрепления границ, либо путем обеспечения локальной блокировки границы зерен, либо с помощью обоих этих методов. Использование легирующих добавок, которые способствуют осаждению при соответствующей температуре, является наиболее эффективным методом снижения подверженности РПП в этих сплавах. В наплавленных металлах из аустенитной нержавеющей стали, которые содержат смесь аустенита и феррита, МГЗ эффективно закреплены на границе раздела феррит-аустенит, создавая крайне извилистую границу. В системах, где закрепление границы невозможно, контроль ограничения становится гораздо более важным для предотвращения РПП.

Температура. Для нержавеющих сталей и никелевых сплавов интервал температур РПП простирается от 800 до 1150°C (1470–2100°F). Ниже 800°C границы зерен не скользят, и локализация деформации невозможна. Выше примерно 1150°C локализация деформации на границе зерен способствует рекристаллизации. Когда происходит рекристаллизация, создается большая площадь границы зерен, и локальная деформация рассеивается. Во время сварки невозможно избежать этого интервала температур, поскольку металл сварного шва и детали ЗТВ
будут нагреваться и охлаждаться в этом интервале. Является спорным, образуется ли РПП, которое происходит в многопроходных сварных швах, во время цикла нагревания или охлаждения. Эта тема обсуждается под заголовком Ограничение.

Состав. Состав металла сварного шва и основного металла оказывает важное влияние на подверженность РПП. В металле сварного шва состав будет влиять на механизм кристаллизации и микроструктуру после сварки. Как отмечалось выше, металлы сварного шва, которые затвердевают в виде аустенита ГЦК, являются наиболее подверженными РПП. Об образовании РПП в сталях, которые затвердевают в виде феррита (ОЦК), не сообщалось. Состав также может влиять на распределение элементов сплава во время кристаллизации, что потенциально может привести к образованию вторичных продуктов кристаллизации. Как показано на рисунках 4.7а и 4.8а, эти вторые фазы очень эффективны для закрепления границы и предотвращения миграции.

Влияние уровней примесей на РПП является спорным. Как обсуждалось ранее, некоторые исследователи продемонстрировали отрицательное влияние S и P на металлы сварного шва на основе никеля [11, 16–18]. Хотя разделение примесей по границам зерен может способствовать РПП, оно не является доминирующим фактором, и многие металлы сварного шва с низким уровнем примесей подвержены РПП. Влияние размера зерна и граничного характера, как правило, гораздо важнее.

Кислород, как известно, диффундирует к границам зерен в аустенитных (ГЦК) материалах и может потенциально оказывать вредное воздействие, хотя его влияние не было определено количественно. Ограниченная работа Нисслея, основанная на испытаниях на свариваемость ДДР, позволила предположить, что сегрегация кислорода до границ зерен может быть вредной [31].

Еще одним интересным составным эффектом является воздействие водорода. Опыт применения присадочных металлов на основе никеля типа ERNiCrFe-7 показал, что добавление водорода в защитный газ (например, смеси 98Ar – 2H2) увеличивает подверженность РПП [24]. Для многих присадочных металлов на основе никеля добавление H2 улучшает характеристики смачивания расплавленной сварочной ванны, тем самым повышая производительность. Неясно, как водород на самом деле влияет на механизм РПП, так как он довольно подвижен в температурном интервале РПП.

Ограничение. Ограничение является важным фактором во всех явлениях образования усадочных трещин сварного шва, но особенно важен в отношении РПП, поскольку оно должно присутствовать при повышенной температуре в относительно узком интервале температур. Как схематично показано на рисунке 4.3, ограничение должно привести к критическому уровню напряжения, который исчерпывает доступную пластичность в пределах ТИПП. На самом деле, в то время как схема на рисунке 4.3 предполагает, что РПП происходит во время охлаждения из интервала температур кристаллизации, РПП редко встречается в однопроходных сварных швах. Скорее РПП почти всегда встречается в многопроходных сварных швах из-за повторного нагрева ранее нанесенного металла сварного шва. Хороший пример этого показан на рисунке 4.1.

Предположительно, остаточное напряжение накапливается в наплавке во время охлаждения до комнатной температуры, и это напряжение затем снимается во время повторного нагрева при последующем проходе. Релаксация напряжения приводит к накоплению деформации на границах зерен, и, если она превышает некоторый критический порог, границы зерен разрушатся. Карты деформации ДОЭ на рисунке 4.10 четко показывают локализацию деформации вдоль МГЗ в металле сварного шва. Также было продемонстрировано, что РПП может быть подавлен в сильно ограниченных сварных швах с толстым сечением путем минимизации размера наплавленного валика, что, в свою очередь, снижает уровень ограничения в металле сварного шва и степень релаксации напряжений во время повторного нагрева. К сожалению, часто это подходит для уменьшения РПП, поскольку увеличивает время сварки и производственные затраты.

4.2.3 Количественная оценка растрескивания при падении пластичности

Существует ряд испытаний, которые использовались для определения подверженности РПП. Наиболее распространенными являются испытание на пластичность в горячем состоянии, точечное испытание переменного ограничителя, двойное испытание с приложением нагрузки, действующей вдоль сварного шва, и испытания ДДР. Испытания на горячую пластичность,

точечные испытания с приложением нагрузки, действующей вдоль сварного шва, и испытания ЛЛР подробно описаны в главе 9. Испытание по методу Варестрейнт с медленным изгибом. которое использовал Мацуда [32] для разработки кривых ТИХ для процесса образования трещин при кристаллизации, также позволил построить температурные кривые падения пластичности для РПП, как показано на рисунке 3.11. Точечное испытание по методу Варестрейнт обычно используется для оценки склонности основного метала в ЗТВ к ликвационному растрескиванию, но также может использоваться для оценки ликвации и РПП металла шва. Двойное точечное испытание по методу Varestrain было разработано Липпольдом и Лином в Институте сварки Эдисона [33] с целью отделить трещины РПП от трещин при кристаллизации во время стандартного поперечного испытания по методу Варестрейнт. Для этого испытания начальный точечный шов наносился на образец газовой вольфрамовой дуговой сваркой, а затем на этот начальный шов наносился второй точечный сварной шов во время выполнения стандартного точечного испытания по методу Варестрейнт (см. главу 9). РПП металла шва может затем образоваться в начальном точечном шве при приложении достаточной деформации. Хотя это было улучшение по сравнению со стандартным испытанием по методу Варестрейнт, все равно оставались три основные проблемы: (i) невозможность разделения трещин при ликвации металла шва от трещин РПП, (ii) трудность определения температурного диапазона, в котором происходит растрескивание, и (iii) некоторые материалы демонстрировали РПП только при максимально достижимой деформации (~10 %), поэтому было сложно определить порог деформации. Несмотря на эти проблемы, испытание по методу Варестрейнт с двумя точками действительно предоставил некоторые полезные данные по склонности к РПП для ряда присадочных металлов на основе никеля. Например, Кикель и Паркер [34] смогли сравнить склонность к РПП сочетания присадочного металла FM 52 и сплава 690 со склонностью сочетания присадочного металла FM 82 и сплава 625.

Испытание на пластичность в горячем состоянии (GleebleTM) использовали как Нокер и Дюпон [19, 20], так и Янг и др. [21] для количественной оценки РПП в металлах шва на основе никеля с высоким содержанием хрома. Поскольку это, по существу, испытание на растяжение в горячем состоянии, когда образец подвергается разрушению, то нет возможности получить информацию о критической пороговой деформации, при которой возникает РПП. В случае Янга и др. [21], склонность к РПП определялась падением пластичности при охлаждении после нагревания до произвольной максимальной температуры.



Рисунок 4.11. График для процесса деформации до разрушения для прогнозирования склонности к растрескиванию при падении пластичности аустенитных (с гранецентрированной кубической структурой, ГЦК) материалов

Метод испытания ДДР (деформация до разрушения — strain-to-fracture, STF) был разработан Нисли и Липполдом [35] для определения склонности к РПП с целью избежать недостатков метода Варестрейнт и метода испытания на пластичность в горячем состоянии. Подробная информация об этом методе приведена в главе 9. В этом методе испытаний применяется комплекс Gleeble, который позволяет оценивать металлы шва или основные металлы с использованием

микроструктуры, деформации и температуры в качестве основных параметров. С помощью этого метода можно построить диаграммы деформация-температура, показывающие режим, в котором происходит РПП для данного материала. Схематическое представление деформационнотемпературного процесса РПП для склонных, промежуточных и стойких материалов показано на рисунке 4.11. Актуальные данные для испытаний ДДР нержавеющих сталей и сплавов на основе никеля можно найти в других источниках [24, 27–30].

Относительная склонность к РПП может быть определена по минимальной пороговой деформации растрескивания во всем температурном диапазоне и силе растрескивания выше пороговой деформации. Например, на рисунке 4.11 минимальная пороговая деформация для склонных материалов составляет порядка 2%, в то время как промежуточные материалы составляют примерно 5%. Хотя эта разница в минимальной пороговой деформации может показаться небольшой, практика показала, что металлы шва с пороговыми деформациями приблизительно 5% являются умеренно склонными к РПП, тогда как металлы, которые приближаются к 10% или превышают их, обычно являются достаточно стойкими.

Минимальная деформация для растрескивания при испытании ДДР обычно находится в диапазоне от 900 до 1000°С. Более эффективным методом сравнения склонности к РПП среди материалов оказалось простое испытание в диапазоне деформации при 950°С для определения пороговой деформации для растрескивания и увеличения растрескивания в зависимости от деформации выше пороговой. Это дает данные, графически показанные для склонных, промежуточных и стойких материалов на рисунке 4.12, на котором изображена зависимость количества трещин на поверхности образца от приложенной деформации.



Рисунок 4.12. График зависимости растрескивания при падении пластичности от приложенной деформации при 950 °С для аустенитных (ГЦК) материалов

4.2.4 Выявление трещин, вызванных падением пластичности

Трещины при падении пластичности могут возникать как в металле шва, так и в 3TB, хотя они наиболее распространены в металле шва. В металле шва они всегда возникают вдоль ГМЗ. В случаях, когда сжатие шва очень велико, может наблюдаться некоторая рекристаллизация вдоль этих границ. Типичный процесс РПП в полностью аустенитном (ГЦК) металле шва показан на рисунке 4.13. ГМЗ четко видны и отличаются от ГЗЗ (границы затвердевания зерна, границы кристаллизации зерна). В тех случаях, когда ГМЗ все еще находится в непосредственной близости от ГЗЗ, может оказаться трудно отличить РПП от трещин кристаллизации. В общем случае трещины при падении пластичности обычно очень прямые, поскольку они следуют за ГМЗ. Пример РПП и трещин кристаллизации, которые сосуществуют в одном и том же образце в металле шва на основе никеля с высоким содержанием хрома (FM 52 M), показан на рисунке 4.14. Этот образец испытывался при 5% деформации поперечным методом Варестрейнт (Transvarestraint). В этом металле шва существует очень небольшое разделение ГЗЗ от ГМЗ

(происходит небольшая миграция границ), поэтому различные типы трещин появляются в одном и том же микроструктурном месте. Трещина кристаллизации имеет более волнистый вид, поскольку следует за ГЗЗ, в то время как РПП очень прямолинейно, поскольку ограничено ГМЗ. Кроме того, вдоль пути трещины кристаллизации видна значительная пленка жидкости.

Поскольку РПП чаще всего ассоциируется с повторно нагретым металлом шва, также может быть трудно отличить трещины, вызванные падением пластичности, от ликвационных трещин металла шва, которые также могут образовываться у ГМЗ. Как правило, ликвационные трещины металла шва обычно очень коротки и расположены в непосредственной близости от межваликовые границы, как показано на рисунке 3.34. В тех случаях, когда анализ с помощью одних только металлографических данных затруднен, обычно есть необходимость в исследовании излома с помощью РЭМ (растровый электронный микроскоп).

На поверхности излома, наблюдаемой в РЭМ, обычно можно отличить РПП от горячих трещин (кристаллизация и ликвация), поскольку РПП не показывает никакие признаки жидких пленок. Внешний вид излома РПП варьируется в зависимости от температуры и типа материала. Межзеренная (МЗ) природа излома всегда проявляется на макроскопическом уровне. При большом увеличении в микроскопе могут наблюдаться признаки микропластичности (пластинчатое МЗ), «волнистые» очертания и иногда линии скольжения, которые видны на поверхности излома. В некоторых случаях РПП может фактически распространяться от трещин кристаллизации в металле шва, поскольку ТИХ и ТИП (температурный интервал падения пластичности) в некоторых сплавах могут почти перекрываться. Некоторые примеры поверхностей излома, связанных с РПП в металле шва из нержавеющей стали типа 310, показаны на рисунке 4.15. Дополнительные примеры фрактографии РПП приведены в главе 8. Для более подробной информации о фрактографии РПП читатель может обратиться к работам Коллинса и соавт. [25, 26], Рамиреса [14] и Мацуды [36].



Рисунок 4.13. Типичное растрескивание при падении пластичности вдоль границ мигрировавших зерен в металле шва на основе никеля



Рисунок 4.14. Растрескивание в металле шва на основе никеля с высоким содержанием хрома (присадочный металл 52М), зафиксированное при деформации 5 % во время поперечного испытания методом Варестрейнт (Transvarestraint) В этом образце присутствуют как трещины кристаллизации (РК — растрескивание при кристаллизации), так и трещины при потере пластичности (РПП) (предоставлено Adam Hope).

4.2.5 Предотвращение РПП

С точки зрения сварки, РПП чаще всего встречается в зоне сплавления, поэтому здесь основное внимание уделяется металлам шва. Наиболее эффективный способ избежать РПП металла шва состоит в выборе присадочных металлов, устойчивых к этой форме растрескивания. Для аустенитных нержавеющих сталей используют такие присадочные металлы, как типы 308 и 309, которые содержат достаточно феррита в наплавленном металле для закрепления ГМЗ и значительно увеличивают извилистость границ. В металлах шва этого типа обычно наблюдается порог деформации до растрескивания выше 10 % (см. рисунок 4.11). Как описано в главе 3, эти металлы шва также очень устойчивы к образованию трещин кристаллизации. Для аустенитных наплавок из нержавеющей стали, которые являются полностью аустенитными, контроль РПП более сложен, и общий используемый подход заключается в уменьшении сжатия шва (остаточного напряжения) в наплавленном металле шва, как обсуждено ниже.

Металлы шва на основе никеля также могут демонстрировать различные процессы РПП, в зависимости от состава и процесса кристаллизации. Сплавы, которые не образуют второй фазы в конце кристаллизации для контроля характера ГМЗ, очень чувствительны к РПП. Таким сплавом является в том числе FM 52, который показывает большие зерна и очень прямые ГМЗ, как показано на рисунках 4.1 и 4.5. Добавление элементов, которые способствуют образованию карбида в конце кристаллизации посредством эвтектической реакции, значительно повысит стойкость к РПП. Например, FM 82 и 625, которые содержат добавки ниобия и образуют NbC в конце кристаллизации, довольно устойчивы к РПП. NbC, которое присутствует в конце кристаллизации, эффективен при закреплении ГМЗ и делает эти границы очень извилистыми и устойчивыми к скольжению в температурном диапазоне РПП. Недавно FM 52MSS (ERNiCrFe-13) был представлен как «устойчивый к РПП» присадочный металл для применения в атомной энергетике. Он также содержит ниобий и приблизительно 4 весовых % молибдена и показал чрезвычайно хорошую устойчивость к РПП с пороговой деформацией при испытании ДДР превышающей 10 %.

Как правило, металлы шва, которые образуют вторую фазу в конце кристаллизации, эффективны при закреплении ГМЗ и демонстрируют хорошую стойкость к РПП. Это вид «проектирования границ зерен», в котором используется эффект механической блокировки извилистой границы

зерен, чтобы препятствовать скольжению границ. Подобные преимущества могут быть получены за счет уменьшения размера зерна, но этого часто бывает трудно достичь при сварке плавлением.

Было показано, что примеси (в частности, сера) оказывают неблагоприятное воздействие с точки зрения РПП, но уменьшение количества примесей само по себе не предотвратит РПП в условиях сильного сжатия. Например, металл шва FM 52, показанный на рисунке 4.1, имел очень низкий уровень содержания серы и фосфора, но, очевидно, обладал очень высоким уровнем склонности к РПП в условиях сильного сжатия.



(b)



Рисунок 4.15. Фрактографические особенности трещин при падении пластичности в образцах при испытании ДДР из нержавеющей стали типа 310. (а) микроскопический волнистый вид, 950°С, и (b) микроскопический волнистый вид с появляющимися ступенями скольжения, 1100°С (предоставлено Натаном Ниссли).

Как правило, примеси оказывают вторичное аддитивное влияние на склонность к РПП. Когда это возможно, контроль характера границы зерна (извилистость) более эффективен для предотвращения РПП. Есть также некоторые доказательства того, что сегрегация кислорода по границам зерен может оказывать негативный эффект, но этот аспект не был хорошо задокументирован [31]. Рекомендуется лучше понять влияние кислорода, поскольку кислород может фактически добавляться в защитные газы, особенно при дуговой сварке металлическим электродом плавления в среде защитного газа. Существует также возможность захвата кислорода в процессе сварки. Наконец, использование защитных газов, содержащих водород, таких как 98Аг–2H₂, может привести к повышенной восприимчивости к РПП, как показано в работе Коллинса и соавт. [24]. Такие защитные газы иногда рекомендуется применять, так как они

улучшают характеристики смачивания сварочной ванны и помогают избежать непровара. Следует избегать использования защитных газов, содержащих H₂, в ситуациях, когда РПП является потенциальной проблемой.

В ситуациях, когда РПП невозможно избежать путем выбора присадочного металла и проектирования границ зерен, склонность должна быть уменьшена путем уменьшения сжатия. Если остаточное напряжение в кристаллизовавшемся металле шва может быть уменьшено, релаксация этих напряжений, происходящая при повторном нагреве во время многослойной сварки, не приводит к РПП. Уменьшение погонной энергии сварки и использование небольших валиков для толстых, сильно сжатых сварных соединений может быть эффективным, хотя и в ущерб производительности. Было показано, что даже очень чувствительные присадочные металлы, такие как FM 52, могут избавить от РПП, если сжатие контролировать посредством оптимизации погонной энергии, а также размера и расположения валиков. Это очень похоже на подход, который можно использовать, чтобы избежать растрескивания при кристаллизации шва.

4.3 РАСТРЕСКИВАНИЕ ПРИ ПОВТОРНОМ НАГРЕВЕ

Растрескивание при повторном нагреве и растрескивание при релаксации напряжения, как подсказывают термины, связаны с термообработкой ПСТО или термообработкой для снятия напряжения после сварки. Эти виды термообработки предназначены для отпуска мартенситных микроструктур, снижения остаточных напряжений или для того и другого. Растрескивание при повторном нагреве также подразумевает твердотельное растрескивание в многослойных сварных швах, где последующие проходы сварного шва обеспечивают «повторный нагрев». Эта форма растрескивания также включает «растрескивание под валиком», которое связано с наплавкой планкирующим покрытием сталей, применяемых для сосудов, работающих под давлением. Как правило, растрескивание при повторном нагреве обычно связано со сталями, которые должны подвергаться снятию напряжения после сварки согласно нормативным требованиям. Другая форма растрескивания при ПСТО, называемая растрескиванием при деформационном старении, связана со сплавами на основе никеля с дисперсионным упрочнением. Эта форма растрескивания в отдельном разделе.

Вопросам повторного нагрева, снятия напряжения и растрескивания под валиком уделялось значительное внимание с 1950-х годов, и на эти темы имеется ряд хороших обзорных работ [37–39]. Большая часть интереса к растрескиванию при повторном нагреве была вызвана ПСТО-растрескиванием в аустенитных нержавеющих сталях и сталях Сг–Мо–V сосудов, работающих под давлением. Обычно это было связано с крупными поковками или толстостенными деталями, изготовленными для отрасли производства электроэнергии. Стали для сосудов, работающих под давлением, которые были покрыты нержавеющими сталями для использования в парогенераторах и крупных сосудах, работающих под давлением в атомной энергетике, были подвержены растрескиванию под плакирующим покрытием.

Растрескивание посредством механизма растрескивания при повторном нагреве чаще всего наблюдается в низколегированных сталях, содержащих вторичные карбидообразующие элементы (Cr, Mo и V), которые образуют в ЗТВ неотпущенный мартенсит. Растрескивание в этих сталях обычно происходит вдоль границ аустенитных зерен в крупнозернистой области ЗТВ. Аустенитные нержавеющие стали, содержащие карбидообразующие элементы (Nb, Ti) и (или) с высоким содержанием углерода для работы при повышенной температуре, также могут быть подвержены образованию трещин при повторном нагреве. Другая форма растрескивания, называемая «релаксационным» растрескиванием, происходит в этих же сталях по аналогичному механизму, но при более низких температурах и по прошествии длительного времени. Релаксационное растрескивание может происходить через месяцы или годы в склонных сталях, используемых в условиях повышенной температуры.

Обозначение сплава	Тип	Состав
А508, класс 2	Стальная поковка	0,6Mo, 0,40Cr, 0,25C
A514, класс F	Стальная пластина	0,5 Mo, 0,5 Cr, 0,05 V, 0,15 C
A517, класс F	Стальная пластина	0.50Mo, 0.5Cr, 0.15C, 0.003B
А533, класс В	Стальная пластина	0,5 Mo, 0,20 C
A710 (HSLA-80,	Стальная пластина	2.0Ni, 0.5Cr, 0.5Mo, 1.OCu,
HSLA-100		0.05C
F/P22	Стальная поковка / пластина	2.25Cr-1 .OMo-V
Тип 347	Нержавеющая сталь	18Cr-l lNi-0.6Nb-0.04C
Тип 321	Нержавеющая сталь	18Cr-10.5Ni-0.4Ti-0.04C
Сплав 800Н	Высоколегированная	21 Cr-32Ni-0.4Ti-0.4Al-0.1C
	нержавеющая сталь	

Таблица 4.2 — Стали, склонные к растрескиванию при повторном нагреве

Другие классы материалов также могут быть склонными. Технически любой материал, который проявляет сильную реакцию осаждения в диапазоне температур снятия напряжений, будет подвержен этой форме растрескивания. В алюминиевых или титановых сплавах растрескивание при повторном нагреве не зарегистрировано. Материалы, в которых наблюдались трещины при повторном нагреве, включая типы: при снятии напряжений, ПСТО, растрескивание под валиком или релаксационное, — перечислены в таблице 4.2.

4.3.1 Растрескивание при повторном нагреве в низколегированных сталях

Для низколегированных сталей существует пять необходимых условий для возникновения растрескивания при повторном нагреве.

1. Превышение температурных параметров. В ЗТВ области, подверженные растрескиванию при повторном нагреве, нагреваются в рамах поля аустенитной фазы (выше температуры A₃) и в температурном интервале, где происходит окрупнение.

2. Растворение карбида. Зависимость времени от температуры в поле аустенитной фазы должна быть такой, чтобы растворение карбида было относительно полным. Особенно важно, чтобы сплавы карбидов (Сr, Mo, V) растворялись хотя бы частично.

3. Остаточное напряжение. Когда шов остывает до комнатной температуры, в конструкции накапливается значительное остаточное напряжение.

4. Повторный нагрев в диапазоне критических температур. Повторный нагрев в диапазоне температур от 300 до 675 °C (570 и 1250 °F) особенно вреден. Этот диапазон представляет режим, при котором повторно осаждаются карбиды.

5. Ползучесть или релаксация напряжения во время повторного нагрева. Для этого требуется, чтобы в конструкции после сварки присутствовало достаточное остаточное напряжение, и чтобы температура повторного нагрева была достаточно высокой, чтобы способствовать релаксации напряжения.



Рисунок 4.16. График термического цикла, связанного с растрескиванием при повторном нагреве в низколегированных сталях, где A – D показывает микроструктуру на разных стадиях тепловых циклов ЗТВ и ПСТО.

Для аустенитных нержавеющих сталей, таких как тип 347, термический цикл 3TB приводит к некоторому росту зерен и растворению карбидов. Там не происходит превращения при охлаждении; при комнатной температуре существует просто аустенитная (ГЦК) микроструктура с остаточным напряжением.

График термического цикла сварки и ПСТО, который может вызвать растрескивание в низколегированных сталях, показан на рисунке 4.16. Во время термического цикла шва области ЗТВ нагреваются до температуры, при которой происходит укрупнение аустенитных зерен и имеется достаточная термическая движущая сила для растворения карбида. При охлаждении эта область (обычно КзЗТВ) превращается в мартенсит и (или) бейнит. Поскольку карбиды полностью (или частично) растворяются, твердость этой области будет в диапазоне от 40 до 50 HRC, что требует ПСТО для отпуска мартенсита. Для большинства низколегированных сталей, склонных к растрескиванию при повторном нагреве, температура ПСТО будет в диапазоне от 595 до 705 °C (от 1100 до 1300°F). Во время ПСТО сплавы из карбида переосаждатся, а остаточные напряжения подвергаются релаксации.

Именно сочетание релаксации напряжений и отверждения при осаждении приводит к растрескиванию вдоль границ бывшего аустенитного зерна в КзЗТВ. Точный механизм растрескивания при повторном нагреве является предметом некоторых дискуссий. что внутризёренное осаждение карбидов во время повторного нагрева упрочняет внутреннюю поверхность зерна относительно границ и способствует локализованной деформации вдоль границ, когда происходит одновременная релаксация напряжений. В подтверждение этой гипотезы было показано, что стали, которые содержат молибден и ванадий и образуют внутризёренные карбиды с этими элементами, особенно подвержены растрескиванию при повторном нагреве [40–45]. Сегрегация примесей по границам зерен также может способствовать этому. Несколько исследований показали, что сегрегация примесных элементов по границам зерен аустенита во время термического цикла ЗТВ приводит к декогезии границ во время ПСТО [40, 46, 47]. Эти примеси включают типичный фосфор и серу, но также и другие, которые являются уникальными для этой формы растрескивания, включая медь (Cu), олово (Sn), сурьму (Sb) и мышьяк (As).

В поддержку эффекта сегрегации примесей в работе Хиппслей и соавт. [48, 49] было показано, что в зависимости от температуры повторного нагрева и содержания примесей могут возникать два различных режима разрушения. В стали 2,25Cr–1Mo, в которой содержался низкий уровень примесей, было обнаружено, что растрескивание при повторном нагреве происходит в диапазоне температур от 525 до 575°C (от 975 до 1070°F) в режиме межзеренного (M3) пластического разрушения. В сопутствующем сплаве, легированном фосфором (540 ч/млн), характеристики излома зависели от температуры. В диапазоне температур от 325 до 375°C (от 620 до 710 °F) поверхность излома демонстрировала гладкие M3-признаки. При более высокой температуре, 425–500 °C (800–930°F), растрескивание происходило в режиме пластинчатого M3-разрушения. Частицы MnS были связаны с пластичными ямками. Таким образом, при более низких температурах на растрескивание при повторном нагреве преимущественно влияют сегрегация примесей и результирующая декогезия границ зерен из-за присутствия примесей. В то время как при более высоких температурах или, когда материал является относительно «чистым», на режим разрушения в основном влияют внутризеренное упрочнение и осаждение частиц (таких как MnS) на границах аустенитных зерен.

Влияние сегрегации серы и роль частиц MnS на границах зерен вызывают споры. Ранние теории, такие как теории Hippsley et al. [48, 49], предполагают, что частицы MnS образуются вдоль границ аустенитных зерен в Kз3TB во время охлаждения с уровня повышенной температуры и служат в качестве центров образования пустот при повторном нагревании. Это подтверждается тем фактом, что маленькие частицы MnS часто связаны с маленькими пластичными ямками, которые характерны для некоторых поверхностей M3-излома. Позднее Шин и МакМахон предложили, что эти повторно осажденные частицы MnS растворялись во время теплового цикла повторного нагрева и диффундировали вдоль границы зерен до конца трещины [50]. Анализ поверхности, проведенный с помощью Оже-спектроскопии, показал, что сегрегация фосфора была связана со сталями 1,25Cr–0,5Mo и 2,25Cr–1Mo, которые подвержены растрескиванию при повторном нагреве, в то время как сегрегация серы была связана с трещиностойкими нагревами этих сталей [51].

Было также предположено, что механизм растрескивания в низколегированных сталях включал образование «свободных от осадков» зон на границах бывших аустенитных зерен [52]. Поскольку границы зерен обычно являются более вероятными местами образования осадков, было предположено, что область, непосредственно примыкающая к границе зерен, может быть свободной от осадков и потенциальной зоной слабости. В сочетании с внутризеренным отверждением выделений деформация будет локализоваться в свободной от выделений зоне, что приведет к явному МЗ-разрушению. Этот механизм объяснил бы особенности пластичного МЗ-разрушения, которое часто наблюдаются на поверхности излома трещин при повторном нагреве.

Таким образом, механизм растрескивания при повторном нагреве в низколегированных сталях, содержащих Cr, Mo и V, довольно сложен и зависит от ряда переменных, зависящих от состава и степени сжатия. Не существует единого общепринятого понимания механизма растрескивания при повторном нагреве, но ясно, что механизм, вероятно, варьируется в зависимости от типа сплава и содержания примесей, термической истории шва, размера, предшествующего аустенитного зерна и условий ПСТО. Принято считать, что растрескивание связано с границами бывших аустенитных зерен в КзЗТВ и что внутризеренное переосаждение карбидов приводит к локализации деформации на границах этих зерен во время повторного нагрева. Растрескивание обычно происходит в ЗТВ сварных изделиях, а не в металле шва.

Влияние сегрегации примесей по границам зерна и образования на границах зерна осадков на склонность к растрескиванию при повторном нагреве до сих пор неясно. Как правило, существует две формы разрушения: кавитация и МЗ-излом при низкой пластичности. Режим кавитации обычно включает в себя осадок на границах зерен, образующих вокруг себя пустоты, которые затем растут и срастаются с соседними пустотами, что приводит к пластичному МЗ-разрушению. Режим МЗ-разрушения с низкой пластичностью связан со скольжением границ зерен и накоплением деформации на стыках трех зерен. Этому способствует сегрегация примесей, которая снижает когезионную прочность границы с результирующей морфологией, заключающейся в гладком изломе при МЗ-разрушений.

Как для многих явлений растрескивания сварного шва, были разработаны эмпирические зависимости для склонности к растрескиванию при повторном нагреве, которые связывают

склонность с химическим составом материала. Список эмпирических соотношений для прогнозирования склонности к растрескиванию при повторном нагреве, составленный Vinckier и Pense [53], представлен в таблице 4.3. Обратите внимание, что большинство из этих отношений являются специфическими для определенных диапазонов состава и (или) типов стали.

Haure и Bocquet [54] выявили следующую зависимость для описания влияния углеродных и карбидных формирователей в низколегированных сталях с $C \le 0,18$ мас % и $Cr \le 1,5$ мас.%:

$$\Delta G (mac.\%) = 10C + Cr + 3.3Mo + 8.1V - 2$$

где при сдерживании ∆G < 2 позволяет избежать растрескивания.

Бреар и Кинг [55] разработали эмпирическую зависимость, которая связывает склонность к растрескиванию при повторном нагреве с содержанием примесей в низколегированных сталях, особенно для А533, тип В:

$$CERL = 0.2Cu + 0.44S + 1.0P + 1.8As + 1.9Sn + 2.7Sb$$

По мере увеличения этого значения увеличивается вероятность растрескивания при повторном нагреве. Как показано в таблице 4.3, практически все взаимосвязи, касающиеся уровней примесей, включают влияние фосфора (P), мышьяка (As), олова (Sn) и сурьмы (Sb). Си и S также могут быть включены, но многие из этих соотношений не содержат S, предположительно, потому что она может быть связана марганцем с образованием MnS во время охлаждения.

Как обсуждалось ранее, различные механизмы растрескивания при повторном нагреве предполагают, что эмпирические зависимости, основанные либо на карбидообразующих элементах, либо на примесях, не являются взаимоисключающими. Наличие достаточного количества карбидообразующих элементов (Cr, Mo и V) является существенным, поскольку внутризеренное переосаждение этих карбидов способствует локализации деформаций на границах зерен. Сегрегация примесей по границе бывшего аустенитного зерна снижает граничную когезионную прочность и позволяет растрескиванию при повторном нагреве происходить при более низких уровнях релаксации напряжений. В отсутствие внутризеренного осаждения карбидов, одна только примесная сегрегация не будет способствовать растрескиванию при повторном нагреве не наблюдается в простых углеродистых сталях.

Параметры	Родство	Ограничения	Источники
AG	Cr + 3,3Mo + 8,1V 2	Склонен, если AG > 0	1
		$C \le 0.18$ %, $Cr \le 1.5$ %	
AG_1	IOC + Cr + 3,3 Mo + 8,1 V 2	Склонен, если $\Delta G > 2$	2
		$C \le 0,18$ %, $Cr \le 1,5$ %	
P _{SR}	Cr + Cu + 2 Mo + 10 V	Склонен, если P _{SR} > 0 0,1 - 0,25 % С,	3
	+ 7 Nb + 5 Ti-2	0-1,5 % Cr, 0-0,2 % Mo,	
		0-1,0 % Cu, 0-0,15 % V, Nb, Ti	
CERL	0,2 Cu + 0,44 S + 1,0 P + 1,8 As	Склонность увеличивается вместе со	o 4
	+ 1,9 Sn + 2,7 Sb	значением. Действительно для сталей	й
		А533, типа В	
Х	10 P + 5 Sb + 4 Sn + As + Cu	Склонность увеличивается вместе со	o 5
		значением	
R	P + 2,43 As + 3,5 7 Sn + 8,16 Sb	Склонность увеличивается вместе со	o 5
		значением. Действительно для сталей	й
		0,5Cr-Mo-V	

Таблица 4.3 — Эмпирические зависимости для склонности к растрескиванию при повторном нагреве в зависимости от состава

¹Nakamura H, Naiki T, Okabayashi H. Relation between stress-relief cracking and metallurgical properties of low alloy steels. Trans JWS 1970;1(2):60–71.

²Haure J, Bocquet P. Fissuration sous les revêtments inoxyables des pièces pour cuvées sous pression (Cracking below stainless steel cladding under tension). Convention No. 6210-75/3/303, Creusot Loire; September 1975.

³Ito Y, Nakanishi M. Study on stress relief cracking in welded low alloy steels, IIW Doc. X-668-72; 1972.

⁴Brear JM, King BL. An assessment of the embrittling effects of certain residual elements in two nuclear pressure vessel steels (A533B, A508). Philos Trans R Soc London A 1980;295:291.

⁵Hrivnak I, Magula A, Zajac J, Smida T. Mathematical evaluation of steel resistance to reheat cracking. IIW Doc. IX-1346-85; 1985.

Сообщалось также, что сплавы HSLA-80 и HSLA-100, упрочненные осаждением меди, склонны к растрескиванию при повторном нагреве. В работе Лундин и соавт. [56] пришли к выводу, что как внутризеренное осаждение eta-Cu, так и сегрегация примесей по границам бывших аустенитных зерен ответственны за повышенную склонность этих сталей к растрескиванию при повторном нагреве. Было обнаружено, что при ПСТО твердость КзЗТВ значительно возрастает из-за образования осадков eta-Cu. Поверхности излома представляли собой гладкий МЗ-излом вдоль границ бывших зерен аустенита, наряду с признаками изолированной микропластичности. Было показано, что степень микропластичности уменьшается с увеличением температуры ПСТО, что указывает на усиление сегрегации придающих хрупкость частиц по границам зерен при более высоких температурах.

4.3.2 Растрескивание при повторном нагреве в нержавеющих сталях

Как указывалось, ранее, в аустенитных нержавеющих сталях также наблюдается растрескивание при повторном нагреве. В частности, сообщается, что ЗТВ и зона сплавления нержавеющей стали типа 347 являются склонными, особенно в толстых слоях [57–63]. Это «стабилизированная» марка нержавеющей стали, содержащая ниобий для снижения склонности к МЗ-разрушению. Растрескивание при повторном нагреве также может происходить в других нержавеющих сталях, включая Ті-стабилизированный тип 321 и высокоуглеродистые марки, такие как 304H и 316H. Также были сообщения о растрескивании при повторном нагреве в высоколегированных нержавеющих сталях, используемых для работы при повышенной температуре, в частности в сплаве 800¹ и его высокоуглеродистом варианте 800H [58, 64, 65].

Обычно растрескивание происходит во время снятия напряжений после сварки, что часто требуется для толстостенных сварных изделий из нержавеющей стали. Как было показано ниже, многие из этих сплавов также подвержены релаксационному растрескиванию. Растрескивание при повторном нагреве также наблюдается в металлах швов аустенитных нержавеющих сталей, таких как тип 308, которые наплавляются с использованием дуговой сварки порошковой проволокой (ДСПП). Растрескивание в этих наплавлениях шва происходит из-за присутствия висмута, который добавляется для облегчения отделения шлака от металла шва [66].

Механизм растрескивания в типе 347 связан с осаждением NbC во время цикла повторного нагрева. Поскольку внутризеренное осаждение происходят в том же температурном диапазоне, что и релаксация напряжений, высоколокальные деформации концентрируются на границах зерен и способствуют растрескиванию. Рост зерна в 3TB повышает склонность к растрескиванию. Не ясно, есть ли какой-либо эффект разделения примесей в этом сплаве. Режим разрушения обычно представляет собой пластичный МЗ-излом с очень мелкими пластичными ямками. Интересно, что эта форма растрескивания может также происходить в металле шва аустенитных нержавеющих сталей. В низколегированных сталях это почти всегда в 3BT. Присутствие дельта-феррита в наплавленном сварном шве, по-видимому, не влияет на склонность к этой форме растрескивания в типе 347.

Пример растрескивания при повторном нагреве в металле шва типа 347 показан на рисунке 4.17. Растрескивание произошло после снятия напряжения после сварки большого изделия,

¹ Обратите внимание, что сплав 800 часто считается сплавом на основе Ni, даже если номинальное содержание Fe выше, чем содержание Ni.

изготовленного из нержавеющей стали типа 347 и соответствующего присадочного металла. Стандарт ASME требует, чтобы перед вводом в эксплуатацию для такого изделия была снято напряжение в температурном диапазоне от 850 до 900°С (1560—1650 °F). Это привело к сильному растрескиванию в металле шва. Разрушение происходит вдоль ГМЗ в металле шва, на что указывают особенности поверхности МЗ-излома.

Склонность к растрескиванию металла шва типа 347 приводит к растрескиванию по С-образной кривой, как показано на рисунке 4.18. Две показанные кривые представляют начало растрескивания, когда образец металла шва типа 347 был нагружен до 75 % или 100 % его предела текучести (ПТ) при данной температуре и выдерживался при этой температуре до разрушения. Графиком времени разрушения при заданной температуре можно определить область растрескивания при повторном нагреве. Например, при 900°С (1650°F) растрескивание при повторном нагреве. Чапример, при 900°С (1650°F) растрескивание при повторном нагреве происходит в течение 2000 с, когда образуются напряжения на уровне предела текучести. «Область» растрескивания, описанная этими двумя С-образными кривыми, представляет собой диапазон температур осаждения NbC в нержавеющей стали.



Рисунок 4.17. Пример растрескивания при повторном нагреве (снятии напряжений) в нержавеющей стали типа 347

Другой пример растрескивания при повторном нагреве представлен на рисунке 4.19. В этом случае сварные швы толстого сечения в сплаве 800H (Fe–20Cr–32Ni–0,5Ti–0,5Al–0,1C) выполнялись с помощью металлических электродов А (ENiCrFe-2) методом дуговой сварки в среде защитного газа. Номинальный состав шва А: Ni–15Cr–8Fe–1,5Mo–1,5Nb–0,05C. ПСТО после сварки требуется для снятия напряжений и во избежание релаксационного растрескивания при эксплуатации. Снятие напряжения было выполнено при 900°C (1650°F) и привело к

растрескиванию, показанному на рисунке 4.19. Удивительно, но растрескивание произошло в металле шва, а не в сплаве 800Н ЗТВ. Как показывает фрактография на рисунке 4.19b, растрескивание происходит вдоль ГМЗ в металле шва. Предполагается, что присутствие Nb в присадочном металле приводило к выделению NbC во время ПСТО и способствовало образованию трещин на границах зерен. Диапазон температур осаждения для NbC в этом металле шва очень похож на диапазон для типа 347, и, таким образом, область время-температура растрескивания, показанная на рисунке 4.18, примерно такая же для и присадочного металла А. Дополнительную информацию относительно характера растрескивания при повторном нагреве в этой разнородной комбинации можно найти в сопроводительном тексте [67].



Рисунок 4.18. Температурно-временная область растрескивания для металла шва типа 347 при двух условиях напряжения



Рисунок 4.19. ПСТО-трещина в металле шва ERNiCrFe-2 (А) после снятия напряжений при 900 °C (а) растрескивание по мигрировавшим границам зерен металла шва и (б) морфология поверхности излома

Еще одно проявление растрескивания при повторном нагреве наблюдается в сварных швах толстого сечения, выполненных с использованием присадочного металла типа 308, нанесенного с использованием процесса ДСПП [66]. Многие электроды в виде порошковой проволоки содержат добавки, которые облегчают удаление флюса с поверхности шва. Одним из таких элементов является висмут (Bi). В металле шва висмут, по-видимому, сегрегирует по границам зерен и межфазным границам и снижает пластичность металла шва при температурах выше 700°С (1290 °F). Растрескивание при повторном нагреве происходит по границе раздела аустенит-дельтаферрит. При температуре выше 850°С (1560°F) сегрегация висмута способствует локальному расплавлению, поэтому возможно ликвационное растрескивание металла шва.

4.3.3 Растрескивание под плакирующим покрытием

Растрескивание под плакирующим покрытием — это особая форма растрескивания при повторном нагреве, которое происходит во время нанесения покрытия на низколегированные стали, особенно стали для сосудов, работающих под давлением. Растрескивание при повторном нагреве крупнозернистой микроструктуры, образующейся во время нанесения покрытия, может происходить либо во время сварки соседнего плакированного слоя, либо в результате снятия напряжения после сварки. Винкер и Пенс [53] провели обзор процесса растрескивания под плакирующим покрытием и приводят схему на рис. 4.20 в качестве иллюстрации склонной к трещинам области под плакирующим слоем.



Область, склонная к растрескиванию

Рисунок 4.20. Схема растрескивания под оболочкой (из [53]. ©WRC).

Трещины под плакирующим покрытием в обычных технических конструкциях могут происходить во время покрытия сталей сосудов, работающих под давлением (в частности, A508, класс 2, поковки), аустенитным присадочным металлом из нержавеющей стали. Разница в коэффициенте теплового расширения между оболочкой из нержавеющей стали и основным материалом из низколегированной стали усиливает остаточное напряжение, возникающее при сварке, и усиливает напряжения ползучести, возникающие при повторном нагреве, относительно сварных швов, изготовленных из соответствующего присадочного материала. В целом для растрескивания под плакирующим покрытием реализуются те же методы и меры предосторожности, что и для растрескивания повторном нагреве.

Как показано на рисунке 4.20, повторный нагрев КзЗТВ первого покрывающего прохода вторым проходом приводит к релаксации напряжений и растрескиванию. Наиболее склонная область, как правило, нагревается до температуры чуть ниже температуры A₁ (докритическая ЗТВ). Области исходной КзЗТВ, которые нагреваются выше температуры A₁, превращаются в аустенит и

склонны к растрескиванию при повторном нагревании. Таким образом, растрескивание под плакирующим покрытием имеет тенденцию происходить в узкой полосе ниже плакирующего слоя. Остаточные растягивающие напряжения порядка 4218—4570 кгс/см² были зарегистрированы для типа 308 SS, плакированного поковками A508 [53]. Релаксация этих остаточных напряжений приводит к высокой локальной пластической деформации с пиком деформации в докритической перегретой области исходной КзЗТВ, как показано на рисунке 4.21.



Рисунок 4.21. Распределение остаточных напряжений и температурный профиль, связанный растрескиванием под плакирующим покрытием (Из [53]. ©WRC)

Большая часть исследований растрескиванию под плакирующим покрытием была проведена на поковках A508, класс 2, используемых для изготовления сосудов, работающих под давлением. Было показано, что другие марки ковки, такие как A533, менее восприимчивы из-за более низкого содержания вторичных карбидообразующих элементов (Cr, Mo, V). Например, A533 имеет такое же содержание Мо, что и A508, но не содержит Cr или V.

4.3.4 Релаксационное растрескивание

Релаксационное растрескивание является еще одним примером растрескивания при повторном нагреве, который связан с воздействием повышенной температуры при эксплуатации. Обычно это происходит в аустенитных нержавеющих сталях, которые используются при рабочих температурах в диапазоне от 550 до 750°C (от 1020 до 1380°F). Склонные материалы такие же, как указано для склонности к растрескиванию при повторном нагреве: Типы 321, 347, 304H и 316H и сплав 800H. Механизм растрескивания такой же, как и при растрескивании при повторном нагреве, но происходит через гораздо больший период времени. Это особенно коварная форма растрескивания, потому что она обычно происходит после сотен или тысяч часов работы. В ходе работы ван Вортеля в Научно-исследовательском институте металлов TNO в 1990-х годах, поддержанной крупной совместной промышленной программой, был оценен ряд этих материалов и разработана методика испытаний для количественной оценки склонности к релаксационным трещинам [64].

Было обнаружено, что релаксационные трещины имеют слегка отличные особенности от трещин повторного нагрева, в первую очередь потому, что они образуются в течение гораздо более

длительного времени воздействия. В сплаве 800Н на трещине вдоль границы зерен ЗТВ обнаружена обогащенная никелем нить, окруженная слоем оксида, обогащенного хромом. Перед появлением трещины на границах зерен присутствовали небольшие пустоты (или полости). Присутствовали карбиды на границах крупных зерен, окруженные зоной, свободной от осадков, а далее — плотное распределение карбидов матрицы, как показано на рисунке 4.22. Образование карбидов матрицы приводит к увеличению твердости (рисунок 4.23) и в сочетании с релаксацией напряжений приводит к разрушению по границам зерен.

Испытание на релаксационное растрескивание, разработанное в TNO, выявило конкретные диапазоны температур, в которых релаксационное растрескивание было наиболее распространенным. Для аустенитных нержавеющих сталей серии 300 этот диапазон составлял 525–600°С (980–1110°F), а для сплава 800H - 550– 650°С (1020–1200°F). Было обнаружено, что более высокие остаточные напряжения и большой размер зерна ускоряют разрушение. Использование термической обработки для снятия напряжений перед эксплуатацией является очевидным способом предотвращения релаксационного растрескивания, но в сварных швах с толстым сечением использование такой термической обработки обычно приводит к растрескиванию при повторном нагреве (растрескиванию при снятии напряжения).



Рисунок 4.22. Влияние эксплуатационного воздействия на поведение выделений сплава 800Н после выдержки в течение 6000 ч при 600°С (1110°F) (из [64]. ©NACE)



Рисунок 4.23. Изменение твердости в сплаве 800Н после воздействия рабочей температуры 600 °C (1110 °F) (из [64]. ©NACE)

4.3.5 Идентификация растрескивания при повторном нагреве

Растрескивание при повторном нагреве имеет четкие характеристики, которые обычно позволяют отличить его от других видов растрескивания в ЗТВ в низколегированных сталях. К ним относятся влияние состава, а также металлографические и фрактографические особенности.

Состав. Практически все низколегированные стали, которые подвержены растрескиванию при повторном нагреве, содержат вторичные карбидообразующие элементы. В частности, добавление Cr, Mo и V чаще всего связано со сталями, чувствительными к растрескиванию при повторном нагреве. Анализ поверхности излома с использованием методов исследования, таких как РЭМ или РЭДС (рентгеновская энергодисперсионная спектроскопия) и сканирующей оже-микроскопии, часто выявляет присутствие примесных элементов, таких как S, P, Cu, As, Sn и Sb. В то время как S и P также связаны с ликвационным растрескиванием 3TB, которое может присутствовать в этих сталях, присутствие Cu, As, Sn и Sb на поверхности разрушения является сильным, часто неопровержимым, признаком растрескивания при повторном нагреве.

Для аустенитных нержавеющих сталей растрескивание при повторном нагреве обычно связывают с Nb-стабилизированным сплавом типа 347. Этот сплав также подвержен ликвационному растрескиванию 3TB, как отмечено в главе 3, поэтому для выяснения механизма необходимы металлографические и фрактографические доказательства. Было также показано, что присутствие висмута в расходных материалах ДСПП для аустенитных нержавеющих сталей способствует растрескиванию при повторном нагреве металла шва.

Металлографические особенности. В низколегированных сталях растрескивание при повторном нагреве происходит вдоль границ аустенитных зерен в КзЗТВ. Типичные примеры растрескивания при повторном нагреве показаны на рисунке 4.24 [68, 69].



Рисунок 4.24. Примеры растрескивания при повторном нагреве. (а) Сталь 1Сr–1Мо–0,35 В (из [68]) и (b) AS 17F (из источника [69]) (© TWI).

При комнатной температуре ЗТВ в этих сталях демонстрирует продукты превращения (обычно мартенсит и бейнит), которые маскируют границы бывшего аустенитного зерна. Для выявления этих границ часто требуются специальные металлографические методы. Траектория трещины имеет МЗ-структуру, которая помогает отличить трещины при повторном нагреве от водородных трещин, которые обычно являются транскристаллитными (внутрезеренными) в этих сталях.

Поскольку склонность к растрескиванию возрастает с увеличением размера зерна аустенита, растрескивание обычно очень близко к границе плавления (границе шва). Во многих случаях трещины распространяются параллельно границе шва и отходят только на 1 или 2 диаметра зерна от границы. В аустенитных нержавеющих сталях растрескивание может происходить как в металле шва, так и в ЗТВ. Если оно находится в ЗТВ, оно обычно располагается очень близко к границе шва, где произошло увеличение зерна.

Фрактографические особенности. Два основных типа разрушения были связаны с трещинами при повторном нагреве. Классическое МЗ-разрушение (поверхности зерен плоские и по большей части без отличительных признаков) обычно связано со склонными материалами, которые разрушаются при низких температурах и (или) имеют относительно высокое содержание примесей. При более высоких температурах (> 500°C) или при низком содержании примесей режим разрушения обычно представляет собой пластичное МЗ-разрушение. МЗ-ямки были ассоциированы с зернограничными выделениями, часто MnS. Как отмечалось ранее, на поверхностях излома могут иметь место высокие уровни примесей. Примеры пластичного МЗ-разрушения и МЗ-разрушения при низкой пластичности представляены на рисунке 4.25.



Рисунок 4.25. Внешний вид излома при трещинах при повторном нагреве в низколегированных сталях. (а) пластичный межзеренный и (б) межзеренный с низкой пластичностью. Обратите внимание на разницу в увеличении изображения (предоставлено Кети Штрадер и Цзюли Фенг, OSU).

4.3.6 Количественная оценка склонности к растрескиванию при повторном нагреве

Неудивительно, что за многие годы были приложены значительные усилия для разработки методов испытаний, которые количественно определяют склонности к растрескиванию при повторном нагреве. Эти испытания можно разделить на две группы: те, которые используют самосжатие, и те, которые используют моделирование с внешней нагрузкой (или деформацией). Среди методов с самосжатием наиболее часто упоминаются испытание сжатием Лихай [70], испытание с Y-образными разделками кромок [66], испытание с модифицированным имплантатом [71] и испытание Британской ассоциации по исследованиям в области сварки [72]. Эти методы обычно не дают количественных результатов; как правило они говорят «да/нет». После испытания требуется получить срезы, чтобы определить, присутствуют ли трещины при повторном нагреве. Эти испытания могут быть полезны при определении процедур сварки и режимов ПСТО во избежание растрескивания при повторном нагреве. Например, Майцнер и Пенс [52] использовали

испытание с сжатием Лихай, чтобы построить С-образную кривую процесса растрескивания для растрескивания при снятии напряжений в А517, а в работе Нишимото и соавт. [66] использовали испытание с У-образными разделками кромок для построения аналогичной кривой для наплавок материала типа 308 при ДСПП, содержащих висмут, как показано на рисунке 4.26.

Для лучшей количественной оценки склонности к растрескиванию при повторном нагреве были разработаны методы исследований, которые моделируют микроструктуру ЗТВ, а затем прикладывают напряжение, способствующее растрескиванию. Большинство тестов с моделированием используют термомеханический симулятор, такой как



Рисунок 4.26. Влияние температуры снятия напряжений на склонность к растрескиванию. (а) Испытание сжатием Лихай для 3TB A517 (Из [52]. ©AWS) и (b) испытание с У-образными разделками кромок для металла шва типа 308 ДСПП (Из [66]. ©IIW)

Gleeble [73], чтобы приложить напряжение (и/или деформацию) к образцу после соответствующего термического цикла ЗТВ. Для методов испытаний, разработанных Балакер и др., в работе RPI [74], Науроки и др. в работе Лихай [75], и Нортон и Липпольд из штата Огайо [76], для всех использовался Gleeble для получения характерной микроструктуры ЗТВ в небольшом растягиваемом образце, а затем прикладывалась постоянная нагрузка при различных температурах ПСТО. В идеале, это исследование может обеспечить построение С-кривой процесса растрескивания, которая указывает на склонность к растрескиванию при повторном нагреве. Такая кривая, показывающая развитие процесса, представлена в работе Науроки и соавт. [75] и показана на рисунке 4.27.



Рисунок 4.27. Процесс растрескивания по С-образной кривой для стали 2,25Cr–1Mo, построенной с использованием Gleeble (из [75] ©AWS)



Рисунок. 4.28. Кривые пластичности для растрескивания при повторном нагреве по методике Нортон и Липпольд [76].

Как правило, эти испытания подвержены значительным разбросам с точки зрения времени разрушения. Чтобы уменьшить разброс и лучше определить пластичность материала в зависимости от температуры и времени ПСТО, Нортон и Липпольд [76] использовали подход, при котором образец подвергался разрушению после воздействия температуры ПСТО в течение 4 часов. Несмотря на то, что этот метод испытания был разработан для изучения растрескивания при деформационном старении в суперсплавах на основе никеля, он так же хорошо работает и для сталей. Изображение типов кривых пластичности, которые могут быть получены с использованием этого подхода, показано на рисунке 4.28. Это исследование более подробно описано в главе 9.

4.3.7. Предотвращение растрескивания при повторном нагреве

Подобно тому, как механизм растрескивания при повторном нагреве довольно сложен и варьируется в зависимости от состава материала, способы предотвращения растрескивания при повторном нагреве также могут быть сложными. Представленная здесь информация относится в первую очередь к растрескиванию при повторном нагреве и растрескиванию при снятии напряжения, которые происходят во время изготовления изделия. Некоторые из тех же методов предотвращения могут применяться к релаксационному растрескиванию, которое происходит во время эксплуатации, но они не всегда подходят. Методы предотвращения обсуждаются с точки

зрения (i) контроля состава, (ii) влияния режимов сварки, (iii) контроля остаточных напряжений, (iv) контроля релаксации напряжений при повторном нагреве, (v) влияния концентрации напряжений и (vi) «намазывания» подложки.

Контроль состава. Стали, перечисленные в таблице 4.2, по своей природе склонны к растрескиванию при повторном нагреве, так как содержат вторичные карбидообразующие вещества. Растрескивание при повторном нагреве можно уменьшить или устранить, выбрав стали с пониженной склонностью, например, используя соотношения, выведенные Haure и Bocquet [54] или другими, как указано в таблице 4.3. Часто выбор альтернативного материала не возможен, так как для определенного вида применения был указан конкретный базовый материал. Как правило, по мере увеличения содержания вторичного карбида и содержания углерода материал становится более склонным к растрескиванию при повторном нагреве. Было показано, что примеси вносят вклад в механизм растрескивания при повторном нагреве путем диффузии к границам зерен и снижения силы сцепления границ. Уменьшение содержания примесей может повысить стойкость к растрескиванию в большинстве склонных материалов, но один только контроль примесей не может обеспечить стойкость к растрескиванию при повторном нагреве. Многие из примесных элементов, способствующих растрескиванию при повторном нагреве в низколегированных сталях (в частности, As, Sn и Sb), не отображаются в отчетах об анализе состава, которые материала, поэтому предоставляются поставщиком может потребоваться провести дополнительный анализ (или указать на его необходимость).

Влияние режима сварки. Влияние условий сварки на склонность к растрескиванию при повторном нагреве может быть значительным, и было проведено много исследований на ряде сталей, чтобы понять это влияние. Есть два основных и противоречащих друг другу подхода. Первый подход состоит в том, чтобы минимизировать погонную энергию сварки, чтобы уменьшить размер зерен ЗТВ. Было показано, что как в низколегированных, так и в нержавеющих сталях более крупные зерна в ЗТВ увеличивают склонность, поскольку меньшая плошаль границ зерен приводит к локализации более сильных деформаций на границах. Более мелкие зерна помогают лучше распределить деформацию и минимизировать образование пустот и (или) скольжение границ. Этот подход хорошо работает с нержавеющими сталями, такими как тип 347 и сплав 800Н. Альтернативный подход состоит в том, чтобы использовать предварительный нагрев и более высокую погонную энергию сварки, чтобы повлиять на процесс превращения в КзЗТВ. Этот подход не применяется для нержавеющих сталей. Для низколегированных сталей со средней способностью принимать закалку использование предварительного нагрева и высокой погонной энергии замедлит скорость охлаждения в КзЗТВ и уменьшит твердость, ограничивая образование мартенсита. По мере уменьшения твердости КзЗТВ релаксация остаточного напряжения во время повторного нагрева будет распределяться более равномерно. Также утверждается, что малые перепады температур в ЗТВ, возникающие в результате более высокой погонной энергии, приводят к более широкой КзЗТВ и большей площади границ зерен, в которой может быть обеспечена релаксация напряжений.

Контроль остаточных напряжений. Растрескивание при перегреве почти всегда связано со сварными швами с толстым сечением, где уровень остаточных напряжений после сварки достаточно высок - приближается к пределу текучести основного металла или металла шва. Прогнозирование и измерение остаточных напряжений в сварных швах были предметом серьезных исследований, и читатель отсылается на другие авторитетные тексты, посвященные этим вопросам. Однако хорошо известно, что использование предварительного нагрева может быть простым и эффективным способом снижения остаточного напряжения. Другие методы, в том числе контроль размера валика, его размещения и последовательности сварки, могут быть эффективными для снижения остаточных напряжений. Другой эффективный подход заключается в выборе присадочного металла, чья прочность ниже, чем у основного металла. Таким образом, сжатие, вызванное усадкой сварного шва во время охлаждения, концентрируется в металле шва, а не в КзЗТВ. При этом подразумевается, что металл шва имеет состав, который не подвержен растрескиванию при повторном нагреве. Этот подход может быть неэффективным с аустенитными нержавеющими сталями, такими как тип 347, так как эти стали обычно свариваются с подходящим присадочным металлом. Пример, показанный на рисунке 4.17, демонстрирует, как металлы шва могут на столько же склонными к растрескиванию при повторном нагреве, как и основной металл.

Контроль релаксации напряжений при повторном нагреве. Даже при наличии высоких остаточных напряжений можно избежать растрескивания, если во время цикла повторного нагрева можно управлять релаксацией напряжений. Это сложная проблема для низколегированных сталей, поскольку температурный диапазон, в котором происходит значительная релаксация напряжений, перекрывает диапазон, в котором вторичные карбиды начинают перестраиваться в микроструктуре. ПСТО обычно не может проводиться выше диапазона температур осаждения, поскольку нижняя критическая температура (A₁) является эффективной верхней границей для ПСТО, то есть ПСТО выше A₁ приводит к повторному образованию аустенита.

Это не касается аустенитных нержавеющих сталей, и существуют разные возможные способы ослабления остаточных напряжений. Поскольку носовая часть кривой карбидного осаждения находится при относительно высоких температурах (850—950°С), то может быть возможным удерживать сварной шов при температурах ниже этого диапазона, чтобы обеспечить частичную релаксацию остаточных напряжений перед нагревом до нормальной температуры снятия напряжений. Даже частичное снижение остаточного напряжения может быть полезным, поскольку в некоторых ситуациях это поможет избежать растрескивания при повторном нагреве. Другая возможность состоит в том, чтобы быстро нагреть конструкцию до температуры выше диапазона выделения карбида. Это позволит провести быструю релаксацию напряжений, избегая образования внутризерновых осадков. Это решение может иметь ограниченную полезность для крупных конструкций, поскольку способность нагреваться достаточно быстро, чтобы избежать появления кривой образования выделений, может быть ограничена. Как показано на рисунке 4.18, могут потребоваться скорости нагрева, превышающие 30°С/мин, чтобы избежать растрескивания в сварных швах типа 347 с крупным сечением.

Влияние концентрации напряжений. Очевидный подход для снижения склонности к растрескиванию при повторном нагреве (и водород-индуцированному растрескиванию) заключается в устранении концентрации напряжений в сварном шве. Такой подход может включать устранение проникновения шлака в пяту сварного шва, шлифование пяты шва или добавление в неё присадок или использование других методов удаления материала для устранения концентраций напряжений. Поскольку растрескивание обычно начинается в ЗТВ очень близко к границе шва, внимание к этой области сварного шва очень важно. Сварные швы с неполным проваром, несплавлением или другими дефектами, связанными с процессом сварки, также могут значительно увеличить концентрацию напряжений. Дефекты этого типа, которые выходят не поверхность, являются наиболее разрушительными. В некоторых попытках локально изменить концентрацию напряжения и остаточное напряжение использовались различные метолы «проковки». Проковка может создавать локальные сдавливающие напряжения на поверхности шва и потенциально смягчать возникновение трещин при повторном нагреве. Проковка, вероятно, имеет небольшой эффект в сварных швах с толстым сечением, поскольку поковка влияет только на структуру в нескольких миллиметрах от поверхности. Многие из аустенитных нержавеющих сталей, которые чувствительны к растрескиванию при повторном нагреве, также подвержены ликвационному растрескиванию ЗТВ, включая типы 321 и 347 и сплав 800. Ликвационные трещины также могут усиливать концентрацию напряжений в крупнозернистой области ЗТВ. Рекомендуется провести тщательный осмотр перед ПСТО, чтобы убедиться, что эти типы дефектов отсутствуют.

«Намазывание» подложки. Технику, которая использовалась, чтобы избежать растрескивания при повторном нагреве и других форм растрескивания в ЗТВ из основного металла (таких как пластинчатое растрескивание), часто называют «намазыванием» (от анг. buttering). При таком подходе слой стойкого металла шва наносится на основание из основного металла. Этот слой (или слои) наносят при низкой погонной энергии и затем снимают напряжение для устранения остаточных напряжений в восприимчивых КзЗТВ основного металла. Когда сварка проводится после нанесения слоя «масла», КзЗТВ находится в этом слое «масла», который является устойчивым к растрескиванию при повторном нагреве. Хотя этот подход обычно очень эффективен, он добавляет еще один этап изготовления и значительно увеличивает затраты на производство.

4.4. РАСТРЕСКИВАНИЕ ПРИ ДЕФОРМАЦИОННОМ СТАРЕНИИ

Растрескивание при деформационном старении (РДС) является формой растрескивания при повторном нагреве, или ПСТО, характерной для сплавов на основе Ni, подвергнутых дисперсионному упрочнению. Это явление твердотельного растрескивания, которое чаще всего наблюдается в 3TB, непосредственно примыкающей к границе шва, однако РДС может также возникнуть и в металле шва этих сплавов. В большинстве случаев это происходит во время ПСТО, но также возможно (хотя и маловероятно) во время повторного нагрева в многослойных сварных швах. Эта форма растрескивания наиболее распространена в сплавах, упрочненных γ'-фазой на основе Ni3(Al, Ti), и многие из этих сплавов считаются «несвариваемыми» из-за этого явления растрескивания. Термин «деформационное старение» относится к одновременному эффекту релаксации напряжений, вызывающих высокую локальную деформацию, и возрастное повышение твёрдости структуры путем образования выделений. Хотя РДС похоже на механизм растрескивания при повторном нагреве, который происходит в сталях, есть некоторые важные отличия, которые являются уникальными для жаропрочных сплавов на основе Ni.

На скорость выделения γ' -фазы влияют как состав (содержание Ti + Al), так и состояние основного металла. Например, даже небольшое количество холодной обработки в основном металле ускорит выделение. На рисунке 4.29 от Уилсон и Бурчфилд [77] показана скорость упрочнения из-за выделений в трех сплавах, упрочненных γ' -фазой (René 42, M-252 и Astroloy). Обратите внимание, что упрочнение этих сплавов происходит чрезвычайно быстро после растворения и выдерживания при температуре старения. В отличие от этого, сплав 718, который усилен γ'' -фазой на основе Ni3Nb, первоначально упрочняется гораздо медленнее. Будет видно, что скорость осаждения (упрочнения) является ключевым фактором в контроле склонности к РДС.

Схематическое изображение характерной термической истории для сварных и термообработанных после сварки суперсплавов на основе Ni показано на рис. 4.30 [78]. Во время термического цикла сварки упрочняющие выделения (и другие составляющие), которые присутствуют в основном металле, растворяются в аустенитной матрице, и происходит некоторый рост зерен в зависимости от погонной энергии сварки.



Рисунок 4.29. Скорость упрочнения в результате образования выделений для нескольких жаропрочных сплавов на основе Ni (Из [77]. ©AWS)



Рисунок 4.30. Диаграмма термической истории при сварке и послесварочной термообработке жаропрочных сплавов на основе Ni (Из [78]. ©Wiley)



Рисунок 4.31. Схематическое изображение влияния скорости нагрева и процесса образования выделений на склонность к растрескиванию при деформационном старении (из [79]. © AWS)

в зависимости от подводимой теплоты сварки. Поскольку после сварки зона сплавления и ЗТВ эффективно солюционируются, происходит значительное размягчение. ПСТО, состоящая из отжига на твердый раствор и старения, должна применяться для укрепления сварного шва и основного металла до исходного уровня прочности основного металла. Обработка на твёрдый раствор также служит для снятия остаточных напряжений, возникающих в процессе сварки. В идеале, сварной шов нагревают до подходящей температуры отжига на твердый раствор, когда легирующие добавки возвращаются в раствор (или гомогенизируются в металле шва из-за сегрегации при кристаллизации) и происходит релаксация остаточных напряжений, а затем охлаждаются до температуры старения, где осаждение контролируется таким образом, чтобы достичь требуемых механических свойства. Более подробное объяснение механизма РДС приведено в следующем разделе.

На практике может быть трудно (или невозможно) предотвратить осаждение γ' -фазы во время нагревания до температуры отжига на твердый раствор. Это зависит от состава сплава и различий в скоростях упрочнения, как показано на рисунке 4.29. Взаимосвязь между циклом нагрева и

образованием выделений показана на рисунке 4.31 [79]. Упрочняющие выделения, такие как фазы γ' и γ'' , демонстрируют отчетливый температурно-временной режим в виде С-образной кривой, в котором возможно образование выделений. Если сварной шов можно нагреть достаточно быстро, чтобы избежать пересечения кривой осаждения, то осаждение не произойдет, и может быть достигнут отжиг на твердый раствор для сварного шва. Если сварной шов не получится нагреть достаточно быстро (или если С-образная кривая смещена влево на рис. 4.31), произойдет образование выделений, и сплав начнет набирать твердость. Для суперсплавов на основе Ni осаждение во время нагрева перекрывает температурный диапазон, в котором происходит значительная релаксация напряжений, и это может привести к локально высоким деформациям на границах зерен. Если эти напряжения достаточно высоки, произойдет разрушение границ зерен и образуется трещина при деформационном старении.

4.4.1 Механизм растрескивания при деформационном старении

Как описано ранее, термин РДС происходит от того факта, что как местные деформации, так и старение должны происходить почти одновременно. Этот термин не следует путать с металлургическим явлением «деформационное старение», наблюдаемым в углеродистых сталях. РДС в сварных швах широко изучался в различных суперсплавах на основе Ni, и серьезность этой проблемы привела к разработке стойких к РДС сплавов, таких как сплавы 718 и 706.

Общепризнанно, что РДС в суперсплавах на основе Ni обусловлен низкой пластичностью в 3TB, сопровождающейся накоплением больших деформаций в этой же области [80–83]. Такое снижение пластичности связано с повышением «жесткости» зерна и (или) ослабления границы зерна во время ПСТО. Большинство исследователей связывают это с внутризеренным упрочнением из-за выделений в сочетании с зонами без выделений на границах зерен или M3-осаждением карбида. Если падение пластичности во время ПСТО происходит раньше или с большей скоростью, чем снятие напряжения, «охрупченная» область в ЗТВ может растрескаться из-за своей неспособности приспосабливаться к перераспределению напряжения, связанному с процессом снятия напряжения.

Следующие общие замечания были сделаны в отношении РДС:

- Оно всегда имеет межзеренную (МЗ) природу.
- Оно наиболее распространено в ЗТВ, прилегающей к границе шва, а в некоторых случаях связано с зоной частичного расплавления (ЗЧР).
- Это происходит при послесварном нагреве до температуры отжига на твердый раствор из-за одновременного осаждения и локального накопления деформации на границах зерен.

Напряжения, вызывающие растрескивание, могут иметь три причины: (i) остаточное напряжение сварного шва, (ii) термоиндуцированные напряжения, возникающие из-за разницы в коэффициенте теплового расширения между основным материалом и металлом шва, и (iii) напряжения от изменений размеров, вызванных выделениями. Как правило, выделения имеют параметр решетки, отличный от матрицы, и их образование приведет к локальному напряжению у границ зерен.

На основании опубликованной литературы, факторами, влияющими на РДС, с точки зрения металлургии являются следующие:

• Скорость набора твердости (упрочнения). Материалы, которые набирают твердость медленнее, позволяют лучше приспосабливаться к напряжениям (например, сплав 718, как показано на рисунке 4.29).

• Внутризеренные выделения, приводящие к упрочнению внутренней части зерна и к концентрации напряжений на границах зерна. Этот механизм был первоначально предложен Прагером и Широй [84] на основе работ Янга и Бейкера [85] по аустенитным сталям.

• «Временное охрупчивание» ЗТВ вследствие МЗ-выделения карбидов. В соответствии с этой теорией [86–88] считается, что реакция охрупчивания является результатом растворения карбидов во время термического цикла сварки и последующего переосаждения в непрерывных «пленках» карбидов типа M23C6 вдоль границ зерен во время термообработки. Эти карбидные «пленки» не

способны противостоять напряжениям, вызванным выделением γ' -фазы, и, по-видимому, разрушение происходит на границе раздела карбид/матрица на границе зерна.



Рисунок 4.32. Влияние содержания Al и Ti на склонность к растрескиванию при деформационном старении в суперсплавах на основе Ni (модифицировано из [84]. © WRC)

Частичное плавление по границам зерен, прилегающих к границе шва. Это может быть связано с выделением примесей или структурной ликвацией. Обратите внимание, что Ti, который добавляется в качестве усиливающего агента, может также способствовать структурной ликвации, если присутствуют богатые Ti карбиды MC. Бор, добавляемый для улучшения устойчивости к ползучести в этих сплавах, также способствует ликвации на границе зерен.

Механизм РДС в сплавах на основе Ni до сих пор точно не определен, хотя ясно, что роль играют как состав, так и явление сжатия. Например, хорошо известно, что некоторые сплавы более устойчивы к РДС, чем другие. Это устойчивость обычно объясняется скоростью и характером реакции(ий) осаждения, которые способствуют упрочнению. Упрочненные у'-фазой сплавы являются наиболее склонными, а влияние содержания Ті и Аl хорошо документировано. Отношение содержания Ті и Аl к явлению РДС было первоначально предположено Прагер и Шира [84], диаграмма, основанная на их работе, которая включает дополнительные современные сплавы, показана на рисунке 4.32. Исходная диаграмма содержала полосу от приблизительно 6-7 атомных процентов Al до 6-7 атомных процентов Ti, отделяющую устойчивые (снизу) сплавы от склонных (сверху). Неясно, каким образом была разработана эта диаграмма, но, вероятно, она представляла результаты различных испытаний на свариваемость и практический опыт. Некоторые диаграммы этого типа заменили полосу линией, но использование полосы перехода от устойчивых к склонным является наиболее подходящим, поскольку восприимчивость к РДС сильно зависит от сжатия шва. Например, для сплавов, которые мало склонны к РДС (таких как Waspaloy и René 41), известно, что минимизация уровня остаточного напряжения до ПСТО очень эффективна для предотвращения РДС, как обсуждалось в разделе 4.4.2.3.



Рисунок 4.33. Схематическое изображение влияния содержания (Ti Al) и скорости нагрева на температуру отжига на твердый раствор

На основании этой диаграммы видно, что более высокое содержание Al + Ti способствуют более сильному и более быстрому осаждению γ'. Это, по сути, смещает вершину кривой выделения к гораздо более коротким периодам времени, что затрудняет подавление выделения во время послесварочного нагрева до диапазона температур отжига на твердый раствор. Это схематически показано на рис. 4.33 как функция содержания (Ti + Al) для нескольких скоростей нагрева.

Дюваль и Овцарски [89] продемонстрировали влияние содержания (Ti + Al) в исследовании склонности к растрескиванию в ходе ПСТО в сплавах Waspalov и Alloy 718. Они показали, что растрескивание ЗТВ подчиняется поведению С-образной кривой, как показано на рисунке 4.34, и что С-образная кривая для сплава 718 была смещена в сторону более длительного периода времени. С-образная кривая для Waspalov (содержащего 3 мас.% Ті и 1,4 мас.% Аl) представляет режим осаждения у'-фазы, в то время как С-кривая сплава 718 (0,9 мас.% Ті, 0,5 мас.% Аl и 5 мас.% Nb) представляет режим осаждения фазы для у. Эти результаты снова демонстрируют положительное влияние медленной реакции осаждения у"- фазы для предотвращения РДС во время ПСТО суперсплавов на основе Ni. В этом же исследовании они не обнаружили никаких признаков «временного охрупчивания», связанного с выделениями M23C6 на границах зерен. Вместо этого пластичность поддерживалась на умеренно низком уровне во время старения в диапазоне температур растрескивания благодаря сочетанию микроструктурных взаимодействий, возникающих во время сварки, и термической обработки. Изменения в склонности к растрескиванию между различными температурами в сплаве Waspaloy были вызваны изменениями в пластичности, которые были вызваны выделением у'-фазы и МЗ-выделением карбида. В группах склонных и несклонных микроструктур наблюдались большие различия в количестве и морфологии карбидов.

Нортон и Липпольд [76] использовали основанное на комплексе Gleeble исследование для изучения склонности сплавов Waspaloy и Alloy 718 к РДС. Подробнее об этом методе исследования написано в главе 9. В этом исследовании образцы сначала подвергают термическому циклу 3TB, а затем в закрепленном состоянии охлаждают до комнатной температуры так, что присутствует значительное остаточное напряжение при комнатной температуре.



Рисунок 4.34. С-образные кривые процесса растрескивания для Waspaloy и сплава 718, показывающие гораздо более высокую устойчивость к растрескиванию при ПСТО для сплава 718 из-за более низкой скорости старения (из [89]



Рисунок 4.35. Влияние времени старения после сварки на накопление напряжений в смоделированной ЗТВ сплавов Waspaloy и 718 (из [76]. © ASM)

Затем образец немедленно нагревали до температурного диапазона старения, где появлялась возможность для релаксации напряжений, а также в течение времени выдержки происходило выделение γ' -фазы (Waspaloy) или γ'' -фазы (сплав 718). Поскольку образец был закреплен, выделения привели к усилению напряжения в образце, как показано на рисунке 4.35. Обратите внимание, что начальное остаточное напряжение было вычтено из этих данных, чтобы упростить сравнение процессов старения.

По истечении заранее определенного времени (до 4 часов) образцы затем подвергали разрушению при температуре испытания и измеряли их пластичность. Эти испытания привели к разработке трехмерных С-образных кривых, основанных на температуре, времени и твердости или пластичности. Эти данные затем можно использовать для создания двумерных С-кривых пластичности для конкретных температурно-временных условий. Пример таких кривых для обоих сплавов после 3 ч ПСТО показан на рисунке 4.36.



Рисунок 4.36. Кривые пластичности при термообработке после сварки для сплавов Waspaloy и 718 после 3 часов старения после имитации теплового цикла 3TB (из [76]. © ASM)

Эти данные снова показывают положительный эффект выделения ү"-фазы вместо ү'-фазы с точки зрения РДС. Хотя оба сплава показывают снижение пластичности в диапазоне температур ПСТО, минимальная пластичность для Waspaloy намного ниже. В результате для образования РДС в Waspaloy по сравнению со сплавом 718 требуются гораздо меньшие деформации, возникающие из-за релаксации напряжений.

Анализ этих образцов также ясно показывает природу РДС в суперсплавах на основе Ni. Микрофотоснимок на рисунке 4.37 показывает область вблизи излома в образце Waspaloy. Трещины имеют M3-природу и обычно появляются стыке границ трех зерен. Исследование границ зерен в РЭМ с большим увеличением не выявило никаких признаков карбидов или непрерывного выделения карбидов, что позволяет предположить, что явление «временного охрупчивания» в сплаве Waspaloy не наблюдается. Это согласуется с выводами Duval и Owczarski [90]. Изучение поверхностей излома образцов сплавов Waspaloy и 718 показало, что морфология излома является либо гладкой, либо пластичной с M3-природой. Примеры этих обеих морфологий излома можно увидеть на поверхности излома образца из сплава 718 на рисунке 4.38.

На основе предыдущих исследований на рисунке 4.39 схематически показан механизм для РДС в суперсплавах на основе Ni. Процесс можно описать в 4 этапа, как показано на графиках от A до D на рисунке. На стадии A 3TB нагревается до субсолидусных температур. Если в основном металле присутствуют упрочняющие выделения, большинство из них растворятся при нагревании до пиковой температуры. При самых высоких температурах в 3TB многие из суперсплавов на основе Ni будут подвергаться некоторой ликвации на границе зерен в непосредственной близости от границы шва. Также будет некоторый рост зерна в 3TB, степень которого определяется микроструктурой исходного основного металла и тепловым циклом 3TB. По мере того, как сварной шов охлаждается до комнатной температуры во время стадии B, Пленки жидкости затвердевают (также может, возможно, ликвационное растрескивание 3TB), и в системе начинает накапливаться остаточное напряжение.



Рисунок 4.37. Межзеренное растрескивание при при деформационном старении в моделируемой ЗТВ сплава Waspaloy (из [76], © ASM)



Рисунок 4.38. Морфология излома при растрескивании при деформационном старении в сплаве 718 (из [76],

Как правило, повторное выделение при охлаждении мало, и ЗТВ, по существу, находится в состоянии отжига на твердый раствор при комнатной температуре. При повторном нагреве до температуры отжига на твердый раствор будет происходить некоторая релаксация напряжений, так как сварной шов нагревают выше приблизительно 0,5T_s (температуры солидус), как показано на стадии С.



Рисунок 4.39. Схематическое изображение механизма растрескивания при деформационном старении в суперсплавах на основе Ni

Предположительно, остаточное напряжение не полностью расслабляется, и при нагреве до диапазона температур образования выделений накапливаются дополнительные сжимающие напряжения из-за выделений. Сочетание выделений и релаксационных напряжений приводит к локализованному напряжению на границах зерен на стадии D, что может привести к M3-растрескиванию.

4.4.2 Факторы, которые влияют на склонность к РДС

Существует ряд факторов, которые влияют на склонность к РДС. К ним относятся (i) состав, (ii) размер зерна, (iii) остаточное напряжение и сжатие, и (iv) технология сварки. Они обсуждаются в следующих разделах. Следует отметить, что склонность к РДС может зависеть от нескольких этих факторов.

4.4.2.1 Состав

Как обсуждалось ранее и показано на рисунке 4.32, восприимчивость суперсплавов к РДС сильно зависит от общего количества (мас.%) элементов дисперсионного упрочнения в самом сплаве. Сплавы с большим суммарным содержанием Al + Ti более склонны к РДС, чем сплавы с более низким содержанием Al + Ti. Отметим, что все сплавы с содержанием Al более 3 мас.% и сплавы с 3—5 мас.% Ті и более 2 мас.% Аl склонны к РДС. Это связано с тем, что с увеличением содержания Al + Ti (i) старение во время ПСТО происходит быстрее (рисунок 4.33), (ii) увеличивается объемная доля упрочняющих выделений и (iii) возрастают напряжения сжатия при старении. Увеличение объемной доли у'-фазы в суперсплавах приводит к снижению пластичности и усилению локальных напряжений из-за сжатия при старении. Это, в свою очередь, снижает пластичность сплава и увеличивает склонность к растрескиванию. Благодаря использованию ниобия в качестве основного упрочняющего элемента такие сплавы, как 718, весьма устойчивы к РДС из-за медленного отклика на старение, вызванного выделением у"-фазы (рисунок 4.34), и меньших возникающих напряжений сжатия, как показано на рисунке 4.35. Следует отметить, что у сплавов, упрочненных у"-фазой, несклонность к РДС может быть не абсолютной, но более медленная реакция выделения обеспечивает больше времени на релаксацию остаточных напряжений шва до уровня, при котором РДС невозможно.

Влияние других элементов на РДС менее ясно. Хьюз и Берри [88] показали, что варианты René 41 с пониженным содержанием углерода более устойчивы к РДС, в то время как в работе Корен и соавт. [91] обнаружено, что низкое содержание углерода отрицательно сказывается на сопротивлении РДС в сплаве 713С. Предполагается, что более низкое содержание углерода приводит к меньшему количеству карбидов для закрепления границ зерен и предотвращения миграции границ в ЗТВ. Таким образом, низкоуглеродистые сплавы были бы более склонны к укрупнению зерна. Как обсуждается в следующем разделе, более крупный размер зерна повышает склонность к РДС.

Бор добавляют во многие жаропрочные сплавы для улучшения характеристик длительной прочности (ползучести). В работе Тамбура и соавт. [92] обнаружено, что более высокие уровни бора были связаны с повышенной устойчивостью сплава René 41 к РДС. Карлтон и Прагер [93] показали, что присутствие кислорода было необходимым условием для РДС в René 41, и заявили, что сегрегация кислорода на границах зерен снижает прочность по границам зерен. Они указали, что кислород будет иметь аналогичный эффект со сплавами 718 и Waspaloy. Исследований влияния примесей серы и фосфора на РДС в этих сплавах практически не проводилось. Хотя предполагается, что эти примеси должны иметь отрицательный эффект, на практике низкие уровни S + P, характерные большинству суперсплавов, делают их влияние незначительным.

Как отмечалось ранее, многие из сплавов, которые восприимчивы к РДС, также могут испытывать ликвацию на границе зерен ЗТВ. Если образуются ликвационные трещины ЗТВ, то они могут действовать как концентраторы напряжений вдоль границ зерен во время ПСТО. Неясно, как граничная ликвация ЗТВ влияет на РДС. Такие элементы, как Ті и Nb, которые добавляются в качестве упрочняющих агентов, также образуют карбиды МС-типа, богатые Ті и Nb, которые подвержены структурной ликвации. Бор имеет высокое сродство к границам зерен и может также способствовать ликвации на границах зерен.

4.4.2.2 Размер зерна

Мелкозернистые материалы увеличивают площадь границ зерен и, как было установлено, более устойчивы к РДС, чем те, которые имеют крупнозернистый характер [88, 93]. Предположительно, увеличенная площадь межзеренной границы мелкозернистых сплавов обеспечивает большую возможность для равномерной релаксации напряжений за счет скольжения границ зерен. Кроме того, фазы охрупчивания, которые могут образовываться на границах зерен, распространяются по более широкой области, образуя слой, который является более тонким или прерывистым. Можно также утверждать, что мелкий размер зерна уменьшает удельную деформацию на одну границу зерна, и таким образом напряжения, возникающие в результате релаксации и (или) старения, лучше приспосабливаются к структуре, минимизируя локализацию деформации на отдельных границах. Эти аргументы аналогичны тем, которые используются для объяснения положительного влияния мелкого размера зерна на склонность к ликвационному растрескиванию ЗТВ в разделе 3.3.1. Использование мелкозернистых основных материалов для предотвращения РДС не всегда

может быть подходящим вариантом, поскольку большинство жаропрочных сплавов на основе Ni используются при повышенных температурах, где более крупный размер зерна обеспечивает лучшее сопротивление ползучести.

4.4.2.3 Остаточное напряжение и сжатие

Широко распространено мнение, что РДС является в основном результатом высоких остаточных напряжений, возникающих в результате сварки, которые преимущественно подвергаются релаксации в ЗТВ, в то время как пластичность ЗТВ уменьшается в результате металлургических реакций (образования выделений). В дополнение к остаточным сварочным напряжениям было также высказано предположение, что напряжения, вызванные локальным тепловым расширением и сокращением во время старения, способствуют напряжениям, ответственным за РДС [88, 90].

Уровень остаточных напряжений сварного шва зависит от погонной энергии, геометрии детали, механических свойств материала и жесткости в пределах упругих деформаций сжимающихся элементов. Как и в случае с другими материалами, остаточные напряжения в сварных изделиях из сверхпрочных сплавов, как полагают, имеют тот же порядок условного предела текучести, что и у этих материалов. В ЗТВ это будет соответствовать пределу текучести сплава после отжига на твердый раствор. Тепловые напряжения в сложных асимметричных элементах, вероятно, будут сильно зависеть от геометрии компонентов и равномерности нагрева. Высокие термические напряжения могут быть вызваны относительно небольшими перепадами температур в тех случаях, когда материал полностью удерживается (закреплен) от расширения. Поскольку сварные швы в компонентах турбинного двигателя часто жестко закреплены, величина напряжений, связанных с релаксацией напряжений во время ПСТО, может быть значительной.

Усадочные напряжения из-за старения, возникают в результате выделения γ' -фазы, которое обычно усиливается с ростом объемной доли γ' -фазы. Такая усадка может привести к развитию значительно высоких напряжений. Хотя общая усадка компонента является важным фактором, разница в усадке из-за старения между ЗТВ и основным металлом может представлять особую проблему. Это различие может привести к чрезмерному локализованному напряжению в ЗТВ и усугубить склонность к РДС, особенно в случае, когда основной металл находится в полностью состаренном состоянии. Напряжения, которые накапливаются при старении в ЗТВ, хорошо видны из работы Нортон и Липпольд [76], в которой показано усиление напряжений примерно на 250—350 МПа (35—50 тыс. фунтов / кв. дюйм) в смоделированных ЗТВ в сплавах 718 и Waspaloy, которые подвергались процессу старения более 2 ч (рисунок 4.35). Фоули и Прагер [94] показали, что для сплава René 41 можно избежать ПСТО-растрескивания, если уменьшить напряжения старения за счет более медленного выделения γ' -фазы.

Склонность к РДС в данном сплаве увеличивается с ростом силы сжатия сварного изделия. Даже очень стойкие к растрескиванию материалы, такие как сплав 718, могут быть подвержены растрескиванию во время ПСТО, если сила сжатия достаточна для возникновения чрезвычайно больших остаточных напряжений [84, 87]. Эти остаточные напряжения затем подвергаются релаксации во время ПСТО, что приводит к растрескиванию. Данные Нортона и Липпольда [76] показали, что сплав 718 демонстрирует кривую пластичности, аналогичную Waspaloy (рисунок 4.36), но минимальная пластичность для Waspaloy намного меньше (~ 10 % против 25 %), что приводит к более высокой склонности. Если пластичность сплава 718 будет исчерпана из-за высоких напряжений, возникающих в результате релаксации напряжений в 3TB, то также возможно растрескивание этого сплава. Таким образом, контроль остаточных напряжений во время сварки может быть хорошим методом предотвращения РДС в суперсплавах, которые имеют умеренную склонность к РДС.

Многие исследования показали, что основной металл должен быть мягким (после отжига на твердый раствор или в перестаренном состоянии), чтобы позволить напряжениям, возникающим во время сварки и во время ПСТО, более равномерно распределяться в структуре и не концентрироваться в ЗТВ. Было показано, что сварные швы, выполненные на металле после отжига на твердый раствор, обладают значительно большей стойкостью к РДС, чем сварные швы, выполненные на металле после отжига в линии прокатного стана или на полностью металле, полностью подвергнутому старению [84]. Превосходное сопротивление растрескиванию при ПСТО для сплава René 41 было получено благодаря медленному охлаждению с температуры отжига на твердый раствор, что привело к крупнозернистому выделению γ'-фазы в процессе

старения при повышенных температурах (перестаренный сплав) и к более мягкому основному металлу [92]. Двухступенчатая обработка до перестаренного состояния (солюционирование при 1170°C (2140 °F) / 4 ч / принудительное воздушное охлаждение и старение при 1080 °C (1975 °F) / 16 ч / медленное охлаждение в печи до 1010 °C (1850 °F) / 4 h / Ас — воздушное охлаждение) привела к превосходной устойчивости к растрескиванию при ПСТО для сплава Udimet 700 [90]. Опять же, если подвергнуть выделения γ' -фазы перестарению, то это приводит к полному размягчению основного металла и стабилизирует эти выделения во время повторного нагревания до температуры отжига на твердый раствор во время ПСТО. Результат заключается в уменьшении локальных напряжений, которые концентрируются в ЗТВ во время ПСТО.

4.4.2.4 Процесс сварки

Остаточные напряжения могут быть уменьшены, а металлургические дефекты могут быть сведены к минимуму за счет уменьшения погонной энергии сварки. Ву и Херферт [86] показали, что низкая погонная энергия при сварке препятствует выделению вредных карбидных пленок вдоль границ зерен в сплаве René 41. Методы сварки с низкой погонной энергией, как правило, могут быть полезны в качестве частичного решения проблемы РДС, но маловероятно, что полное решение можно получить простым «подгонкой» параметров сварки. Очень низкая погонная энергия может быть получена с помощью электронно-лучевой (ЭЛ) сварки. Но в некоторых сплавах в результате ЭЛ сварки в зоне ЗТВ образуются ликвационные трещины, что может усугубить ПСТОрастрескивание во время последующей ПСТО.

Было показано, что предварительный нагрев полезен для уменьшения РДС, но температура предварительного нагрева может оказаться чрезвычайно высокой. Например, в исследовании Дюваля и Дойля [95] лопатки из сплава 713С были предварительно нагреты до 538°C (1000 °F) и выдерживались при этой температуре во время выполнения ремонтных сварных работ. Предварительный нагрев и сварка проводились в инертной атмосфере. Было обнаружено, что эта процедура существенно снижает степень как горячего растрескивания (ликвационного растрескивания в 3TB и растрескивание при кристаллизации), так и РДС. В работе Кинга и соавт. [96] было обнаружено, что высокие температуры предварительного нагрева, 705–955°C (1300–1750°F), успешно предотвращают растрескивание во время сварки и ПСТО в высокопрочных литых лопатках из суперсплава. В промышленности турбинных двигателей этот метод часто называют сваркой ССПТ (сварка суперсплава при повышенной температуре) [97].

Геометрия сварного соединения также может быть важным фактором, влияющим на РДС, так как она может влиять на уровень сжатия в сварном шве. Различные исследования [98–100] показывают, что изменения контура сварного шва влияют на склонность к ликвационному растрескиванию ЗТВ. Известно, что ликвационные трещины в сварных швах при ЭЛ возникают преимущественно в области «шляпки гвоздя» сварного шва и ниже [84]. Такие ликвационные трещины могут затем стать зонами возникновения РДС во время последующей термообработки.

Было обнаружено, что использование присадочных металлов с более низкой прочностью и высокой пластичностью, таких как сплав 625 (сплав на основе Ni с твёрдо-растворным упрочнением), делает ремонтные сварные швы в лопатках сплава 713С устойчивыми к РДС [84]. Однако следует признать, что сварной металл из сплава 625 не может быть существенно упрочнен во время ПСТО.

4.4.2.5 Влияние ПСТО

Большинство суперсплавов на никелевой основе требуют полного отжига на твердый раствор и обработки старением после сварки для восстановления механических свойств. Простого старения после сварки обычно недостаточно, поскольку прочность металла шва и ЗТВ не может быть полностью восстановлена, и существует возможность перестарения основного металла (если сварка выполняется на полностью состаренном материале). Кроме того, температура старения в большинстве сплавов недостаточно высока, чтобы обеспечить достаточное снятие напряжения, и может произойти сильное растрескивание.

Как показано на рисунке 4.31, быстрый нагрев до температуры растворения может быть эффективным для предотвращения РДС. Это возможно, поскольку материал достигает температуры отжига на твердый раствор, где происходит релаксация напряжений и появление выделения подавляется. Для небольших изделий или сплавов с низким или умеренным

содержанием (Ti + Al) такой подход может быть возможен. В таких случаях как остаточные напряжения шва, так и напряжения, связанные с образованием выделений, исключаются или избегаются. В крупных изделиях такие подходы с быстрым нагреванием обычно невозможны и могут даже быть более разрушительными, поскольку температурные градиенты внутри компонента могут создавать большие термические напряжения. Большая часть ПСТО суперсплавов на основе Ni проводится в вакуумных печах, чтобы избежать окисления изделий, что еще больше ограничивает скорость, с которой может достигаться температура отжига на твердый раствор.

Технология пошагового нагрева может быть эффективной в некоторых ситуациях, особенно когда остаточные напряжения шва не являются чрезмерными. Этот метод включает в себя медленный нагрев компонента до примерно 500°С (930°F) и выдержку при этой температуре, чтобы уменьшить температурные градиенты по всему изделию и снять часть остаточного напряжения. Затем изделие быстро нагревается с пересечением диапазона температур, где вероятно растрескивание, до температуры растворения. Успех такой технологии зависит от исходного уровня остаточного напряжения, величины остаточного напряжения, которое может быть снято во время низкотемпературного выдерживания, и скорости, с которой компонент может быть нагрет при переходе через интервал образования выделений.

Также сообщалось о полезности защитной атмосферы во время термообработки [91]. Растрескивание при ПСТО устранялось в высокочистом сухом аргоне, аргоне, содержащем менее 0,5 % кислорода, и в вакуумной атмосфере. Считается, что вредный эффект атмосферы, богатой кислородом, обусловлен быстрой диффузией кислорода вдоль границ зерен и последующим образованием оксидов, которые не способны противостоять пластической деформации во время релаксации напряжений [93]. Ясно, что кислород может оказать лишь частичное влияние даже в максимальном проявлении и что исключение кислорода из среды термообработки не может устранить РДС в большинстве случаев. Например, Д'Анесса и Оунс [101] показали, что ПСТО в вакууме может устранять растрескивание только в материалах, которые имеют минимальную склонность к РДС (таких как Waspaloy и René 41), но не эффективно для сплавов с высокой склонностью.

Обнаружено, что локализованная растворяющая термообработка при 1065 °С (1950 °F) в течение 5 минут для ремонтных сварных швов в René 41 предотвращает разрушение при последующем старении [102]. Эффекты от локализованной растворяющей термообработки заключались в том, чтобы (i) гомогенизировать металл сварного шва, (ii) обеспечить более равномерное (и в более тонком виде) распределение выделений при старении и (iii) предотвратить выпадение карбидов, поскольку такие обработки связаны с высокими скоростями охлаждения. Однако источники влияния наблюдаемых процессов не были объяснены. Кроме того, необходимо соблюдать осторожность, чтобы избежать создания достаточно высоких тепловых напряжений, которые приведут к сильным остаточным напряжениям при охлаждении.

4.4.3. Количественная оценка склонности к растрескиванию при деформационном старении

Существует ряд методов испытаний, которые использовались для количественной оценки склонности к РДС. Как и в случае испытаний, разработанных для других видов растрескивания, методы бывают с «самосжатием» или с «моделированием» (с внешней нагрузкой). По большому счету, для РДС используются те же методы, которые используются для количественной оценки растрескивания при повторном нагреве и обсуждаются в разделе 4.3.6. Некоторые из этих методов испытаний описаны здесь.

Прагер и Шира [84] обсуждают ряд методов для оценки склонности к РДС, в том числе испытание с круглой накладкой, метод со «сварной пробкой» и метод контролируемой скорости нагрева. Метод с круглой накладкой широко использовался для изучения склонности к РДС, но это испытание типа «да/нет». Испытываемый образец либо трескается, либо нет. В испытаниях с со сплавом René 41 обнаружилось, что этот метод выявил только наиболее склонный варианты материала. Варианты с промежуточной склонностью, которая на практике может означать реальную склонность к растрескиванию, легко идентифицировать не получается. Подобные проблемы встречаются и с другими методами с самосжатием, как обсуждается в главе 9. Другим
недостатком испытаний с самосжатием является то, что образцы часто нужно разрезать, чтобы определить, произошло ли растрескивание, поскольку растрескивание может не быть заметным на поверхности.

Из-за недостатков испытаний с самосжатием был разработан ряд методов, в которых либо прикладывают нагрузку, либо позволяют произойти релаксации напряжений. Испытание с контролируемой скоростью нагрева — это, по существу, испытание на растяжение при высокой температуре, когда образец нагревают до диапазона температур старения, а затем подвергают разрушению. Некоторые данные для René 41 от Прагер и Шира [84] показаны на рисунке 4.40. Это испытание показывает минимум пластичности в узком диапазоне температур. Материалы с более высокой минимальной пластичностью считались более устойчивыми к РДС. Обратите внимание, что этот метод использовался для оценки основных материалов различного состава (и, вероятно, размера зерна), но ЗВТ сварного шва специально не проверялась.

Исследователи из компании Haynes International разработали модифицированную версию метода с контролируемой скоростью нагрева, используя термомеханический симулятор Gleeble [103, 104]. Тонколистовой материал, обработанный в образцах с уменьшенным натяжением, сначала нагревают до 593°C со скоростью 56°C/c (1100°F при 100°F/c), затем нагревают до 788 °C со скоростью 17 °C/s (1450 °F при 30 °F/c) и наконец доводят до разрушения при 788 °C со скоростью 1,6 мм/мин (0,063 дюйма/мин).



Рисунок 4.40. Результаты испытаний с контролируемой скоростью нагрева для René 41 (из [84], © WRC)

Суммарное удлинение используется для определения пластичности. Температура испытания 788°С была выбрана в качестве компромисса для ряда суперсплавов на основе Ni с учетом

минимальной пластичности в более ранних испытаниях. Как таковая, она не обязательно представляет абсолютный минимум для любого из исследованных материалов. Типичные результаты этого исследования показаны на рисунке 4.41 для двух разных геометрий образцов [104]. Для сравнения в матрицу испытания был добавлен сплав с твёрдо-растворным упрочнением (Hastelloy X).

Институт сварки в Соединенном Королевстве разработал метод испытаний на разрыв при постоянной нагрузке для оценки образцов с различными состояниями микроструктуры, включая моделируемые ЗТВ [82]. В этом методе образец с надрезом испытывался на растяжение; образец нагревали до заданной температуры и выдерживали при постоянной нагрузке до тех пор, пока не произойдет разрушение или не закончится время для образца (10 000 мин).



Рисунок 4.41. Результаты испытания на растяжение с контролируемой скоростью нагрева компании Haynes International при 788 °C (1450°F) Методы А и В относятся к разным геометриям образцов (из [104], © AWS).

Использование надреза в образце позволило определить критическую интенсивность напряжения, которая может быть использована для прогнозирования разрушения. Пример показан на рисунке 4.42.

Во многих других методах на восприимчивость к РДС использовался термомеханический симулятор Gleeble [73]. Ву и Херферт [86] использовали Gleeble, чтобы сначала смоделировать ЗТВ в небольших растягиваемых стержнях из сплава René 41. Затем в образце был произведен надрез, а далее образцы один за другим нагружались при постоянном натяжении и при повышающемся уровне напряжения (1687—2320 кгс/см²) до разрушения. В качестве меры склонности к РДС было выбрано напряжение разрушения. Обратите внимание, что этот метод не предполагает релаксацию напряжения, так как оно было постоянным во время испытания. Дюваль и Овцарски выполнили моделирование ЗТВ (включая нагрев в ЗЧР), а затем для нагрузки образца использовали постоянный сдвиг при различных температурах ПСТО [89]. Образец периодически охлаждали до комнатной температуры для проверки на растрескивание. Используя эту технику, были построены С-образные кривые процесса растрескивания, например, кривая для Waspaloy, показанная на рисунке 4.43. Поскольку в этом испытании использовался постоянный сдвиг, а не постоянное напряжение, оно допускает релаксацию напряжения после приложения начального напряжения (смещения).

Франклин и Сэвэдж [81] использовали технику, похожую на метод Дюваля и Овцарски, но добавили постоянный контроль смещения для изучения влияния предварительной обработки основного металла на склонность к РДС в René 41. Их результаты для основного металла после отжига на твердый раствор показали эффект влияние релаксации напряжений, а затем —

дисперсионного упрочнения при более длительных периодах выдерживания, как показано на рисунке 4.44а.



Рисунок 4.42. Результаты испытаний на разрыв при постоянной нагрузке, используемые для прогнозирования разрушения сварного шва из-за релаксации напряжений (из [82], © AWS)



Рисунок 4.43. Кривая зависимости времени от температуры для Waspaloy при испытаниях с постоянным смещением (из [89], © AWS)

Если основной металл испытывается в перестаренном состоянии, происходит только релаксация напряжений без дисперсионного упрочнения при более длительных периодах выдержки, как показано на рисунке 4.44b. Были сделаны выводы, что, поскольку выделения должны растворяться в высокотемпературной зоне ЗТВ, то нет никакого положительного эффекта от перестаривания основного металла перед сваркой.

Дикс и Сэвэдж [105] разработали метод с использованием комплекса Gleeble для оценки пластичности основного металла как функции скорости сдвига в диапазоне температур ПСТО.



Рисунок 4.44. Поведение René 41 при релаксации напряжений. (а) Влияние времени и температуры на релаксационное изотермическое поведение после отжига на твердый раствор и (b) поведение при 870°C (1600 °F) для перестаренного состояния (A) и состояния после отжига на твердый раствор (B) (из [81], © AWS)

В ходе этих испытаний образец просто нагревали до заданной температуры, а затем доводили до разрушения при фиксированной скорости сдвига. Результаты для сплава Inconel X-750 показаны на рисунке 4.45. Минимум пластичности наблюдается около 1600 °F (870 °C) при обеих скоростях сдвига, а более низкие скорости сдвига приводят к снижению пластичности в определенном диапазоне температур. Это отражает тот факт, что выпадение γ' -фазы происходит гораздо быстрее при 870°C, чем при 700°C, и что при более низких скоростях сдвига для выделений остается больше времени.



Рисунок 4.45. Испытания Inconel X-750 на растрескивание при деформационном старении. (а) Влияние температуры испытания на пластичность при двух скоростях сдвига и (б) влияние скорости сдвига и температуры на пластичность (из [105], © AWS)

Следует отметить, что ось х на рисунке 4.45b показывает скорость деформации, в то время как термин «скорость сдвига» больше подходит для испытаний на основе комплекса Gleeble, поскольку существует градиент температуры вдоль измеряемого участка и фактическая длина изотермической горячей зоны в образце неизвестна, что очень затрудняет определение фактической деформации и скорости деформации.

Существует ряд проблем с моделируемыми испытаниями для РДС, которые были описаны ранее. Многие из них не включают начальный термический цикл моделирования ЗТВ. Поскольку РДС почти всегда встречается в высокотемпературной ЗТВ, необходимо предварительно подготовить микроструктуру образца, используя термический цикл, характерный для ЗТВ. Этот вопрос является критическим, поскольку влияние состояния микроструктуры основного металла в этой области эффективно устраняется, и ЗТВ до ПСТО, по существу, находится в состоянии после отжига на твердый раствор. Даже если основной материал находится в состоянии после отжига на твердый раствор, термический цикл ЗТВ может все равно привести к росту зерна и сегрегации выделений, что может повлиять на склонность к РДС.





Другая проблема, связанная с некоторыми из этих испытаний, заключается в том, что они не допускают релаксации напряжения, которая является ключевым элементом в механизме РДС. Образцы, испытанные при постоянной нагрузке (или напряжении) или постоянной скорости растяжения, не допускают возникновения релаксации. Таким образом, испытания с фиксированным сдвигом после термического цикла моделирования ЗТВ являются наиболее подходящими с точки зрения повторения реальных условий. Таким образом, из описанных ранее моделирующих испытаний метод Дюваля и Овцарски [89] наиболее точно моделирует реальные условия, в которых происходит РДС.

Однако даже этот метод игнорирует один ключевой элемент, критический для РДС. Испытания, в которых применяется термический цикл ЗТВ для подготовки микроструктуры перед ПСТО, обычно охлаждают образец обратно до комнатной температуры без нагрузки. Такой подход противоречит тому факту, что при обычных условиях сварки остаточное напряжение накапливается в ЗТВ во время охлаждения. Признавая это, в методы, основанные на Gleeble и описанные в работах Балагура и соавт. [74], Науроки и соавт. [75] и Нортон и Липпольд [76], включили сдвиг во время охлаждения, который приводит к остаточному напряжению при растяжении при комнатной температуре. В методе, используемом в работе Науроки и соавт. для оценки растрескивания при сбросе напряжения в низколегированных сталях, это напряжение растяжения сохраняется в образце на протяжении всего цикла ПСТО, как схематически показано на рисунке 4.46. На практике остаточное напряжение растяжения проходит релаксацию, когда образец нагревается до температуры ПСТО. По этой причине испытания, использующие этот метод постоянной нагрузки, обычно терпит неудачу в относительно короткие сроки.

Признавая этот недостаток, в методе ПСТО-растрескивания, разработанном Нортон и Липпольд в УШО [76], образец оставляется с фиксированным сдвигом после охлаждения до комнатной температуры. При нагреве до температуры ПСТО напряжения растяжения сначала подвергаются релаксации, а затем со временем напряжение возрастает по мере развития усадки из-за образования выделений. Скорость и величина этого увеличения указывают на склонность к РДС, как показано на рисунке 4.35. Обратите внимание, что кривые зависимости напряжения от времени, показанные на этом рисунке, показывают увеличение напряжения выше минимального релаксационного напряжения после нагрева до температуры ПСТО.

Другая проблема, с которой сталкиваются в ходе испытаний на ПСТО-растрескивание на основе комплекса Gleeble, — это большой разброс по времени до разрушения при дублированном испытании образцов. Чтобы устранить этот разброс и сократить время испытаний, Нортон прерывает испытание через заданное время (до 4 часов) и растягивает образец до разрушения при температуре тестирования. Используя этот подход, можно получить кривые пластичности в определенные моменты времени и при определенных температурах, как показано на рисунке 4.36.

Метод испытаний на ПСТО-растрескивание, разработанный в УШО, более подробно описан в главе 9.

4.4.4 Выявление растрескивания при деформационном старении

По определению, РДС встречается только в ЗТВ из суперсплавов на основе Ni, обычно усиленных выпадением γ'-фазы Ni₃(Ti, Al). Трещины при деформационном старении образуются во время цикла ПСТО, поэтому, если трещины присутствуют сразу после сварки, значит, они не могли образоваться по механизму деформационного старения. Трещины при деформационном старении всегда имеют M3-природу и обычно происходят в непосредственной близости от границы шва. В некоторых сплавах трещины могут возникать и распространяться в ЗЧР. РДС обычно не связано с зоной сплавления.

Поскольку многие из сплавов, склонных к РДС, также подвержены и ликвационному растрескиванию в ЗТВ, то различение этих двух форм растрескивания с использованием одной только оптической металлографии может оказаться затруднено. Как отмечено в главе 3, ликвационные трещины ЗТВ обычно образуются вдоль границ зерен, перпендикулярных границе шва, и ограничены узкой областью, в которой присутствуют жидкие пленки. Трещины при деформационном старении возникают в результате накопления деформации вдоль границ зерен ЗТВ и образовываются в ответ на релаксацию напряжений и накопление деформаций на границе. Во многих случаях это приведет к появлению трещин, идущих параллельно границе шва.

Для проверки наличия РДС может потребоваться фрактография. Излом всегда имеет макроскопическую МЗ-природу. На микроскопическом уровне поверхности излома могут иметь гладкие или пластичные особенности МЗ-ращрушения, как показано на фрактограмме на рисунке 4.38. В последнем случае пластичные ямки могут быть очень мелкими, требующими большого увеличения в РЭМ для рассмотрения. Сегрегация примесей по границам зерен не является обязательным требованием для РДС, поэтому наличие примесей не подтверждает и не опровергает наличие трещин при деформационном старении.

4.4.5 Предотвращение растрескивания при деформационном старении

РДС в упрочненных выделениями сплавах на основе Ni происходит из-за локального накопления деформации и сопутствующего упрочнения микроструктуры из-за выделений. Локальные деформации развиваются как из-за релаксации остаточных напряжений сварного шва, так и из-за напряжений, вызванных выделениями. Неравномерный нагрев во время ПСТО также может привести к некоторым термоиндуцированным напряжениям. Комбинация деформации и упрочнения из-за выделений как раз и приводит к РДС.

Чтобы уменьшить или устранить РДС, можно предпринять следующие шаги. Чтобы избежать растрескивания, может потребоваться комбинация этих подходов:

• Минимизируйте остаточные и термоиндуцированные напряжения благодаря соответствующей разделке шва и выбору способа сварки и материалов. Для минимизации остаточного напряжения часто оказывается эффективным использование более низкой погонной энергии сварки и меньших валиков.

• Уменьшите твердость металла шва и (или) основного металла. Использование присадочного металла с меньшей прочностью, чем у основного металла и (или) у основного металла в состоянии после отжига на твердый раствор, снижает остаточное напряжение в ЗТВ. Также было обнаружено, что перестарение основного металла в γ'-упрочненных сплавах может снизить склонность к растрескиванию [90].

• Во время ПСТО производите нагрев как можно с большей скоростью, когда проходите диапазон температур образования выделений (см. рисунок 4.31). Это подавляет внутризеренные выделения и позволяет релаксации остаточного напряжения равномерно распределяться в микроструктуре. Этот подход ограничен двумя факторами: (i) способностью быстро нагреваться в зависимости от размера изделия и (ii) кинетикой процесса выделения. При увеличении содержания (Ti + Al) процесс, соответствующий С-образной кривой выпадения выделений, происходит на значительно более раннем этапе (см. рисунок 4.33), что не позволяет подавлять образование выделений.

• Не допускайте частичного расплавления вдоль границ зерен, прилегающих к границе шва. Хотя и не было окончательно доказано, что присутствие ЗЧР увеличивает склонность, образование ликвационных трещин ЗТВ явно вносит вклад в РДС, поскольку они могут выступать в качестве точек образования этих трещин. Многие из сплавов на основе Ni по своей природе склонны к ликвации/растрескиванию на границе зерен ЗТВ, поэтому единственный практичный подход состоит в том, чтобы свести к минимуму погонную энергию при сварке и обеспечить более крутые температурные градиенты ЗТВ, которые уменьшают область, в которой происходит ликвация.

• Минимизируйте размер зерна ЗТВ. Поскольку РДС возникает из-за накопления деформации на границе зерна в течение периода релаксации напряжений, более мелкий размер зерна в ЗТВ уменьшит локальную деформацию на отдельных границах зерна. Этого также можно достигнуть путем минимизации размера зерна основного металла, уменьшения погонной энергии или использования процессов с высокой плотностью энергии (ВПЭ), которые создают крутые температурные градиенты в ЗТВ. Следует отметить, что мелкий размер зерна в основном металле может быть нежелателен при применении многих суперсплавов на основе Ni, поскольку это может поставить под угрозу характеристики ползучести при повышенной температуре.

• Выбирайте сплавы с более низким содержанием Ti + Al. Это очевидное решение часто оказывается непрактично, поскольку сплав выбирают так, чтобы он обладал определенными высокотемпературными характеристиками, для которых необходимо высокое содержания Ti + Al. Более низкое содержание Ti + Al обеспечит более медленный нагрев до температуры отжига на твердый раствор без образования выделений. Использование сплавов, в которых Nb замещается в качестве упрочняющего агента (например, сплав 718) и образуется γ'' -фаза Ni3Nb, значительно улучшает стойкость к РДС.

4.5 СЛОИСТОЕ РАСТРЕСКИВАНИЕ

Слоистое растрескивание — явление растрескивания ЗТВ, как правило, связанное с обычными или низколегированными сталями. В 1960-х и 1970-х годах было проведено значительное исследование этой формы растрескивания, также известной как ламелярные (слоистые) трещины. Как будет описано в этом разделе, склонность к слоистому растрескиванию в первую очередь контролируется чистотой стали. Такие примеси, как сера и кислород, могут способствовать образованию интерметаллических включений во время обработки стали, которые служат местами образования слоистых трещин. С появлением технологии «чистой стали» в 1980-х годах количество случаев образования слоистых трещин резко сократилось. Другая форма этого растрескивания, иногда называемая «растрескиванием при расслаивании», наблюдается в алюминиевых сплавах.

Слоистое растрескивание возникает в результате локальной декогезии в ЗТВ, которая связана с интерметаллическими строчечными включениями и (или) направленной «текстурой» в материале, которая возникает в результате термомеханической обработки. На практике слоистое растрескивание почти всегда связано с прокатанным листовым материалом, особенно в сталях С— Мп с толщиной профиля более одного дюйма. Большая часть этого раздела будет сосредоточена на слоистом растрескивании в сталях.

4.5.1 Механизм слоистого растрескивания

Существует четыре фактора, которые способствуют слоистому растрескиванию. Они включают (i) низкую пластичность по всей толщине основной пластины (часто называемую пластичностью «в коротком поперечном направлении»), (ii) использование толстых пластин, которые усиливают сжатие, (iii) большую объемную долю удлиненных строчечных включений или включений вдоль направление прокатки и (iv) форма сварного соединения или метод сварки, которые создают большие напряжения по всей толщине.

Разрушение слоистым растрескиванием обычно происходит в области ЗТВ в сталях С—Мп или низколегированных сталях, которая находится непосредственно за пределами области превращения, то есть в области, нагретой до температур чуть ниже нижней критической (А1) температуры. Образование трещины происходит локально и преимущественно между ферритноперлитной матрицей и удлиненными строчечными включениями или включениями.

Строчечные включения и включения являются остатками кристаллизации слитка и последующих процессов деформации. Например, сера выделяется вдоль границ зерен и субзерен во время кристаллизации. Во время процесса прокатки (для формирования листа) сера, теперь в форме сульфида марганца, ориентируется посредством процесса деформации вдоль направления прокатки. Если содержание серы в исходном материале слитка было относительно высоким (> 0,05 мас.%), «строчечные включения» MnS могут быть почти сплошными вдоль отдельных полос прокатки в продольном (или прокатном) направлении. При более низких уровнях серы MnS становится прерывистым, а при очень низких уровнях (< 0,005 мас.%) MnS распределяется в виде разрозненных частиц. Оксидные и силикатные строчечные включения могут образовываться посредством того же механизма и также могут способствовать слоистому растрескиванию, если они присутствуют в почти непрерывном виде.

Пример слоистой трещины в металлографическом срезе показан на рисунке 4.47 от Тредгил [106]. Граница шва обозначена пунктирной линией. Обратите внимание, что слоистые трещины распространяются «ступеньками», поскольку они образуются на границах раздела строчечное включение / матрица, которые идут примерно параллельно направлению прокатки. Отдельные слоистые трещины возникают и распространяются путем соединения с другими трещинами. Обратите внимание, что эти трещины находятся на некотором расстоянии от границы шва и обычно распространяются через область стальной ЗТВ, где не происходило превращение, при температурах ниже приблизительно 700°С (1290 °F).



Рисунок 4.47. Слоистое растрескивание в стали С–Мп (из [106], © Maney)

Образование и распространение трещины происходит в основном вдоль границы строчечного включения / матрицы, что является результатом декогезии на этой границе. Сразу после формирования трещины на кончике трещины появляется значительная пластическая деформация и может произойти пластичный разрыв, соединяющий отдельные трещины. Когда эти области с трещинами находятся на разных уровнях, трещина приобретет характерный «ступенчатый» вид слоистой трещины. Из-за характера распространения трещин поверхность трещины имеет очень отчетливый «террасный» вид, где террасы представляют декогезию на границе раздела строчечное включение / матрица, а связки, соединяющие эти террасы, представляют области пластичного разрыва. Схема процесса декогезии и пластичного разрыва показана на рисунке 4.48, материал адаптирован из работы Фаррара и соав. [107].

Хотя интерметаллические включения сохраняются в областях ЗТВ, нагретых выше температуры A₁, в этой области не слоистое растрескивание не возникает. Предположительно, это связано с тем, что прочность матрицы уменьшается при превращении в аустенит, а поверхности раздела интерметаллид/матрица свойственна более высокая пластичность при температурах выше A₁. Интерметаллиды при температурах между A₁ и солидусом (граница шва) растворяются не полностью, но может иметь место некоторое частичное растворение и модификация границы раздела, которые способствуют более высокой когезионной прочности относительно докритической области ЗТВ.

Слоистое растрескивание происходит только тогда, когда сварочные напряжения достаточно высоки, чтобы исчерпать пластичность по всей толщине основного металла и докритической области ЗТВ. Пример конфигурации, при которой высокие напряжения могут привести к слоистому растрескиванию, показан на рисунке 4.49 [106]. Сочетание высокого напряжения,

вызванного сваркой, и сжатия от базовой плиты приводит к образованию слоистых пластинчатых трещин вдоль растяжения «в коротком поперечном направлении», перпендикулярного направлению прокатки.

Форма слоистого растрескивания также наблюдается в алюминиевых сплавах и иногда называется растрескиванием при расслаивании или просто расслаиванием. Лежащий в основе механизм при этом, отличается от стального, так как он обычно не связан с примесными строчечными включениями. Наоборот, алюминиевые сплавы часто имеют сильную текстуру в направлении прокатки, что приводит к низкой пластичности в направлении толщины листа. Эта форма растрескивания наблюдается во многих сплавах серии 2000 (Al—Cu), особенно в сплавах, содержащих литий в качестве лигирующей добавки. Такие сплавы включают 2090 и 2195, последний из которых широко используется в аэрокосмической и военной промышленности. Пример растрескивания при расслаивании в твердосплавном алюминиевом сплаве 7075 показан на рисунке 4.50 от Коу [108]. Хотя авторы считают это расслаивание формой ликвационного растрескивания ЗТВ, ясно, что большая часть этого растрескивания происходит в твердом состоянии.



Рисунок 4.48. Схематическое изображение процессов декогезии и пластичного разрыва, связанных со слоистым растрескиванием (по материалам [107])



Рисунок 4.49. Пример конфигурации сварного шва, которая способствует слоистому растрескиванию (адаптировано из [106])



Рисунок 4.50. Растрескивание при расслаивании в ЗТВ из алюминиевого сплава 7075 (из [108], © Wiley)

4.5.2 Количественная оценка слоистого растрескивания

Ряд методов испытаний был использован для количественной оценки слоистого растрескивания в сталях. Большинство из этих испытаний относятся к типу с самосжатием, где сварные швы используются в условиях высокого сжатия для повышения напряжений по всей толщине. Два примера таких испытаний показаны на рисунках 4.51 и 4.52 [109, 110]. Метод Кренфилда состоит из испытуемой пластины и опорной пластины, зафиксированной под углом между 45 и 60°. Многослойная сварка выполняется на пересечении этих пластин, чтобы создать сильные напряжения по всей толщине в опорной пластине. Условия сварки можно варьировать, чтобы исследовать влияние погонной энергии, размера валика и других переменных на склонность к растрескиванию. Испытание с «окном», разработанное в Институте сварки, использует аналогичный принцип, но с однослойными угловыми сварными швами, навариваемыми между ограничительной пластиной и испытуемой пластиной. Прямого количественного определения склонности с использованием этих методов не производится, и испытуемые пластины необходимо разрезать и проверить с помощью металлографических методов для выявления трещин.

Испытание на слоистое растрескивание за авторством Лихая включает внешнюю нагрузку на сварную консольную балку, чтобы определить критический предел сжатия шва (КПСШ), вызывающий растрескивание. Схема испытательного приспособления показана на рисунке 4.53 [111, 112]. КПСШ, о котором сообщают как о напряжении на сварном соединении, затем соотнесли со склонностью к слоистому растрескиванию. С помощью этого метода можно оценить количественно влияние переменных параметров сварки, количества слоев, а также состава и состояния материала. В качестве примера, влияние содержания кислорода в стали на склонность к слоистому растрескиванию на рисунке 4.54. Считается, что кислород снижает когезионную прочность границы раздела между строчечными включениями (силикатами и сульфидами), что позволяет пустотам образовываться и расти при более низких приложенных напряжениях [111].











Рисунок 4.53. Установка для испытания на слоистое растрескивание от Лихая (Из [111], © AWS)

Существует также ряд косвенных (несварочных) методов для количественного определения слоистого растрескивания. Простое испытание растяжение в коротком поперечном направлении может дать некоторое представление о степени склонности. По мере того как пластичность (определяемая по уменьшению площади) уменьшается, склонность к слоистому растрескиванию увеличивается, поскольку пластичность в коротком поперечном направлении определяется объемной долей и характером включений. По мере того, как содержание включений увеличивается, а морфология становится более «похожей на строчечные включения», пластичность уменьшается. Эти испытания на растяжение могут проводиться при комнатной температуре или при повышенных температурах, характерных для докритической ЗТВ. При толщине пластины менее 1 дюйма (~ 25 мм) испытание на растяжение в коротком поперечном направлении может быть затруднено из-за ограничения длины образца, испытуемого на растяжение.



Рисунок 4.54. Влияние содержания кислорода на слоистое растрескивание с использованием метода Lehigh (из [111], © AWS)

В работе Дикинсона и соавт. [109] был разработан метод с прессованием для оценки пластичности по всей толщине и сравнили результаты этого испытания с КПСШ с результатами испытания Лихая. В проведенном ограниченном исследовании корреляция была очень хорошей, как показано на рисунке 4.55. По сравнению с испытаниями на растяжение, это испытание имеет то преимущество, что можно использовать более короткие образцы для испытаний, позволяющие оценить толщину листа менее 1 дюйма (2,54 см).

4.5.3 Выявление слоистого растрескивания

Слоистое растрескивание в сталях выявить легче, чем многие другие формы растрескивания в сварном шве. Как показано на рисунках 4.47 и 4.48, трещины обычно имеют неравномерный вид «ступенек», поскольку они образуются вдоль строчечных включений, ориентированных в направлении прокатки плиты, и распространяются между строчечными включениями под действием пластичной перегрузки. Слоистые трещины обычно образуются в докритической области ЗТВ, хотя распространение в межкритической области (или за ней) тоже возможно. Слоистое растрескивание в сталях обычно не наблюдается в КзЗТВ.

Стальные пластины толщиной более 1 дюйма (~ 25 мм) обладают наибольшей склонностью. Наиболее склонные стали имеют видимые неметаллические включения, распределенные линейно вдоль направления прокатки. Они могут быть легко идентифицированы в поперечном сечении посредством металлографического исследования шлифа в травленом или нетравленом (непосредственно после полировки) состоянии.



Рисунок 4.55. Сравнение склонности слоистого растрескивания с использованием метода от Lehigh и исследования с прессованием (из [109], © AWS)

Эти включения чаще всего представляют собой сульфиды или силикаты, которые получают направленную ориентацию вдоль направления прокатки во время горячей прокатки. Стали, склонные к слоистому растрескиванию, часто имеют высокий уровень серы и кислорода.

Поверхность излома обычно состоит из ряда плато или террас. Пластичный разрыв (разрыв с ямками) характерен для сегментов, соединяющих плато, в то время как режим разрушения на плато (представляющее границу строчечное включение / матрица) может варьироваться от плоского излома до микроскопического разрыва с ямками. Пример поверхности излома, по которой произошло растрескивание на границе раздела строчечное включение / матрица, показан на рисунке 4.56 [113]. Обратите внимание, что на этой поверхности излома очень высокая плотность включений.

Слоистое растрескивание обычно происходит во время сварки из-за внутренних и внешних сварочных напряжений. В некоторых случаях это наблюдалось после некоторой задержки, что позволяет предположить, что водородное охрупчивание может способствовать механизму растрескивания. Тогда бы потребовалось бы определенное время для диффузии водорода из металла шва в область, где происходит слоистое растрескивание.

4.5.4 Предотвращение слоистого растрескивания

Как упоминалось ранее, количество сообщений о слоистом растрескивании значительно уменьшилось после широкого внедрения технологии «чистой стали» в 1980-х годах. Низкие уровни серы и кислорода в сталях значительно уменьшают образование интерметаллических включений в виде строчечных включений вдоль направления прокатки. Следовательно, выбор «чистых» сталей является наиболее эффективным методом предотвращения слоистого растрескивания.



Рисунок 4.56. Поверхность излома слоистой трещины, характерная для террасной области трещины с высокой долей включений (из [113], © TWI)



Рисунок 4.57. Пример перестроения разделки для предотвращения образования слоистых трещин

Некоторые стали могут содержать присадки редкоземельных элементов для контроля морфологии включений. Эти стали содержат такие элементы, как церий, который реагируют с серой с образованием сфероидизированного сульфида, что позволяет избежать образования, удлиненных сульфидных строчечных включений.

Слоистое растрескивание является уникальным для материала пластины из-за морфологии включения, которая развивается во время прокатки. Использование отливок или поковок вместо листового материала, где это уместно, также является эффективным методом предотвращения образования слоистых трещин. В частности, ковка сталей имеет тенденцию разрушать структуру включения, которая приводит к образованию трещин, которые минимизируют напряжения по всей толщине, нормальные к восприимчивой микроструктуре в направлении прокатки, также являются эффективным методом. Пример такого подхода показан на рисунке 4.57, где угловое соединение было переработано для уменьшения напряжений в направлении по толщине.



Рисунок 4.58. Балансировка сварочных напряжений посредством последовательности сварки и расположению валика (по материалам [106])



Рисунок 4.59. Использование «намазывания» для предотвращения образования слоистых трещин

Другой подход заключается в изменении последовательности прохода сварного шва и размера отдельных валиков для уменьшения напряжений сварки, которые приводят к образованию трещин. Пример такого подхода показан на рисунке 4.58 для сварного шва с высокой степенью сжатия.

Другой метод, который достаточно эффективен для устранения слоистого растрескивания, — это нанесение слоя «масла» на склонный материал, как показано на рисунке 4.59. Этот слой «масла» эффективно изолирует склонную сталь от сварного шва, так что сварочные напряжения в пластине практически равны нулю. Наносимый слой «масла» должен обладать достаточной пластичностью и не должен быть склонным к другим видам растрескивания, таким как ликвационное растрескивание или РПП. Хотя такой подход значительно увеличивает стоимость изготовления, он является очень надежным методом, позволяющим избежать образования слоистых трещин в ситуациях, когда применение других методов невозможно.

Наконец, даже если неясно, в какой степени водород способствует пластинчатому растрескиванию в сталях, может быть целесообразным использование практики с низким содержанием водорода при использовании таких процессов, как дуговая сварка металлическим электродом в защитном газе (ДСМЭЗГ). Такой подход включает в себя надлежащее хранение сварочных электродов и использование предварительного нагрева.

4.6 РАСТРЕСКИВАНИЯ ПРИ ЗАГРЯЗНЕНИИ МЕДЬЮ

Растрескивания при загрязнении медью (P3M) — это явление жидкометаллического охрупчивания (ЖМО), которое наблюдается в ЗТВ сварных швов сталей и сплавов на основе кобальта. Эта форма растрескивания классифицируется как твердотельное растрескивание, поскольку ЗТВ остается в твердом состоянии, а медь (или медный сплав) плавится и проникает через границы зерен ЗТВ (или металла шва).

P3M может быть неверно истолковано как ликвационное растрескивание 3TB, поскольку разрушение имеет M3-природу, а место разрушения находится в области 3TB, нагретой выше 1000°C (1832 °F). Р3M имеет три важных отличия от ликвационного растрескивания 3TB:

• Растрескивание обычно наблюдается в области ЗТВ, слегка удаленной от границы шва. Это может произойти на расстоянии 2–3 мм в зависимости от термической истории ЗТВ.

• Хотя растрескивание имеет МЗ-природу, эти трещины не прерываются вплоть до границы шва и при проходе через неё и, как правило, ограничены определенным температурным режимом в ЗТВ. В зависимости от приложенных напряжений они обычно проходят параллельно границе шва.

• Явной разницы между выплавками в склонности к растрескиванию внутри системы сплавов нет.

Во многих документированных случаях сварного P3M шва источником меди является сварочная арматура, используемая большинством производителей из-за высокой теплопроводности (то есть теплоотвода) меди и сплавов на её основе. Другими источниками меди являются контактные наконечники для механизмов подачи проволоки, сопла для подачи защитного газа и медная оснастка.

4.6.1 Механизм растрескивания при загрязнении медью

ЖМО — это явление, которое много лет изучалось в различных системах материалов. Системы, включающие Al–Ga, Al–Sn, Al–In, Fe–Hg, Ti–Cd и Cu–In, показали наличие ЖМО. В целом, для возникновения ЖМО должны быть соблюдены три условия:

- Низкая взаимная растворимость между жидкими и твердыми металлами.
- Отсутствие интерметаллических образований между твердым и жидким металлами.

• Барьер для внутризернового пластического течения металла. Это приводит к высокой концентрации напряжений на вершине трещины вдоль границы зерен, что способствует распространению трещин по механизму ЖМО.

Для всех этих систем характерен один и тот же основной принцип: материал с более низкой температурой плавления плавится и проникает через границу зерен материала с более высокой температурой плавления. С точки зрения сварки единственной системой, имеющей практическое значение, является система Fe–Cu. Еще одна система, имеющая практическое значение, которая может проявлять некоторую склонность к ЖМО, — это система Fe–Zn, поскольку в автомобильной промышленности широко используются стали с цинковым покрытием. Были сообщения о некотором растрескивании из-за охрупчивания цинком при контактной точечной сварке, но оно плохо документировано. Следует отметить, что при температуре плавления Zn (420°C) сталь будет представлять собой феррит с объемно-центрированной кубической решёткой. Список систем, которые, как сообщалось, демонстрируют ЖМО, представлен в таблице 4.4.

В системах на основе Fe, которые превращаются в аустенит при повышенной температуре, присутствие меди может привести к ЖМО. Поскольку чистая медь плавится при 1083°C (1982°F), только области ЗТВ, нагретые выше этой температуры, потенциально чувствительны к РЗМ. Расплавленная медь затем проникает через границы зерен аустенита и приводит к последующему охрупчиванию, если присутствует соответствующее сжатие. Схема процесса РЗМ показана на рисунке 4.60.

Основной металл	Температура плавления (°С)	Металл жидко-	Температура плавления
		металлического	(°C)
		охрупчивания	
Al	660	Ga	30
		Sn	232
		In	157
Fe	1535	Hg	- 39
		Zn	420
		Cu	1083
Ti	1660	Cd	321
Cu	1083	In	157

Таблица 4.4 — Системы, склонные к жидкометаллическому охрупчиванию





Рисунок 4.60. Схема механизма растрескивания при загрязнении медью



Рисунок 4.61. Влияние угла смачивания (двугранного угла) расплавленной меди как функции от температуры (из [114], © AWS)

Этот механизм требует, чтобы жидкая медь имела высокую аффинность к твердой границе и могла быстро проникать через границу. Это, в свою очередь, требует, чтобы жидкая медь была способна эффективно смачивать границу, что определяется контактным или двугранным углом между жидкой и твердой подложкой. Как и в других системах жидкость — твердое тело,

отношение поверхностных энергий пары твердое тело — жидкость и пары твердое тело — твердое тело может быть использовано для описания характеристик смачивания, как показано на рисунке 2.45.

График зависимости двугранного угла от температуры на рисунке 4.61 показывает, что для мягких сталей смачивание наиболее эффективно вблизи температуры плавления меди и становится постепенно менее эффективным при более высоких температурах. Это объясняет, почему РЗМ в ЗТВ сталей обычно локализуется в ЗТВ и не распространяется на границу шва.

Рассмотрение граничного смачивания также объясняет, почему материалы, которые являются аустенитными в диапазоне температур расплавленной меди, наиболее чувствительны к РЗМ. Расплавленная медь не смачивает феррито-ферритовые или феррито-аустенитные границы так же эффективно, как аустенит-аустенитные, и, таким образом, такие материалы, как ферритные нержавеющие стали, не чувствительны к РЗМ. Важно учитывать, что большинство конструкционных сталей являются аустенитными в интервале температур плавления меди и сплавов на основе меди и, таким образом, подвержены РЗМ.

4.6.2 Количественная оценка растрескивания при загрязнении медью

Для оценки склонности к P3M было использовано несколько методов испытаний. В работе Холберта и соавт. [115] использовали форму испытания с круглой накладкой для оценки склонности к растрескиванию в некоторых аустенитных нержавеющих сталях. В ходе этого испытания было получено P3M в 3TB, но не была приведена какая-либо оценка в отношении склонности.



Рисунок 4.62. Испытание на разрыв при растрескивании при загрязнении медью с использованием нержавеющей стали типа 304 (от Savage и др [114] © AWS)

В работе Севеджа и соавт. [114, 116] использовали как точечное испытание по методу Варестрейнт, так и испытание на разрыв при постоянном напряжении от нагрузки для определения количества трещин в различных сплавах. Для обоих методов испытаний медь

наносилась на поверхность образца. Для испытаний на разрыв при напряжении образцы сначала нагружали при постоянном напряжении, а затем выдерживали при разных температурах до разрыва. Пример результатов этого метода для нержавеющей стали типа 304 показан на рисунке 4.62. Обратите внимание, что время до разрушения резко сокращается при нагревании выше температуры плавления меди.

С помощью точечного испытания по методу Варестрейнт (см. главу 9), было оценено большое количество сплавов на основе Fe и Ni и двух сплавов на основе Co [114]. Испытания проводились с использованием двух уровней прикладываемой деформации (приблизительно 1,0 и 3,5 %). Затем образцы исследовали на растрескивание и сравнивали с образцами-компаньонами, которые не были покрыты медью. На основании этих испытаний сплавы были разделены на склонные или не склонные, как показано в таблице 4.5. Обратите внимание, что сплавы на основе Ni устойчивы к РЗМ, несмотря на аустенитную (ГЦК) микроструктуру. Две ферритные нержавеющие стали (типы 430 и 446) являются стойкими, поскольку они являются ферритными (ОЦК) при температуре плавления меди.

Таблица 4.5 — Материалы, склонные или устойчивые к растрескиванию при загрязнении медью, определенные с помощью точечного испытания по методу Варестрейнт^а

Подверженные	Устойчивые	
Углеродистые стали и высокопрочные		
низколегированные стали	Нержавеющие стали	
HY-80	Тип 430	
AISI4130	Тип 446	
AISI 4340		
Детали кузова автомобиля	Никелевые сплавы	
	Сплав 718	
Нержавеющие стали	Сплав 750	
Тип 304	René 41	
Тип 316	Waspaloy	
Тип 321	Hastelloy X	
Тип 347		
Тип 410	Алюминиевые сплавы	
A-286	6061-T6	
Сплавы на основе Со		
L-605		
Haynes 188		
^а Из источника [114].		

4.6.3 Выявление растрескивания при загрязнении медью

РЗМ обычно довольно легко идентифицировать, используя металлографические и передовые методы определения характеристик, включая анализ посредством РЭМ. Трещины обычно находятся в ЗТВ, но на некотором расстоянии от границы шва, как показано на микрофотографиях на рисунке 4.63 для типа 304L [115] и сплава 188 на основе Со [117]. РЗМ можно спутать с ликвационным растрескиванием в ЗТВ, но отстранение от границы шва — признак, обычно являющийся отличительной чертой РЗМ. При наблюдении РЗМ в металлографических срезах в состоянии после полировки, присутствие меди обычно проявляется вдоль границ зерен.

РЗМ также можно определить путем анализа поверхности излома. Поскольку РЗМ является результатом инфильтрации расплавленной меди по границам зерен, поверхность разрушения будет демонстрировать высокие уровни меди, когда будет проведен анализ поверхности разрушения посредством РЭМ или РЭДС.

4.6.4 Предотвращение растрескивания при загрязнении медью

Предотвратить РЗМ обычно довольно просто, если механизм растрескивания правильно идентифицирован и найден источник меди. В большинстве случаев этим источником будет крепеж, сопла для защитного газа или другое оборудование на медной основе, с которым соприкасаются детали, подлежащие сварке. Медь должна ободрана с оригинальной детали или иным образом нанесена на поверхность в объемном виде. Медь, добавленная в качестве легирующего элемента, не вызывает РЗМ. Например, атмосферостойкие стали и некоторые высокопрочные стали могут содержать до 1 мас.% Си для улучшения общих коррозионных свойств или для образования выделений с высоким содержанием меди, но эти стали не подвержены воздействию РЗМ.



Рисунок 4.63. Примеры растрескивания при загрязнении медью. (a) Тип 304 L (из [115], © AWS) и (b) сплав 188 на основе Co (из [117], © AWS)





Рисунок 4.64. Инфильтрация меди по границам зерен в ЗТВ из углеродистой стали

В некоторых случаях РЗМ происходит, когда Сu случайным образом электрохимически наносится на поверхность стали. Это также может произойти, если склонные материалы подвергаются воздействию расплавленной меди. Пример показан на рисунке 4.63, где ковш из углеродистой стали использовался для извлечения образцов расплавленной меди для анализа. Эти ковши вышли из строя через короткий промежуток времени из-за инфильтрации меди как в 3TB, так и в металле шва (рисунок 4.64).

Выбор сплавов, которые являются ферритными при повышенных температурах, является эффективным способом предотвращения растрескивания. Расплавленная медь плохо смачивает границы феррит-феррит или феррит-аустенит и, следовательно, это препятствует проникновению расплавленной меди вдоль границ. Ферритные нержавеющие стали, такие как тип 430, и дуплексные нержавеющие стали устойчивы к РЗМ. Сплавы на основе Ni также устойчивы, несмотря на их аустенитную (ГЦК) микроструктуру, отчасти из-за широкой растворимости Cu в Ni. Аустенитные нержавеющие стали обычно склонны к РЗМ, но их склонность уменьшается, если некоторые ферриты образуются вдоль границ зерен аустенита в ЗТВ.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

[1] Bengough GD. A study of the properties of alloys at high temperatures. J Inst Metals 1912;VII: 123-174.

[2] Rhines FN, Wray PJ. Investigation of the intermediate temperature ductility minimum in metals. Trans ASM 1961;54:117-128.

[3] Mintz B, Abu-Shosa R, Shaker M. Influence of deformation induced ferrite, grain boundary sliding, and dynamic recrystallization on hot ductility of 0.1-0.75 Mac.% C steels. Mater Sci Technol 1993;9:907-914.

[4] Hems worth B, Boniszewski T, Eaton NF. Classification and definition of high temperature welding cracks in alloys. Metal Constr Brit Weld J 1969; 16 (1):5-16.

[5] Cordea JN, Kammer PA, Martin DC. Causes of Assuring in Ni-base and stainless steel alloy weld metals. Weld J 1964;43 (11):481s—491s.

[6] Haddrill DM, Baker RG. Microcracking in austenitic weld metal. Brit Weld J 1965; 12 (8):411-418.

[7] Lippold JC, Ramirez AJ. Elevated temperature grain boundary embrittlement and ductility-dip cracking of Ni-base weld metals. Proceedings of the Conference on Vessel Penetration, Inspection, Cracking, and Repairs, NRC; September 29-October 2, 2003; Gaithersburg, MD.

[8] Nissley NE, Collins MG, Guaytima G, Lippold JC. Development of the strain-to-fracture test for evaluating ductility-dip cracking in austenitic stainless steels and Ni-base alloys. Weld World 2002;46 (7/8):32-40.

[9] Lippold JC, Nissley NE. Further investigations of ductility-dip cracking in high chromium, Ni-base filler metals. Weld World 2007;51 (9/10):24-30.

[10] Дюпон JN, Lippold JC, Kiser SD. Welding Metallurgy and Weldability of Nickel Base Alloys. Hoboken, NJ: Wiley and Sons, Inc; 2009. p 138-142.

[11] Yamaguchi S, Kobayashi H, Matsumiya T, Hay ami S. Effect of minor elements on hot workability of nickel-base superalloys. Metals Technol 1979;6 (5): 170-175.

[12] Zhang YC, Nakagawa H, Matsuda F. Weldability of Fe-36%Ni alloy (report V). Trans JWRI 1985;14 (2):119-124.

[13] Zhang YC, Nakagawa H, Matsuda F. Weldability of Fe-36% Ni alloy (report VI). Trans JWRI 1985; 14 (5):125-134.

[14] Ramirez AJ, Lippold JC. High temperature cracking in nickel-base weld metal, Part 2: Insight into the mechanism. Mater Sci Eng A 2004; 380:245-258.

[15] Ramirez AJ, Lippold JC. New insight into the mechanism of ductility dip cracking in Ni-base weld metals. In: Bollinghaus T, Herold H, editors. Hot Cracking Phenomena in Welds. Berlin/Heidelberg: Springer; 2005. p. 19-41.

[16] Nishimoto K, Saida K, Okauchi H. Microcracking in multipass weld metal of alloy 690, Part 1: Microcracking susceptibility in reheated weld metal. Sci Technol Weld Join 2006; 11 (4):455-461.

[17] Nishimoto K, Saida K, Okauchi H, Ohta K. Microcracking in multipass weld metal of alloy 690, Part 2: Microcracking susceptibility in reheated weld metal. Sci Technol Weld Join 2006; 11 (4):462-470.

[18] Nishimoto K, Saida K, Okauchi H, Ohta K. Microcracking in multipass weld metal of alloy 690, Part 3: Microcracking susceptibility in reheated weld metal. Sci Technol Weld Join 2006; 11 (4):471-479.

[19] Hoκep II FF, DuPont JN. Metallurgical investigation into ductility dip cracking in Ni-based alloys, Part I. Weld J 2009;88 (l):7s-20s.

[20] Нокер II FF, Дюпон JN. Metallurgical investigation into ductility-dip cracking in Ni-based alloys, Part II. Weld J 2009;88 (3):62s-77s.

[21] Young GA, Capobianco TE, Penik MA, Morris BW, McGee JJ. The mechanism for ductility dip cracking in nickel-chromium alloys, Weld J 2008;87 (2):31s^-3s.

[22] Ramirez AJ, Lippold JC. High temperature cracking in nickel-base weld metal, Part 1: Ductility and fracture behavior. Mater Sci Eng A 2004;380:259-271.

[23] Matsuda F. Weldability of Fe-36% Ni alloy, II: Effect of chemical composition on reheated hot cracking in weld metal. Trans JWRI 1984; 13 (2):241-247.

[24] Collins MG, Lippold JC. An investigation of ductility-dip cracking in nickel-base filler metals, Part 1. Weld J 2003;82 (10):288s-295s.

[25] Collins MG, Lippold JC. An investigation of ductility-dip cracking in Ni-base filler metals, Part 2. Weld J 2003;82 (12):348s-354s.

[26] Collins MG, Ramirez AJ, Lippold JC. An investigation of ductility-dip cracking in Ni-base filler metals, Part 3. Weld J 2004;83 (2):39s^i9s.

[27] Lippold JC, Nissley NE. Ductility dip cracking in high-chromium, Ni-base filler metals. In: Bollinghaus T, Herold H, Cross CE, Lippold JC, editors. Hot Cracking Phenomena in Welds II. Berlin/Heidelberg: Springer; 2008. p 409-426.

[28] Nissley NE, Lippold JC. Ductility-dip cracking susceptibility of Ni-based weld metals, Part 1: Strain-to-fracture testing. Weld J 2008;87 (10):257s-264s.

[29] Nissley NE, Lippold JC. Ductility-dip cracking susceptibility of Ni-based weld metals, Part 2: Micro structural characterization. Weld J 2009;88 (6):131s-140s.

[30] Alexandrov BT, Hope AT, Sowards JW, McCracken S, Lippold JC. Weldability studies of high-Cr, Ni-base filler metals for nuclear applications. Weld World 2011 ;55 (3/4):65-76.

[31] Nissley NE. Intermediate temperature grain boundary embrittlement in Ni-base weld metals [PhD Dissertation]. Columbus, OH: Ohio State University; 2006.

[32] Matsuda F. Hot crack susceptibility of weld metal. Proceedings of 1 st US-Japan Symposium on Advances in Welding Metallurgy; 7-8 June, 1990, San Francisco, CA. American Welding Society, Miami, FL. 1990. p 19-36.

[33] Lippold JC, Lin W. A methodology for quantifying heat-affected zone liquation cracking susceptibility. Unpublished research [unpublished PhD Thesis]. Columbus, OH: Edison Welding Institute; 1994.

[34] Kikel JM, Parker DM. Ductility-dip cracking susceptibility of filler metal 52 and alloy 690. In: Trends in Welding Research V. Metals Park, OH: ASM International; 1999. p 757-762.

[35] Nissley NE, Lippold JC. Development of the strain-to-fracture test for evaluating ductility-dip cracking in austenitic alloys. Weld J 2003;82 (12):355s-364s.

[36] Matsuda F, Nakagawa H. Some fractographic features of various weld cracking and fracture surface with scanning electron microscope. Trans JWRI 1977;6 (1):81-90.

[37] Meitzner CF. Stress Relief Cracking in Steel Weldments. WRC Bulletin No. 211. New York: Welding Research Council; 1975.

[38] Dhooge A, Vinckier A. Reheat cracking - a review of recent studies. Int J Pres Ves Pip 1987;27 (4):239-269.

[39] Dhooge A, Vinckier A. Reheat cracking - a review of recent studies (1984-1990). Weld World 1992;30 (3/4):44-71.

[40] Tamaki K, Suzuki J, Nakaseka Y, Tajiri M. Effects of carbides on reheat cracking sensitivity. Trans JWS 1984; 15(1).

[41] Tamaki K, Suzuki J. Effect of chromium and molybdenum on reheat cracking sensitivity of steels. Trans JWS 1983; 14 (2): 124-127.

[42] Tamaki K, Suzuki J. Combined influences of phosphorus, chromium and molybdenum on reheat cracking of steels. Trans JWS 1984; 15 (2): 117-124.

[43] Tamaki K, Suzuki J, Tajiri M. Effect of vanadium and titanium on reheat cracking sensitivity. Trans JWS 1984;15 (1): 17-24.

[44] Tamaki K, Suzuki J. Reheat cracking test on high strength steels by modified implant test. Trans JWS 1983;14 (2):25-30.

[45] McMahon Jr CJ, Shin J. Comparison of stress relief cracking in A508, C12 and A533B pressure vessel steels. Metal Sci 1984;8 (18).

[46] Watanabe T, Savage WF. A study of reheat cracking in weld heat affected zone of high strength steel. Trans Natl Res Inst Metals 1984;26 (4).

[47] Kikuchi T, Nakao Y. Effect of impurity elements on the reheat cracking in the weld zones of steel. Proceedings of 4th International JWS Symposium; September 1982; Osaka, Japan.

[48] Hippsley CA, Knott JF, Edwards BC. A study of stress-relief cracking in 2.25Cr-lMo steel -1. The effects of P segregation. Acta Metall 1980;28:869-885.

[49] Hippsley CA, Knott JF, Edwards BC. A study of stress-relief cracking in 2.25Cr-lMo steel - II. The effects of multi-component segregation. Acta Metall 1982;30:641-654.

[50] Shin J, McMahon CJ. Mechanisms of stress-relief cracking in a ferritic steel. Acta Metall 1984;32 (9): 1535-1582.

[51] Lundin CD, Khan KK. Fundamental Studies of the Metallurgical Causes and Mitigation of Reheat Cracking in 1.25Cr-0.5Mo and 2.25Cr-lMo Steels. WRC Bulletin No. 409. New York: Welding Research Council; 1996.

[52] Meitzner CF, Pense AW. Stress-relief cracking in low-alloy steel weldments. Weld J 1969;48 (10):431s-440s.

[53] Vinckier AG, Pense AW. A Review of Underclad Cracking in Pressure Vessel Components. WRC Bulletin No. 197. New York: Welding Research Council; 1974.

[54] Haure J, Bocquet P. Fissuration sous les revetments inoxyables des pieces pour cuvees sous pression (Cracking below stainless steel cladding under tension). Convention No. 6210-75/3/303; September 1975; Creusot Loire.

[55] Brear JM, King BL. An assessment of the embrittling effects of certain residual elements in two nuclear pressure vessel steels (A533B, A508). Philos. Trans. R Soc London, A 1980;295:291.

[56] Lundin CD, Khan K, Gill T. PWHT/reheat/stress rupture cracking and heat-affected zone toughness in Cu-precipitation hardenable steel A710. Welding Research Council Progress Report No. 46; 1991. p 31-51.

[57] Thomas RD Jr. HAZ cracking in thick sections of austenitic stainless steels, Part 1. Weld J 1984;63 (9):2»2.

[58] Thomas Jr RD. HAZ cracking in thick sections of austenitic stainless steels, Part 2. Weld J 1984;63 (9):355s-368s.

[59] Curran RM, Rankin AW. Welding Type 347 stainless steel for 1100°F turbine operation. Weld J 1955;34 (3):205-213.

[60] Christoffel RJ. Cracking in Type 347 heat-affected zone during stress relaxation. Weld J 1962;41 (6):251s-256s.

[61] Christoffel RJ. Notch-rupture strength of Type 347 heat-affected zone. Weld J 1960;39 (7):315s-320s.

[62] Younger RN, Haddrill DM, Baker RG. Post-weld heat treatment of high-temperature austenitic steels. JISI 1963;201:693-698.

[63] Thomas Jr RD, Messier Jr RW. Welding Type 347 Stainless Steel: An Interpretive Report. WRC Bulletin No. 421. New York: Welding Research Council; 1997.

[64] Van Wortel H. Control of relaxation cracking in austenitic high temperature components. NACE 2007, 11-15 March, 2007, Nashville, TN. p 2216-2228.

[65] Kiso T, Seshimo I, Okazaki T. Cracking in welds of heavy wall nickel alloy piping during fabrication. NACE 2011, 13-17 March, 2011, Houston, TX.

[66] Nishimoto K, Matsunaga T, Tanaka T, Okazaki T. Effect of bismuth on reheat cracking susceptibility in Type 308 FCAW weld metal. Weld World 1998;41:220-235.

[67] Дюпон JN, Lippold JC, Kiser SD. Welding Metallurgy and Weldability of Nickel Base Alloys. Hoboken, NJ: Wiley and Sons, Inc; 2009. p 364-367.

[68] Glossop BA, Eaton NF, Boniszewski T. Reheat cracking in Cr-Mo-V steel weldments. Metal Constr Brit Weld J 1969; 1 (2s):68-73.

[69] Debray W. Reheat cracking in low alloy steels. Metal Constr February 1976; 8(2):74-77.

[70] Pense AW, Galda EJ, Powell GT. Stress relief cracking in pressure vessel steels. Weld J 1971 ;50 (8):374s-378s.

[71] Tamaki K, Suzuki J. RHC test on high strength steel by a modified implant test. Trans JWS 1983;14 (2):33-38.

[72] Younger RN, Baker RG. Heat-affected zone cracking in welded high-temperature austenitic steels. JISI 1960;196:188-194.

[73] Gleeble® Systems: Defining a New Era in Thermal-Mechanical Physical Simulation and Testing. Poestenkill, NY: Dynamic Systems Inc. Available at http://gleeble.com. Accessed July 1, 2014.

[74] Balaguer JP, Wang Z, Nippes EF. Stress relief cracking of copper containing HSLA steel. Weld J 1989;68 (4):121s-131s.

[75] Nawrocki JG, Дюпон JN, Robino CV, Puskar JD, Marder AR. The mechanism of stress-relief cracking in a ferritic alloy steel. Weld J 2003;82 (2):25s-35s.

[76] Norton SJ, Lippold JC. Development of a Gleeble-based test for postweld heat treatment cracking susceptibility. Trends in Welding Research. Proceedings of 6th Annual Conference; 2003, 15-19 April 2002, Calloway Gardens, GA. ASM International, p 609-614.

[77] Wilson RM, Burchfield WF. Nickel and high-nickel alloys for pressure vessels. Weld J 1956;35 (1):32s-40s.

[78] Kou S. Welding Metallurgy, 1st edn. Hoboken, NJ: Wiley Interscience, Inc.

[79] Berry TF, Hughes WP. A study of the strain-age cracking characteristics in welded Rene 41 - Phase II. Weld J 1969;46 (ll):505s-513s.

[80] Baker RG, Newman RP. Cracking in welds. Metal Constr Brit Weld J 1969;1:1-4.

[81] Franklin JG, Savage WF. Stress relaxation and strain-age cracking in Rene 41 weldments. Weld J 1974;53 (9):380s-387s.

[82] McKeon D. Reheat cracking in high nickel alloy heat-affected zones. Weld J 1971 ;50 (5):201s-205s.

[83] Nakao Y. Study on reheat cracking of Ni-base superalloy, Waspaloy. Trans JWS 1988; 19 (1):66-74.

[84] Prager M, Shira CS. Welding of Precipitation-Hardening Nickel-Base Alloys. Welding Research Council Bulletin 128. New York: Welding Research Council; 1968.

[85] Younger RN, Baker RG. Heat-affected zone cracking in welded austenitic steels during heat treatment. Brit Weld J 1961 ;8 (12):579-587.

[86] Wu KC, Herfert RE. Micro structural studies of Rene 41 simulated weld heat-affected zones. Weld J 1967;46 (1):32s-38s.

[87] Weiss S, Hughes WP, Macke HJ. Welding evaluation of high temperature sheet materials by restraint patch testing. Weld J 1962;41 (1):17s-22s.

[88] Hughes WP, Berry TF. A study of the strain-age cracking characteristics in welded Rene 41-Phase I. Weld J 1967;46 (8):361s-370s.

[89] Duvall DS, Owczarski WA. Studies of postweld heat-treatment cracking in nickel-base alloys. Weld J 1969;48 (1):10s-22s.

[90] Duvall DS, Owczarski WA. Heat treatments for improving the weldability and formability of Udimet 700. Weld J 1971;50 (9):401s^109s.

[91] Koren A, Roman N, Weisshaus I, Kaufman A. Improving the weldability of Ni-base superalloy 713C. Weld J 1982;61 (ll):348s-351s.

[92] Thamburaj R, Goldak JA, Wallace W. The influence of chemical composition on postweld heat treatment cracking in Rene 41. SAMPE Quarterly 1979;10:6-12.

[93] Carlton JB, Prager M. Variables Influencing the Strain-Age Cracking and Mechanical Properties of Rene 41 and Related Alloys. Welding Research Council Bulletin 150. New York: Welding Research Council; 1970. p 13-23.

[94] Fawley RW, Prager M. Evaluating the Resistance of Rene 41 to Strain-Age Cracking. Welding Research Council Bulletin 150. New York: Welding Research Council; 1970. p 1-12.

[95] Duvall DS, Doyle JR. Repair of turbine blades and vanes. ASME Publication 73-GT-44; 1973. ASME, New York, NY.

[96] King RW, Hatala RW, Hauser HA. Welding of superalloy turbine hardware. Metals Eng Q 1970;10:55-58.

[97] Flowers G, Kelley E, Grossklaus W, Barber J, Grubbs G, Williams L. Elevated-temperature, plasma-transferred arc welding of nickel-base superalloy articles. US patent 6,084,196. July 4, 2000.

[98] Lucas MJ, Jackson CE. The welded heat affected zone in nickel-base alloy 718. Weld J 1970;49 (2):46s-54s.

[99] Adam R Welding of high-strength gas turbine alloys. In: High Temperature Alloys for Gas Turbines. London: Applied Science Publishes; 1978. p 737-768.

[100] Arata Y. Fundamental studies on electron beam welding of heat-resistant superalloys for nuclear plants (Report 4). Trans JWRI 1978;7:41-48.

[101] D'Annessa AT, Owens JS. Effects of furnace atmosphere on heat treatment cracking of Rene 41 weldments. Weld J 1973;52 (12):568s-575s.

[102] Lepkowski WJ, Monroe RE, Rieppel PJ. Studies on repair welding age-hardenable nickel-base alloys. Weld J 1960;39 (9):392s-400s.

[103] Rowe MD. Ranking the resistance of wrought superalloys to strain-age cracking. Weld J 2006;85 (2):27s-34s.

[104] Metzler DA. A Gleeble®-based methodology for ranking the strain-age cracking susceptibility of Ni-based superalloys. Weld J 2008;87 (10):249s-256s.

[105] Dix AW, Savage WF. Factors influencing strain-age cracking in Inconel X-750. Weld J 1971 ;50 (6):247s-252s.

[106] Threadgill PL. Avoiding HAZ defects in welded structures. Metals Mater July 1985;1985:422^129.

[107] Farrar JCM, Dolby RE, Baker RG. Lamellar tearing in welded structure steels. Weld J 1969;48 (7):274s-282s.

[108] Kou S. Welding Metallurgy. 2nd ed. Hoboken, NJ: Wiley-Interscience; 2003. p 327.

[109] Dickinson DW, Ferguson BL, Ries GD. Prediction of lamellar tearing susceptibility by mechanical testing. Weld J 1980;59 (ll):343s-348s.

[110] Jubb JEM. Lamellar Tearing. Welding Research Council Bulletin 168. New York: Welding Research Council; 1971.

[111] Ganesh H, Stout RD. Material variables affecting lamellar tearing susceptibility in steels. Weld J 1976;55 (ll):341s-355s.

[112] Ganesh H, Stout RD. Effect of welding variables on lamellar tearing susceptibility in the Lehigh test. Weld J 1977;56 (3):78s-87s.

[113] Elliot DN. A fractographic examination of lamellar tearing in multi-run fillet welds. Metal Constr Brit Weld J 1969; 1 (2s):50-63.

[114] Savage WF, Nippes EF, Mushala MC. Liquid metal embrittlement of the heat-affected zone by copper contamination. Weld J 1978;57 (8):237s-245s.

[115] Holbert RK, Dobbins AG, Bennet RK. Copper contamination cracking in thin stainless steel sheet. Weld J 1987;66 (8):38-44.

[116] Savage WF, Nippes EF, Mushala MC. Copper-contamination cracking in the weld heat-affected zone. Weld J 1978;57 (5):145s-152s.

[117] Matthews SJ, Maddock MO, Savage WF. How copper surface contamination affects weldability of cobalt superalloys. Weld J 1972;51 (5):326-328.

5 ВОДОРОДИНДУЦИРОВАННОЕ РАСТРЕСКИВАНИЕ

5.1 ВВЕДЕНИЕ

Присутствие водорода в металле сварного шва или ЗТВ может привести к образованию трещин, известных как водород-индуцированное растрескивание (ВИР). Эту форму растрескивания также обычно называют «растрескивание в присутствии водорода» (РПВ) или «холодным растрескиванием», поскольку оно происходит при комнатной температуре или около нее после охлаждения сварного шва. Потеря пластичности, связанная с присутствием водорода, часто называется водородным охрупчиванием. Эта форма растрескивания чаще всего связана со сталями, но присутствие достаточного количества водорода может привести к растрескиванию или охрупчиванию в других материалах.

Хотя водород присутствует на некотором следовом уровне практически во всех материалах, именно введение водорода в процессе сварки позволяет присутствовать водороду на некотором пороговом уровне, чтобы способствовать растрескиванию. Атомарный водород очень подвижен в микроструктуре даже при комнатной температуре, что позволяет ему диффундировать в области концентрации напряжений и области склонной микроструктуры.

Хотя ВИР обычно происходит почти сразу после охлаждения до комнатной температуры, это может также произойти после определенного периода времени. Эта форма ВИР называется «замедленным» растрескиванием. Это говорит о том, что для диффузии и накопления водорода необходим инкубационный период в месте, где происходит растрескивание после достижения порогового уровня водорода.

Несмотря на то, что водородное растрескивание и его варианты изучались в течение более 60 лет, до сих пор нет общепринятого видения механизма. Отчасти это связано с тем, что водород очень трудно обнаружить с помощью аналитических инструментов. В отличие от других следовых элементов (P, S, B, O), которые приводят к растрескиванию или охрупчиванию, водород в микроструктуре эффективно не обнаруживается. Компьютерное моделирование улучшило понимание поведения водорода в металлах, и был достигнут значительный прогресс в прогнозировании охрупчивания.

В отсутствие точного механизма водородного охрупчивания были разработаны методы, позволяющие избежать ВИР в большинстве конструкционных материалов, особенно в сталях. Модификация и контроль состава, условий сварочного процесса и микроструктуры можно эффективно использовать, чтобы избежать этой формы растрескивания сварного шва. На практике предотвращение ВИР может быть достигнуто в большинстве случаев благодаря применению соответствующих процедур.

Металлургия сварки и свариваемость, первое издание. Джон К. Липпольд.

© 2015 Издательство John Wiley & Sons, Inc. Опубликовано в 2015 году издательством John Wiley & Sons, Inc.

5.2 ТЕОРИИ ВОДОРОДНОГО ОХРУПЧИВАНИЯ

ВИР чаще всего ассоциируется со сваркой из-за того, что водород вводится в сварочную ванну в процессе сварки. Высокие температуры в сварочной дуге приводят к диссоциации газообразного водорода, водяного пара и водородсодержащих соединений, что приводит к образованию атомарного водорода, который может легко абсорбироваться в расплавленной сварочной ванне и диффундировать в окружающую металлическую матрицу. Существует три основных источника водорода во время сварки: (i) влага в покрытии электрода, флюс, защитный газ и окружающая среда; (ii) продукты разложения электродных покрытий целлюлозного типа и продукты горения при сварке газообразным кислородом; и (III), загрязняющие вещества, содержащие углеводороды (жир, масло, резка жидкость и т. д.) на поверхности присадочного металла и основной плиты перед сваркой.

Генерация водорода в металле шва, а затем его диффузия в ЗТВ, вызывающая растрескивание во время сварки, показаны на рисунке 5.1 [1]. Водород в атомарной форме довольно подвижен в расплавленной сварочной ванне и быстро диффундирует в окружающую ЗТВ. Как показано на рисунке 5.2, при повышенной температуре водород растворяется в железе, и его коэффициент диффузии достаточно высок [2].



Рисунок 5.1. Диффузия водорода из металла шва в ЗТВ во время сварки (из [1], © ASM)



Рисунок 5.2. Растворимость водорода в железе в зависимости от температуры (из [2], © ASM)

Когда металл шва и ЗТВ охлаждены до комнатной температуры, коэффициент диффузии водорода остается достаточно высоким, и водород способен рассеиваться на некоторое расстояние в ЗТВ. Данные по диффузии как для ферритных (ОЦК), так и для аустенитных (ГЦК) материалов приведены на рисунке 5.3 от Сое [3]. Даже при температуре ниже 100°С водород достаточно подвижен в ферритной микроструктуре. Это объясняет, почему сварные швы могут страдать от отложенного растрескивания, поскольку даже при комнатной температуре водород может диффундировать с заметной скоростью.

Из-за широко распространенных проблем с ВИР, связанных как со сваркой, так и с воздействием на изделие окружающей среды, механизм ВИР изучался с 1940-х годов. Было предложен ряд теорий, но до сих пор нет единого механизма. Вероятно, это связано с тем, что поведение водорода в материалах различно, а это объясняется различиями в кристаллической структуре, механизмах усиления, диффузионных характеристиках и других переменных. Среди всех конструкционных материалов ВИР является наиболее распространенным в стали из-за ее сложных процессов превращения (легкость образования твердого мартенсита), а также потому, что относительно низкие уровни водорода могут вызвать растрескивание.



Рисунок 5.3. Коэффициент диффузии водорода в феррите и аустените в зависимости от температуры (из [3], © Wiley)

Ни один из предложенных механизмов не может всесторонне объяснить все явления, связанные с ВИР, и вполне возможно, что несколько механизмов работают совместно, вызывая растрескивание. Некоторые из наиболее популярных теорий, которые развивались в течение многих лет, кратко изложены в следующих разделах.

5.2.1 Теория планарного давления

Теория планарного давления была предложена Запфе и Симс [4]. Эта теория связывала растрескивание с образованием пузырьков водорода в микроструктуре, основанном на диффузии атомарного водорода к дефектным участкам, таким как границы зерен и границы раздела. Как только водород накапливается в этих местах, он объединяется с образованием пузырьков молекулярного водорода (H₂) с высоким внутренним давлением. Если это давление превышает упругую прочность (предел текучести) материала, эти внутренние пустоты могут расти и связываться друг с другом. В конце концов сцепление этих пустот приводит к образованию трещин с помощью пластичной деформации или механизма раскалывания. Наличие пустот на поверхности излома, которые можно было наблюдать с помощью оптического микроскопа, вероятно, побудило Запфе и Симс предложить внутреннее давление в качестве движущей силы водородного растрескивания. С появлением эта теория была оставлена. Хотя теория планарного давления к ВИР, она может объяснить явление, известное как «пузырьки водорода», когда длительное воздействие водорода (или окружающей среды, которая генерирует водорода) может привести к декогезии поверхности, проявляющейся в виде пузырьков.

5.2.2 Теория поверхностной адсорбции

Теория поверхностной адсорбции была предложена Петчем [5, 6]. Было высказано предположение, что свободная энергия поверхности атомарно чистого металла снижается за счет водорода, адсорбированного на внутренней поверхности трещины. Разрушающее напряжение затем уменьшается на квадратный корень поверхностной энергии, согласно термодинамическому критерию Гриффита. В этих условиях трещины могут распространяться при низком приложенном

напряжении. Теория поверхностной адсорбции имеет хорошую экспериментальную поддержку, но никогда не было удовлетворительного объяснения механики поведения водорода на атомистическом уровне в вершине трещины.

5.2.3 Теория декогезии

В теории декогезии от Трояно [7] предположено, что высокие трехосные напряжения, которые присутствуют при концентрации напряжений, таких как на кончике трещины, притягивают растворенный атомарный водород и локально снижают когезионную прочность. При достижении критической концентрации водорода образуется небольшая трещина, которая распространяется в область с высокой концентрацией водорода. Для дальнейшего роста трещины необходимо дождаться локального увеличения концентрации водорода перед трещиной. Этот процесс зарождения и распространения трещины повторяется до тех пор, пока не будет достигнут критический уровень водорода или уровень трехосного напряжения не уменьшится. Этот процесс схематически показан на рисунке 5.4.

Теория декогезии была также поддержана Ориани [8–10]. Он предположил, что максимальная сила сцепления между атомами уменьшается за счет растворенного водорода, который накапливается в местах ловушек, таких как пустоты, границы зерен и границы раздела. Если локальное напряжение превышает силу сцепления, которая уменьшается растворенным водородом, атомные связи могут быть разорваны, и может произойти растрескивание. Влияние мест нахождения ловушек на водородное охрупчивание предполагает, что водород может накапливаться в определенных местах в микроструктуре, и «прочность» места ловушек определяет, при каких условиях водород может участвовать в процессе [11, 12]. Например, граница раздела между определенными выделениями и матрицей может представлять собой очень сильные ловушки, препятствующие выходу водорода в матрицу. В работе Сэвэджа и соавт. [13] использовали теорию декогезии, чтобы объяснить прерывистое выделение пузырьков водорода на кончике трещины, которые они наблюдали во время мониторинга. Предположительно, по мере



Рисунок 5.4. Схематическая иллюстрация теории декогезии, предложенная Трояно [7]. © ASM

5.2.4 Теория усиленной водородом локальной пластичности

Несколько исследователей, в том числе Софронис [14–16], Бирнбаум и Софронис [17] и Линч [18], внесли свой вклад в развитие теории усиленной водородом локальной пластичности (УВЛП). Их взгляд на механизм подтверждается экспериментальными наблюдениями и теоретическими расчетами в диапазоне температур и скоростей деформации. Их основное соображение заключается в том, что водород в твердом растворе облегчает движение дислокаций и увеличивает локальную пластичность. Это увеличивает деформации, которые происходят в локальной области, смежной с поверхностью разрушения. Согласно этой теории процесс разрушения характеризуется не охрупчиванием, а процессом локализованного пластичного разрушения.

Модель УВЛП предполагает, что растворенное вещество водорода защищает упругие взаимодействия между препятствиями и дислокациями. Поэтому подвижность дислокаций повышается благодаря уменьшению энергии взаимодействия между компонентами упругих напряжений. Это явление было подтверждено экспериментальным наблюдением в различных конструкционных материалах [19–23]. В результате, если распределение водорода является неоднородным, внутреннее напряжение потока материала изменяется как функция местоположения с локальным пластичным потоком, возникающим при низких напряжениях и более высоких концентрациях водорода.

5.2.5 Модель интенсивности напряжения Бичема

Модель, которая связывала интенсивность напряжений на вершине трещины и концентрацию водорода с поведением разрушения. была предложена Бмуемом в военно-морской исследовательской лаборатории в 1970-х годах [24]. Он использовал образец, нагрузка на который подавалось клином, в водородной среде, чтобы создать уменьшающийся коэффициент интенсивности напряжений (k) на вершине трещины, когда трещина расширяется. Изменения в типе разрушения в зависимости от коэффициента интенсивности напряжений были оценены на основе экспериментального наблюдения (фрактография). Авторы модели предположили, что микроскопической деформации перед вершиной трешины способствует концентрированный водород, растворенный в решетке перед вершиной трещины. Уменьшение коэффициента интенсивности напряжений приводит к постепенному уменьшению микроскопической пластичности, как показано на рисунке 5.5. Поэтому был сделан вывод, что процесс разрушения зависит от комбинации концентрации водорода и коэффициента интенсивности напряжений на вершине трещины. Когда коэффициент интенсивности напряжения низкий, а концентрация водорода высокая, режим разрушения является межзерновым (МЗ), что является наиболее энергетически выгодным процессом, так как включает в себя наименьшую степень пластической деформации по сравнению с такими типами разрушения, как микропористое сращивание (МПС) и квазиразрыв (КР). При более высокой интенсивности напряжения и более низкой концентрации водорода типы КР и МПС заменяют МЗ, как показано на рисунке 5.6. По мере распространения трещины существует возможность перехода разрушения от одного типа к другому в зависимости от интенсивности напряжений или концентрации водорода.



Рисунок 5.5. Микроскопические режимы разрушения, наблюдаемые в зависимости от уменьшения коэффициента интенсивности напряжений и сопутствующего уменьшения скорости растрескивания. (а) Высокий К, МПС, (b) средний К, КР, (c) низкий К, МЗ и (d) МЗ-растрескивание посредством давления водорода (из [24], © Springer)



Рисунок 5.6. Совместное влияние коэффициента интенсивности напряжений и концентрации водорода у вершины трещины на тип разрушения (из [24], © Springer)


Рисунок 5.7. Взаимодействие водорода, микроструктуры и растягивающего сжатия для возникновения ВИР

Модель Бичема широко применялась и была подтверждена фрактографическим анализом образцов для испытания на водородное растрескивание, проведенным другими исследователями [25–28].

Хотя цельного видения механизма ВИР все еще нет, в целом все согласны, что возникновение ВИР в сталях требует одновременного присутствия порогового уровня водорода, чувствительной микроструктуры высокой твердости и растягивающего напряжения, как схематически показано на рисунке 5.7. Кроме того, температура должна находиться в диапазоне от - 100 до 200°С (от - 150 до 390°F). Если исключить один из этих четырех факторов, ВИР можно избежать. С точки зрения сварки, наиболее распространенные подходы, позволяющие избежать ВИР, заключаются в контроле микроструктуры посредством состава и контроле термического цикла сварного шва и минимизации поглощения водорода. Эти подходы будут обсуждаться более подробно в следующих разделах.

5.3 ФАКТОРЫ, КОТОРЫЕ ВЛИЯЮТ НА ВИР

Водородное растрескивание в сталях может происходить как в металле шва, так и в 3TB, хотя оно наиболее распространено в 3TB из-за сочетания микроструктуры и растягивающего сжатия в этой области сварки. Состав и микроструктуру металла шва обычно возможно контролировать, чтобы минимизировать или устранить водородное растрескивание. Например, присадочные металлы со слегка заниженной прочностью с ферритной и (или) бейнитной микроструктурой могут использоваться для сварки высокопрочных сталей. Как указывалось ранее, четыре условия должны быть выполнены для ВИР, а именно: (i) пороговый уровень водорода, (ii) склонная микроструктура, (iii) высокий уровень сжатия и (iv) температура, близкая температуре окружающей среды.

5.3.1 Водород в сварных швах

Водород может попасть в сварной шов из нескольких источников. К ним относятся водород в исходном основном материале, (ii) влага в электродных покрытиях и флюсах, (iii) органические загрязнители (смазка или масло), (iv) водород в защитном газе и, в отдельных случаях, (v) влага из атмосферы. Водород из этих источников может быть ассимилирован в расплавленную сварочную ванну, поскольку жидкое вещество обеспечивает гораздо более высокую растворимость для водорода, чем твердое (в частности железо и алюминий). После кристаллизации диффузионная способность водорода в микроструктуре чрезвычайно высока, и водород диффундирует вниз по градиенту концентрации в ЗТВ.

Измерение фактического уровня водорода в материалах было предметом большого количества исследований (и значительно противоречивых). Все еще трудно назвать «безопасный» уровень водорода для сварных швов и ЗТВ в конструкционных материалах. Пороговый уровень водорода, который способствует растрескиванию, зависит от материала, его микроструктуры и режима напряжения. Например, высокопрочные мартенситные стали требуют меньше диффундирующего водорода, чем ферритные стали низкой прочности, чтобы вызвать растрескивание. По общему правилу следует приложить все усилия, чтобы свести к минимуму или устранить источники водорода.

Существует также разница между общим содержанием водорода, которое измеряется, и той долей этого общего количества, которая доступна для диффузии и внесения вклада в ВИР. Микроструктура может включать множество мест, где может быть захвачен водород — границы зерен и границы раздела частицы/матрицы — и ограничивать его диффузию в матрице [12]. Общее содержание водорода измеряет весь водород, который присутствует в материале и может быть получен посредством использования специальных аналитических методов. Это включает в себя водород, который свободен в матрице, и тот, который «захвачен». В целом, только свободный или диффундирующий водород может способствовать ВИР. Для измерения способного к диффузии водорода необходимо использовать специальные методы, и они обычно основаны на том, чтобы позволить водороду диффундировать из материала с течением времени в условиях, в которых можно измерить выделение водорода.

В большинстве случаев желательно измерять фактическое содержание водорода в сварном шве, а не полагаться на расчеты. Водород довольно сложно измерить, поскольку он очень подвижен и может диффундировать из образца при комнатной температуре. По этой причине были разработаны довольно сложные и подробные процедуры определения водорода, как описано в стандарте AnSI / AWS A4.3-93.

Используя эту процедуру, образцы вначале подвергаются сварке с использованием требуемых процесса и расходных материалов, закрепленные в медном приспособлении для ускорения охлаждения до комнатной температуры. Сразу после сварки образец погружают в ванну со льдом и выдерживают при 0°C (32 °F) до проведения анализа на содержание водорода. При правильном соблюдении этой процедуры можно сохранить большую часть водорода.

Широко используются два метода анализа. Первый известен как метод вытеснения ртути и включает погружение образца в ртутную ванну, поддерживаемую при постоянной температуре 45°C (113°F). Образец оставляют в ванне минимум на 72 часа. Когда водород диффундирует из образца, он вытесняет ртуть в калиброванной трубке, известной как эвдиометр. Ртуть выбрана потому, что она находится в расплавленном состоянии при комнатной температуре и обеспечивает очень низкую растворимость водорода. Через 72 часа измеряется количество вытесненной ртути, а объем водорода рассчитывается и затем переводится в единицы мл/100 г. Это мера водорода, пригодного для диффузии. Экологические проблемы с использованием ртути резко сократили использование этой техники в последние годы. Более простой и прямой метод измерения водорода — поместить образец в газовый хроматограф. Этот прибор измеряет водород напрямую и за относительно короткий период (минуты). Использование хроматографа описано в стандарте ASTM e260. За очевидные преимущества по сравнению с методом вытеснения ртути приходится расплачиваться высокой стоимостью оборудования.

Общее содержание водорода может быть измерено с использованием методов сжигания, таких как метод LeCo [29]. Этот метод также полезен для измерения уровня углерода и азота. Для материалов, которые содержат стабильные места ловушек, измерение общего водорода может не подойти для расчета водорода, пригодного для диффузии, который и способствует ВИР.

Выбранный процесс сварки и используемые расходные материалы оказывают большое влияние на количество водорода, который может ассимилироваться в металле сварного шва и в ЗТВ во время сварки. На рисунке 5.8 показаны уровни водорода, которые возможны для различных процессов. Уровни водорода в сварном шве измеряют в единицах мл / 100 г [30].

Как показано на оси X на этом графике, фактические уровни водорода могут варьироваться от 2 до 30 мл/100 г. Уровни общего водорода менее 10 мл/100 г считаются низкими и обычно представляют небольшой риск с точки зрения ВИР (если металл шва или твердость ЗТВ не очень

высоки). Уровни между 10 и 20 обычно требуют особых мер предосторожности. Выше 20 ВИР может быть очень трудно предотвратить в условиях сильного сжатия.



Рисунок 5.8. Влияние процесса сварки на содержание водорода (из [30], © Elsevier)

Процессы с защитой флюсом (дуговая сварка металлическим электродом в защитном газе (ДСМЭЗГ), ДСПП и ДСФ) являются наиболее склонны к поглощению водорода, поскольку влага во флюсе является крупнейшим источником образования водорода. Расходные материалы ДСМЭЗГ и ДСПП могут производить широкий диапазон уровней водорода в зависимости от природы используемой системы флюса или шлака. В частности, обратите внимание, что рутиловые электроды (такие как Е6010 и Е7010) производят высокие уровни водорода в сварном шве. И наоборот, процессы, которые используют защитный газ для защиты, такие как ССЭГС и ДСВЭЗГ, обеспечивают низкий уровень проникновения водорода в металл шва.

Водород, введенный в сварной шов через дуговую или расплавленную сварочную ванну, должен диффундировать в соседнюю ЗТВ, чтобы ЗТВ был восприимчив к ВИР. Поскольку содержание водорода в основном металле обычно низкое, металл шва становится основным источником водорода. Как показано на рисунке 5.3, коэффициент диффузии водорода в твердом теле является функцией температуры и микроструктуры. Диффузия водорода в ферритных (ОЦК) материалах намного быстрее, чем в аустените (ГЦК) из-за более открытой структуры кристаллической решетки ОЦК по сравнению с ГЦК. Как правило, диффузия водорода в ферритных сталях более чем на 3 порядка (в 1000 раз) сильнее по сравнению с аустенитными сплавами. Это частично объясняет, почему стали, которые являются аустенитными при комнатной температуре или близкой к ней, более устойчивы к ВИР. Широкая полоса диффузии водорода ниже приблизительно 150 °С отражает широкий спектр микроструктур, которые могут присутствовать в

сталях: феррите, перлите, бейните и мартенсите. Скорость диффузии в бейните и мартенсите, как правило, самые высокие.

5.3.2 Влияние микроструктуры

В сталях С–Мп и низколегированных сталях может существовать широкий спектр микроструктур сварного шва в зависимости, как от конкретного состава стали, так и от процесса / параметров сварки. В общем, твердые и (или) хрупкие микроструктуры являются наиболее склонными к водородному растрескиванию. Эти микроструктуры обычно образуются из-за быстрого охлаждения с температур выше верхней критической температуры (А₃) и обычно являются мартенситными или бейнитными.

Высокие скорости охлаждения являются результатом процессов сварки с низкой погонной энергией, низких температур предварительного нагрева и (или) межпроходного нагрева, а также толстых профилей. Влияние скорости охлаждения от верхней критической температуры до комнатной температуры на микроструктуру, генерируемую в простой углеродистой (AISI 1040) и низколегированной стали (AISI 4340), показано на диаграммах непрерывного превращения при охлаждении (НПО) на рисунке 5.9. [31]. На обеих диаграммах наложены три кривые охлаждения, которые представляют высокие (А), средние (В) и низкие (С) скорости охлаждения с температуры, превышающей температуру А₃. Это типичный диапазон, который можно ожидать в 3TB во время сварки. Для большинства сталей скорость охлаждения в диапазоне от 800 до 500°C (1470–930 °F) является наиболее критичной, поскольку это диапазон, в котором аустенит превращается в более низкотемпературные продукты превращения. Время охлаждения в этом диапазоне, обозначаемое t 8–5, часто используется как мера скорости охлаждения.

Для стали AISI 1040 даже самая высокая скорость охлаждения не даст полностью мартенситную структуру, а более низкие скорости охлаждения (В и С) приводят к микроструктурам, состоящим в основном из феррита и перлита. Напротив, сталь AISI 4340 образует 100%-ный мартенсит как при высоких, так и при средних скоростях охлаждения, а также смесь бейнита и мартенсита при самых низких скоростях охлаждения. Это демонстрирует важное влияние прокаливаемости на микроструктуру, которая образуется в ЗТВ. Для закаливаемых сталей, таких как 4340, мартенсит будет легко образовываться в ЗТВ и не может быть предотвращен путем регулирования погонной энергии или температуры предварительного нагрева или межваликовой температуры. Микроструктура ЗТВ стали 1040 с более низкой прокаливаемостью может в значительной степени зависеть от контроля скорости охлаждения, а склонность к ВИР может быть уменьшена путем исключения мартенсита и бейнита в этой стали. Для закаливаемых сталей, таких как 4340, необходимо контролировать ВИР путем снижения содержания Н в ЗТВ, поскольку контроль микроструктуры во время сварки невозможен.

Относительная склонность различных типов микроструктуры, наблюдаемая в сталях, представлена в таблице 5.1. Не подверженный термическому воздействию мартенсит является наиболее склонным, в то время как феррит и перлит, игольчатый феррит и аустенит являются наиболее устойчивыми. В некоторой степени твердость можно использовать как показатель чувствительности микроструктуры к водородному растрескиванию. В целом, микроструктуры с уровнями твердости ниже 35 HRC (~ 350 VHN) устойчивы к водородному растрескиванию в большинстве условий. Примеры типов микроструктуры, обнаруженных в углеродистых сталях, представлены на Рис. 5.10.



Рисунок 5.9. Диаграммы превращения при непрерывном охлаждении. (a) AISI 1040 и (b) AISI 4340 (источник [31]. © ASM).





Рисунок 5.10. Типы микроструктуры в стали. (а) Мартенсит, (b) бейнит/мартенсит, (c) игольчатый феррит с зернограничным ферритом и (d) феррит и перлит.





Прокаливаемость - это общее понятие, определяющее легкость образования мартенсита в микроструктуре. Поскольку мартенсит является наиболее чувствительной к водородному растрескиванию микроструктурой, способность предсказать, будет ли он образовываться, является важным фактором при определении такой чувствительности.

Твердость мартенсита почти полностью определяется содержанием углерода в стали, как показано на Рис. 5.11. В условиях, когда образуется 100% мартенсит, твердость прогнозируется верхней кривой. Обратите внимание, что даже при относительно низком содержании углерода (0,2 мас.%) максимальная твердость составляет порядка 50 HRC. Это объясняет, почему во многих сталях, чувствительных к водородному растрескиванию, содержание углерода составляет приблизительно или ниже % мас. Твердость также можно регулировать путем уменьшения количества образующегося мартенсита, как показано нижней кривой на Рис. 5.11 для 50% мартенсита. Это может быть достигнуто путем контроля скорости охлаждения или снижения прокаливаемости стали.

Формулы углеродного эквивалента (СЕ) используются для прогнозирования чувствительности к водородному растрескиванию. В целом, чем выше значение СЕ, тем более чувствительной к водородному растрескиванию является сталь. К сожалению, нет универсальной формулы Се, которая может быть использована для всех сталей. Формула IIW Се, Се_{IIW}, является наиболее широко используемой, потому что она обычно применяется для большинства нелегированных углеродистых сталей с – Mn:

$$CE_{IIW} = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Cu + Ni}{15} + \frac{Cr + Mo + V}{5}$$

Однако существует множество других формул СЕ, которые могут быть более подходящими для конкретных систем сплавов, как указано в Таблице 5.2. Юриока и Судзуки [32] сгруппировали эти формулы в категории на основе содержания углерода и легирующих элементов в различных сталях. В целом формула Се_{пw} проявляет меньшую прогностическую способность в отношении прокаливаемости при снижении содержания углерода и повышения содержания легирующих компонентов. В разделе 5.6 будет показано, как подход СЕ используется для определения процедур сварки и/или температуры предварительного нагрева для предотвращения водородного растрескивания во время сварки.

		Список
Группа	Формула (значения в мас.%) ^а	литературы
A	$CE_{IIW} = C + Mn/6 + (Cu + Ni)/15 + (Cr + Mo+V)/5$	i
	$CE_{wes} = C + Si/24 + Mn/6 + Ni/40 + Cr/5 + Mo/4 + V/14$	2
	$CE_{stout} = C + Mn/6 + Cu/40 + Ni/20 + (Cr + Mo)/10$	3
В	$CED = C + \frac{Si}{24} + \frac{Mn}{10} + \frac{(Ni + Cu)}{40} + \frac{Cr}{5} + \frac{Mo}{4} + \frac{V}{10}$	4
	PN = C + Si/20 + Mn/10 + Cu/20 + Cr/30 + Mo/20 + 4P/3	5
С	PCM= C+Si/30+Mn/20+Cu/20+Ni/60+Cr/20+Mo/15+V/10+5B	6
	$CE_{pls} = C + Si/25 + Mn/16 + Cu/16 + Ni/60 + Cr/20 + Mo/40 + V/15$	7
	$CE_{hsla} = C + Mn/16 + Ni/50 + Cr/23 + Mo/7 + Nb/5 + V/9$	8
D	$CE_N=C+A(C)[Si/24+Mn/6 + Cu/15 + (Cr+Mo + Nb + V)/5 + 5B]$ где, $A(C) = CE_N=C+A(C)[Si/24+Mn/6 + Cu/15 + (Cr+Mo + Nb + V)/5 + 5B]$ где, $A(C) = CE_N=C+A(C)[Si/24+Mn/6 + Cu/15 + (Cr+Mo + Nb + V)/5 + 5B]$ где, $A(C) = CE_N=C+A(C)[Si/24+Mn/6 + Cu/15 + (Cr+Mo + Nb + V)/5 + 5B]$ где, $A(C) = CE_N=C+A(C)[Si/24+Mn/6 + Cu/15 + (Cr+Mo + Nb + V)/5 + 5B]$	9
	$0.75+0.25 \tan h[20(C-0.12)]$	

Таблица	5.2	Формулы	углеродного	эквивалента	для	сталей	a
---------	-----	---------	-------------	-------------	-----	--------	---

^аИз источника [32].

Группа А: среднеуглеродистые (> 0,16 мас.%) стали, не для низколегированных сталей.

Группа В: средне- и низкоуглеродистые, а также средне- низколегированные стали, более сильное влияние углерода, чем в группе А. Группа С: низкоуглеродистые и низколегированные стали, включая высокопрочные легированные стали.

Группа D: диапазон содержания углерода и легирующих добавок, специальный коэффициент для углерода.

1. Bearden J. O'Neill H. A guide to the selection and welding of low-alloy structural steels, Trans Inst Weld 1940;3:203-214.

2. Kihara H, Suzuki H, Kanatani Y.Studies on weld hardening of steel (Report 3), Journal of Japanese Welding Society, 1958, 27(1):36-42.

3. Stout RD, Vasudevan R, Pense AW. A field weldability test for pipeline steels, Weld J 1976;55(4):89s-94s.

4. Hannerz NE. The influence of silicon on the mechanical properties and the weldability of mild and high tensile structural steels, IIW Doc. IX-1169-80; 1980.

5. Tanaka J, Kitada T. Study on the fillet weld cracking, JWS 1972;41(8):915-924.

6. Ito Y, Bessho K. Cracking parameter of high strength steels related to heat affected zone cracking, JWS 1968;37(9):983-991.

7. Duren C, Niederhoff K. Hardness in the heat affected zone of pipeline girth welds. Proceedings of the Third International Conference on Welding and Performance of Pipelines', November 1986; London. The Welding Institute.

8. Graville BA. Proceedings of the Conference on Welding of HSLA structural steels', November 1976; Rome. American Society for Metals and Associazione di Metallurgia.

9. Yurioka N, Suzuki H, Oshita S. Determination of necessary preheating temperature. Weld J 1983;62(6): 147s-153s.

5.3.3 Сжатие

Сжатие - это термин, который часто используется для описания напряженного состояния и деформации сварного шва, возникающих в результате множества факторов. Высокое сжатие, как правило, является необходимым условием для водородного растрескивания. В общем и целом, сжатие является самой сложной для контроля и измерения переменной в отношении водородного растрескивания. В большинстве прогностических соотношений для водородного растрескивания сжатие просто соотносят с толщиной материала и, возможно, с типом разделки шва. Другими факторами, влияющими на сжатие сварного шва, являются основной материал и прочность металла шва, а также внешнее крепление. Во многих случаях важно не общее (глобальное) сжатие, а локальные растягивающие усилия, которые присутствуют в точках концентрации напряжений, таких как пята сварного шва. Поскольку водород настолько подвижен в структуре, он может накапливаться в области высокого растягивающего усилия.

В случае водородного растрескивания, связанного со сварными швами, остаточные напряжения могут воздействовать на ЗТВ до уровней, близким к пределу текучести. Наличие геометрических дефектов, таких как подплыв, чрезмерный изгиб, сквозной прожог (подшов) и другие концентраторы напряжений, может привести к локально высоким уровням напряжений. При ДСПЭ шлаковые включения в пяту сварного шва могут действовать как точки концентрации напряжений. Почти при каждом водородном растрескивании происходит концентрация напряжений в сварном шве, как показано на Рис. 5.2 [33]. Как будет описано позже в этой главе, большинство испытаний на водородное растрескивание включают подрез или другой элемент концентрации напряжений. Также важно, чтобы эти концентрации напряжений были очень близки к

КзЗТВ, где ожидаются наиболее чувствительная микроструктура и самые высокие уровни водорода.



Рисунок 5.12. Примеры водородного растрескивания, возникающего в точках концентрации напряжений (источник [33]. © Maney).



Рисунок 5.13. Влияние водорода на прочность надрезанного образца на растяжение в водороде (согласно источнику [33]).

5.3.4 Температура

Чувствительность сталей к водородному растрескиванию очень зависит от температуры. Эта зависимость показана на Рис. 5.13. При температурах выше 200°С (390°F) вероятность водородных трещин меньше, поскольку водород может легко диффундировать, а присущая устойчивость к разрушению (вязкость разрушения) микроструктуры увеличивается. При очень низких температурах (<-50°С) подвижность водорода уменьшается, а его влияние сводится к минимуму, хотя снижение влияния водорода часто маскируется изначально низкой устойчивостью к разрушению в некоторых микроструктурах (например, мартенсите). В сталях температура перехода из пластичного в хрупкое состояние обычно находится в диапазоне от 20 до –100°С.

Как обсуждалось ранее, не весь водород, который присутствует в материале, влияет на водородное растрескивание. Водород присутствует как в «диффундирующей», так и в «недиффундирущей» форме. На водородное растрескивание влияет только диффундирующий водород, поскольку он способен диффундировать в области с высоким напряжением. Недиффундирующий водород «захвачен» в структуре и не способен диффундировать. Места захвата могут включать границы зерен и границы раздела между частицами и матрицей.

5.4 КОЛИЧЕСТВЕННОЕ ВЫРАЖЕНИЕ ЧУВСТВИТЕЛЬНОСТИ К ВОДОРОДНОМУ РАСТРЕСКИВАНИЮ

Для количественного выражения чувствительности к водородному растрескиванию были разработаны несколько методов и способов испытаний. Одним из косвенных методов оценки потенциальной чувствительности к водородному растрескиванию является измерение прокаливаемости материала. Изначально это было сделано путем определения прокаливаемости торцевым методом. Существует множество прямых испытаний на водородное растрескивание, некоторые из которых были описаны ранее для количественной оценки других типов растрескивания, таких как растрескивание при повторном нагреве. Как и в случае испытаний для других механизмов растрескивания, были разработаны как испытания на самосжатие, так и испытания с внешней нагрузкой. Среди испытаний на самосжатие наиболее популярными являются испытание на контролируемую термическую жесткость (CTS), испытание У-образной кромки (или Теккен) и испытание с валиковой пробой с зазором (G-BOP). Среди испытаний с внешней нагрузкой чаще всего используются испытание имплантатом, испытание на растрескивание при растяжении изделия (TRC) и испытание на растрескивание при увеличенной деформации. Каждому из этих подходов будет дано краткое описание. Многие из этих методов испытаний описаны в стандарте Американского общества сварочной техники (AWS) В4.0 [34] и ISO 17642-3: 2005 (e). Kannengiesser и Böllinghaus опубликовали обзор испытаний на водородное растрескивание, в котором обсуждается использование и применение этих испытаний [35].

5.4.1 Определение прокаливаемости торцевым методом

Определение прокаливаемости торцевым методом представляет собой простую понятную процедуру для количественной оценки прокаливаемости [36, 37]. Как показано на Рис. 5.14, цилиндрический образец длиной 4 дюйма и диаметром 1 дюйм образует аустенит в печи, а затем помещается в приспособление, где вода сразу распыляется на один торец.



Рисунок 5.14. Схематическое изображение определения прокаливаемости торцевым методов (источник [38].



Рисунок 5.15 Кривые Джомини для ряда сталей с 0,45 мас.% С (источник [38]. © WRC).

Это приводит к градиенту скорости охлаждения по длине образца. Затем плоскость шлифуется вдоль оси штифта, и измерения твердости производятся с интервалами 1/16 дюйма от закаленного торца. График зависимости твердости от расстояния используется для определения прокаливаемости стали. Также возможно определить микроструктуру по длине штифта путем полировки и травления. Если скорость охлаждения вдоль оси может быть измерена или оценена,

метод Джомини также может быть использован для построения диаграммы превращения при непрерывном охлаждении.

Стандартные кривые прокаливаемости по Джомини для сталей с аналогичным содержанием углерода (0,45 мас.% С) показаны на Рис. 5.15 [38]. Обратите внимание, что твердость всех этих сталей эквивалентна на закаленном торце, отражая влияние углерода на твердость, когда все стали полностью мартенситные. Твердость стали 1045 быстро падает, так как она образует мартенсит только в условиях очень быстрого охлаждения. Другие стали более закаливаемы, поскольку они содержат легирующие добавки, которые позволяют мартенситу образовываться при более низких скоростях охлаждения. Сталь 4145 обладает самой высокой прокаливаемостью, поскольку она образует мартенсит даже при самых низких скоростях охлаждения. Это также (потенциально) сталь, которая будет наиболее чувствительной к водородному растрескиванию.

Примеры графиков испытания методом торцевой закалки для углеродистой (1050) и низколегированной (4340) стали показаны на Рис. 5.16 [38]. Нелегированная сталь обладает потенциалом высокой твердости при высоких скоростях охлаждения, но низкой прокаливаемости, поскольку ее твердость (и % мартенсита) быстро снижается с уменьшением скорости охлаждения. Сталь 4340 практически не изменяется в зависимости от скорости охлаждения и считается очень закаливаемой сталью. Неудивительно, что необходимо соблюдать особые меры предосторожности при использовании стали 4340 (и аналогичных закаленных сталей), чтобы предотвратить водородное растрескивание во время сварки.





5.4.2 Испытание на свариваемость с регулируемой теплоподачей

Испытание СТЅ было разработано в Институте сварки [39]. Расположение образца в этом испытании состоит из одной нижней пластины и одной верхней пластины, которая является исследуемой сталью. Верхняя пластина прикреплена болтами к нижней пластине, а два анкерных угловых сварных шва служат ограничителями. Два испытуемых сварных шва, выполненных в контролируемых условиях, наносятся на противоположные стороны, как показано на Рис. 5.17 [39]. Растягивающее сжатие создается в металле углового шва и ЗТВ верхней пластины.

Небольшой надрез (глубиной 10 мм), сделанный механическим способом в верхней пластине, обеспечивает концентрацию напряжений на границе металла шва/ЗТВ и способствует возникновению трещины в этом месте. После сварочных работ испытуемые сварные швы срезают для металлографического исследования, чтобы определить, произошло ли водородное растрескивание. Разрез на Рис. 5.12b представляет трещину в образце для CTS.

Хотя изначально испытание на контролируемую термическую жесткость было разработано для оценки водородного растрескивания в ЗТВ, вполне возможно, что оно может также оценить чувствительность свариваемого металла к растрескиванию. Однако позже было обнаружено, что растяжение образца, используемое при испытании СТЅ, может быть ниже по сравнению с растяжением, присутствующим в реальных сварных конструкциях [40]. В результате требования к предотвращению водородного растрескивания, такие показатели как температура предварительного нагрева, могут быть недооценены, если они определены на основе результатов испытаний СТЅ.



Рисунок 5.17. Схематическое изображение испытания на контролируемую термическую жесткость (источник [35].

Например, критический уровень предварительного нагрева, необходимый для предотвращения растрескивания, может быть выше, чем прогнозируется результатами CTS. Испытание CTS было использовано для разработки британского стандарта BS 5155, который описан в разделе 5.6.

5.4.3 Испытание У-образной кромки (Теккен)

Испытание Y-образной кромки (Теккен) было разработано Кихара и др. [41]. В первоначальном испытании низководородный присадочный металл использовался для нанесения двух закрепляющих сварных швов на каждый торец кромки под сварку, изготовленной из интересующей стали. Затем один испытуемый сварочный шов наносится с интересующим присадочным металлом в закрепленную сборку, как показано на Рис. 5.18 [35]. Обратите внимание, что сварное соединение имеет форму буквы «Y»; следовательно, этот тест более широко известен как испытание Y-образной кромки.



Рисунок 5.18. Схематическое изображение испытания У-образной кромки (Теккен) (источник [35]. © Springer).

Конструкция соединения определяет надрез в корне шва. Из-за угла этого надреза водородная трещина может распространяться в металл сварного шва или ЗТВ: после размещения испытуемого сварного шва он разрезается не менее чем через 72 часа, чтобы учесть эффекты отложенного растрескивания. Металлографический контроль в нескольких местах используется для определения наличия трещин.

Из-за своей структуры испытание Теккен создает более высокую концентрацию напряжений, чем испытание CTS, и позволяет трещине распространяться либо в металле сварного шва, либо в 3TB. Испытание Теккен также использовалось для определения критических параметров сварки, чтобы избежать растрескивания [42, 43] или влияния состава на чувствительность к растрескиванию [44]. Тем не менее, требования к подготовке образца для испытания Теккен могут быть довольно строгими, и необходимо тщательно контролировать допуски на обработку и шероховатость поверхности образца. Изменения в подготовке образцов могут влиять на условия зарождения и распространения трещин, что приводит к высокому уровню разбросов результатов испытаний [45]. В частности, размещение закрепляющих сварных швов на каждом торце образца может привести к искажению геометрии испытуемого сварного соединения. Одним из подходов, позволяющих избежать этого, является использование метода гидроабразивной резки для подготовки кромки из одной пластины [42]. Это устраняет необходимость в закрепляющих сварных швах и снижает общую стоимость подготовки образца.

Поперечные сечения из испытания Y-образной кромки представлены на Puc. 5.19 [35]. В одном случае прочность металла сварного шва превышает (превосходит) прочность основного металла, и в K33TB в корне сварного шва начинается растрескивание. В случае, когда прочность сварного шва ниже основного металла, в металле сварного шва происходит растрескивание. Это демонстрирует универсальность испытания Y-образной кромки в том смысле, что его можно использовать для оценки как металла шва, так и водородного растрескивания 3TB.

5.4.4 Валиковая проба с зазором

Испытание с валиковой пробой с зазором (G-BOP) было разработано Гравилом и Макпарланом для оценки водородного растрескивания в металле сварного шва [46, 47]. Конфигурация испытания состоит из двух блоков с толщиной пластины 50 мм (~ 2,0 дюйма), которые скреплены между собой. Один блок имеет обработанную механически выемку по толщине, поэтому между двумя блоками создается зазор, когда они скрепляются вместе, как показано на Рис. 5.20.



Рисунок 5.19 Разрезы из испытания Y-образной кромки. (а) Превышение прочности сварного металла и (b) Пониженная прочность сварного металла (источник [35]. © Springer).



Рисунок 5.18. Схематическое изображение испытания с валиковой пробой с зазором (G-BOP) (источник [35]. © Springer).

Интересующий сварочный расходный материал наносится непосредственно на обработанный зазор, что приводит к растягивающему сжатию по длине сварного шва. Это создает высокую концентрацию напряжений в корне сварного шва из-за наличия зазора. По меньшей мере, через 24 часа после завершения сварки усилие зажима снимается, и сборка помещается в печь или нагревается локально с помощью горелки до создания цвета побежалости на поверхности любой образовавшейся трещины. Затем блоки отделяются, и определяется доля сечения сварного шва с цветом побежалости для количественного определения уровня водородного растрескивания.

Испытание с валиковой пробой с зазором (G-BOP) было дополнительно модифицировано Харт [48] с использованием процедуры «плакирования кромок разделки» перед фактическим испытанием сварного шва, чтобы снизить разбавление присадочного металла основным металлом. Разбавление контролируется в пределах примерно 10%. Эта модификация делает испытание G-BOP подходящим для оценки чувствительности к водородному растрескиванию металла сварного шва многопроходных сварных швов, где существует ограниченное разбавление.

В контролируемом исследовании, в котором использовались различные расходные материалы в виде твердой и порошковой проволоки, Марианетти [49] оценил переменные, связанные с испытанием G-BOP, и обнаружил, что ширина зазора в диапазоне от 0,375 до 1,625 мм (0,015–0,065 дюйма) оказала незначительное влияние на чувствительность к растрескиванию, и что усилие зажима от 2000 до 10000 фунтов также оказало лишь небольшое влияние. Он разработал процедуру, которая привела к очень хорошей воспроизводимости с вариацией менее 10% среди идентичных испытаний. Эта процедура более подробно описана в главе 9.

Испытание G-BOP широко использовалось для определения температуры предварительного нагрева во избежание растрескивания и исследования влияния состава присадочного металла на чувствительность к растрескиванию [49–51]. Примеры результатов G-BOP для двух расходных материалов в виде порошковой проволоки с различными уровнями прочности (Е70Т-5 и Е110Т-5) показаны на Рис. 5.21. Обратите внимание, что это испытание очень эффективно при определении минимальной температуры предварительного нагрева для предотвращения водородного растрескивания.

5.4.5 Испытание имплантатом

Испытание имплантатом было разработано в 1960-х годах Генри Граньоном в Institut de Soudure (Французский институт сварки) [52]. «Имплантат» - это, по существу, цилиндрический образец с надрезом на одном торце, который был вставлен в отверстие для зазора в центре пластины, при этом верхняя поверхность образца имплантата с надрезом находится на одном уровне с поверхностью пластины.



Рисунок 5.21 Результаты испытания G-BOP для двух порошковых электродов. (a) E70T-5 и (b) E110T-5 (источник [49]).

Затем наплавленный валик был нанесен на верхнюю часть пластины непосредственно над образцом с надрезом и отверстием, создавая ЗТВ в цилиндрическом образце и размещая надрез внутри ЗТВ, как показано на Рис. 5.22. Ранний образец, разработанный Granjon, включал одим надрез, который использовался в качестве концентрации напряжения, чтобы вызвать растрескивание в ЗТВ вместо металла сварного шва. После сварки вся сборка была помещена в приспособление и нагружена растяжением. Фиксировалось время до отказа для серии испытаний, выполненных при различных уровнях напряжения.



Рисунок 5.22 Схема испытания имплантатом (источник [35]. © Springer).

Затем приложенное напряжение наносили на график в зависимости от времени до отказа, как показано на Рис. 5.23 [34]. В этой связи максимальное напряжение, при котором образец имплантата не разрушался после 24-часовой нагрузки, определялось как более низкое критическое напряжение, которое является важным показателем для оценки чувствительности ЗТВ к водородному растрескиванию.

Основным недостатком, связанным с первоначальным испытанием имплантатом, был значительный разброс данных о времени до отказа, поскольку надрез не мог быть надежно расположен в одной и той же ЗТВ в серии испытаний одного и того же материала и при аналогичных условиях испытаний. Чтобы решить эту проблему, Сохил и др. [53] предложили модифицированный образец имплантата, в котором вместо одиночного кругового надреза использовался спиральный надрез, как показано на Рис. 5.22. Этого было легко добиться, просто механически обработав стандартные резьбы на торце образца. Модификация обеспечила прохождение спирального надреза по всей ЗТВ, как показано на Рис. 5.24, на котором видно поперечное сечение образца имплантата после сварки. Таким образом, трещина зарождается и распространяется в наиболее чувствительной микроструктуре ЗТВ, которая обычно находится в области КзЗТВ.

Чтобы обеспечить сравнительные результаты для различных сталей, был определен индекс охрупчивания (I) для оценки чувствительности к водородному растрескиванию, как показано в следующем уравнении, где NTS представляет собой растягивающее напряжение надреза основного металла, а LCS - нижнее критическое напряжение, как показано на Рис. 5.23. По мере увеличения индекса охрупчивания повышается чувствительность к водородному растрескиванию:

$$I = \frac{NTS - LCS}{NTS}$$



Примечание: Закрашенные кружки = отказ. Незакрашенные кружки = отказа нет.

Рисунок 5.23. Типичная зависимость нагрузки (напряжения) от времени до отказа для испытания имплантатом (источник [34]. © AWS).



Рисунок 5.24 Модифицированное поперечное сечение образца для испытания имплантатом со спиральным надрезом (источник [53]. © AWS).

Другие просто использовали отношение LCS к NTS, чтобы указать чувствительность 3TB к водородному растрескиванию. Пример того, как LCS/nTS можно использовать для оценки чувствительности трубопроводных сталей к растрескиванию, показан на Рис. 5.25 из работы Сигенса и Хоуи [54]. Хотя в данных имеется некоторый разброс, общая тенденция увеличения чувствительности к водородному растрескиванию (более низкие значения LCS/NTS) с увеличением Се очевидна. другие результаты для высокопрочных корабельных сталей из работ Юи и Липпольда [25] показаны на Рис. 5.26. Сталь с самым высоким содержанием углерода и CE (HY-100) демонстрирует самые низкие показатели LCS и будет иметь более высокую чувствительность к водородному растрескиванию.





Рисунок 5.25. Соотношение между LCS/NTS и значениями углеродного эквивалента для ряда трубопроводных сталей. (а) Се_{IIW} и (b) Р_{СМ} (Источник [54]. © AWS).



Рисунок 5.26. Результаты испытаний имплантатом для корабельных сталей. (a) HY-100 и (b) HSLA-100 (источник [25]. © AWS).

Таким образом, модифицированное испытание имплантатом имеет ряд преимуществ перед другими лабораторными методами для оценки чувствительности ЗТВ высокопрочных сталей к водородному растрескиванию. Прежде всего, процедуры испытаний уже были стандартизированы в стандарте AWS B4.0 [34] и ISO 17642-3: 2005 (е) [55]. Это увеличивает вероятность воспроизводимости результатов испытаний, проведенных в разных лабораториях. Во-вторых, испытание можно проводить с использованием широкого спектра сварочных процессов и расходных материалов. Его также можно использовать для изучения влияния предварительного нагрева на устранение водородного растрескивания. Это исследование более подробно описано в главе 9.

5.4.6 Испытание на растрескивание при растяжении изделия

Испытание TRC было разработано Сузуки и Накамура [56] для исследования водородиндуцированного растрескивания в корне в стыковых сварных соединениях. Схема испытания TRC показана на Рис. 5.27. После завершения сварки к образцу прикладывается постоянная растягивающая нагрузка, пока не произойдет разрушение корня. Время, необходимое для зарождения и распространения трещины, зависит от приложенного растягивающего напряжения. Изменяя растягивающую нагрузку, время до отказа будет изменяться, и можно получить график зависимости растягивающего напряжения от времени до отказа, как показано на Рис. 5.28 [32]. Данное испытание позволяет варьировать условия сварки и определять влияние предварительного нагрева. Подобно испытанию имплантатом, испытание TRC определяет критическое напряжение, ниже которого не возникает водородного растрескивания.

Испытание TRC было модифицировано Мацудои др. [57, 58], чтобы применить продольное растягивающее напряжение к металлу испытуемого сварного шва, в отличие от приложенного поперечного напряжения, как видно на Рис. 5.27. Поэтому этот модифицированный метод был назван испытанием на растрескивание при растяжении изделия в продольном направлении (LB-TRC). Как и в случае испытания G-BOP, сварной шов был нанесен на надрез, который увеличивает концентрацию напряжений в корне сварного шва. Испытание LB-TRC оказалось надежным методом оценки водородного растрескивания металла сварного шва [59, 60].

В ходе испытания TRC и его модификаций состояние растягивающего напряжения, геометрию и размеры образцов для испытаний можно регулировать для моделирования реальных условий сварки и потенциально для получения результатов лабораторных испытаний, которые переводятся в реальные сварные компоненты.



Рисунок 5.27. Схематическое изображение испытания на растрескивание при растяжении изделия. Все размеры указаны в мм. (источник [35]. © Springer).



Рисунок 5.28. Отношение между приложенным растягивающим напряжением и временем до отказа при разных температурах предварительного нагрева (источник [32]. © Maney).

Однако, поскольку геометрия образца создает высокую концентрацию напряжений в металле сварного шва, испытания TRC и LB-TRC не очень эффективны для оценки водородного растрескивания 3TB.

5.4.7 Ииспытание на растрескивание при увеличенной деформации

Испытание на растрескивание при увеличенной деформации было разработано Сэвэджем и др. [61, 62] в 1970-х годах в Политехническом институте Rensselaer. Испытание было разработано, чтобы вызвать водородное растрескивание в небольших лабораторных образцах и непосредственно наблюдать зарождение и распространение трещин в испытательных образцах. Образец был изготовлен методом однопроходной сварки валика, наплавленного на пластину. Сразу после сварки испытательные сварные изделия подверглись закалке в ледяной воде, а затем их переместили в ванну с сухим льдом и спиртом, чтобы уменьшить диффузию водорода и минимизировать потерю диффундирующего водорода из образца до испытания. Поверхность образца была подготовлена металлографически перед нагрузкой в приспособление для испытания на растрескивание при увеличенной деформации, как показано на Рис. 5.29.

Нагрузочное устройство может обеспечить либо постоянное напряжение, либо постоянную деформацию. Постоянное напряжение на испытуемых сварных изделиях обеспечивалось устройством для испытания на изгиб с приложением сосредоточенной нагрузки в четырёх точках. Постоянная пластическая деформация прилагалась с использованием блок матрицы с радиальной рабочей зоной, который прижимался к испытуемому изделию в процессе испытания. Приблизительное значение постоянной деформации (є) можно рассчитать по соотношению є = t/2R, где t - толщина образца, а R - радиус кривизны блока матрицы. Постоянная деформация, прилагаемая к внешней поверхности испытуемых сварных изделий, может варьироваться либо с помощью блока матрицы с соответствующим радиусом кривизны, либо путем изменения толщины испытываемого образца.





Микроскоп был включен в испытательную установку для наблюдения за зарождением и распространением трещины. Пленка иммерсионного масла была распределена по полированной поверхности для непосредственного наблюдения за выделением водорода. Прямым наблюдением была измерена скорость выделения пузырьков водорода из поверхностных трещин, и была получена зависимость скорости выделения от времени нагрузки при различных приложенных напряжениях, как показано на Рис. 5.30. Было обнаружено, что увеличение приложенного напряжения повышает скорость диффузии водорода в область концентрации трехосного напряжения непосредственно перед вершиной трещины, что дает основание полагать, что диффузия водорода вызвана напряжением. Эти результаты предоставили убедительные доказательства в поддержку теории декогезии Трояно [7]. Были также предприняты попытки контролировать зарождение и распространение трещин с использованием акустической эмиссии, но они были в основном безуспешными.

5.5 ОПРЕДЕЛЕНИЕ ВОДОРОДНОГО РАСТРЕСКИВАНИЯ

НІС (водородное растрескивание) или НАС (растрескивание в присутствии водорода) происходит сразу после завершения сварки или по истечении времени задержки. В общем случае, если растрескивание происходит, оно происходит в течение 72 часов после завершения сварки. Из-за этой вероятности отложенного растрескивания многие стандарты контроля сварных швов требуют, по меньшей мере, 48-часовой период ожидания после сварки, прежде чем можно будет выполнить окончательную проверку.

Поскольку высокое растягивающее напряжение и концентрация напряжений являются ключевыми факторами, способствующими растрескиванию, трещины обычно возникают в неоднородностях сварного шва, связанных с его геометрией. В большинстве случаев естественный эффект надреза создается в корне или пяте шва, где металл сварного шва встречается с основным металлом. Такой разрез, хотя и не острый, будет концентрировать напряжение.



Рисунок 5.30 Скорость выделения пузырьков водорода в испытании на растрескивание при повышенной деформации в зависимости от времени нагрузки при разных приложенных напряжениях (источник [61]. © AWS).

Два примера концентрации напряжений, приводящих к растрескиванию, были показаны ранее на Рис. 5.12.

Водородное растрескивание может встречаться как в металле сварного шва, так и в 3ТВ. Поскольку существует сильная корреляция между чувствительностью к водородному растрескиванию и твердостью, растрескивание является наиболее распространенным в области самой высокой твердости. Для большинства сталей это происходит в Кз3ТВ, прилегающем к границе сплавления. В подавляющем большинстве случаев водородное растрескивание начинается на свободной поверхности на границе сплавления и первоначально распространяется в Кз3ТВ. Это происходит потому, что все три условия для водородного растрескивания (Рис. 5.7) выполнены - концентрация напряжений, высокая твердость и водород, который диффундировал из расплавленного металла сварного шва. Возможно, что водородное растрескивание происходит в других местах, если соблюдены необходимые условия. Например, растрескивание под валиком во время плакирования может быть формой водородного растрескивания, если присутствуют достаточные напряжения.

Водородное растрескивание может быть либо межкристаллическим, либо транскристаллическим. В случае с межкристаллическим растрескиванием путь трещины проходит по межзеренным границам предыдущего аустенита. Межкристаллическое разрушение предпочтительнее при более низких интенсивностях напряжений (см. Рис. 5.5 и 5.6) и при высокой сегрегации примесей на межзеренных границах. В большинстве случаев распространение трещин является транскристаллическим и, как будет рассмотрено ниже, может демонстрировать различные морфологии поверхности разрушения в зависимости от напряженного состояния в вершине трещины и концентрации водорода.

В некоторых случаях, например, для низколегированных сталей, может быть трудно различить водородное растрескивание и растрескивание при повторном нагревании. Трешины. образовавшиеся при повторном нагревании, отсутствуют в структуре после сварки, поэтому трещины, присутствующие сразу после сварки, скорее всего, являются результатом водородного растрескивания. Трещины, образовавшиеся при повторном нагревании, всегда являются межкристаллическими и распространяются по межзеренным границам предыдущего аустенита в очень непосредственной близости от границы сплавления. Водородные трещины, как правило, не так близко выровнены с границей сплавления и имеют тенденцию отклоняться в пределах КзЗТВ. как показано на Рис. 5.12а. В общем и целом, наиболее убедительной отличительной чертой между трещинами, образовавшимися в результате повторного нагревания, и водородными трещинами является тенденция к распространению водородных трещин в транскристаллическом режиме или В смешанном меж-/транскристаллическом режиме. Примеры как межкристаллического, так и транскристаллического водородного растрескивания представлены на Рис. 5.31.

Анализ поверхности разрушения в СЭМ является большим подспорьем в выявлении водородного растрескивания. Транскристаллическое разрушение отображает либо КР, либо режим пластического разрыва. Эти морфологии разрушений в дополнение к межкристаллическому водородному растрескиванию показаны на Рис. 5.32. Режим, описанный как «MVC», по существу такой же, как пластический ямочный излом, когда пустоты образуются в отдельных местах в микроструктуре (например, на границе раздела частица/матрица) и соединяются вместе, образуя поверхность трещины с ямочками. Разрушение КР является уникальным для водородного охрупчивания и представляет собой смесь истинного расслоения и пластического разрыва с разрушением вдоль кристаллографических плоскостей внутри зерна, но с некоторой микропластичностью. Межкристаллическое разрушение в присутствии водорода происходит по межзеренным границам предыдущего аустенита, и, как упоминалось ранее, возможно будет трудно отличить его от других форм межкристаллического разрушения в твердом состоянии, таких как растрескивание при повторном нагревании или снятие напряжения при растрескивании.

Дополнительное обсуждение режима разрушения и интерпретации разрушения, относящихся к водородному растрескиванию, включено в главу 8.

5.6 ПРЕДУПРЕЖДЕНИЕ ВОДОРОДНОГО РАСТРЕСКИВАНИЯ

Из всех проблем свариваемости, связанных со сварными конструкциями, больше внимания, чем всем остальным вместе взятым, было уделено контролю и предупреждению водородного растрескивания. Для предупреждения водородного растрескивания необходимо устранить один из основных факторов, способствующих образованию трещин. К ним относятся водород, микроструктура, сжатие и температура.

Уменьшение поглощения водорода во время сварки требует тщательного контроля и обработки основных металлов и расходных материалов. В процессах, использующих покрытые электроды или флюсы, настоятельно рекомендуется выпекать эти электроды или флюсы в диапазоне температур от 250 до 450°C с последующим хранением при температуре выше 100°C. При соблюдении этих мер предосторожности удаляется влага, которая впоследствии может диссоциировать в сварном шве с образованием водорода. Рекомендуется также использовать электроды с низким содержанием водорода, которые не содержат соединений, диссоциирующих с образованием водорода. Например, электроды с целлюлозным покрытием будут генерировать водород в сварочной дуге. Чистота также имеет решающее значение. Краска, ржавчина, смазка и другие смазочные материалы могут служить источниками водорода как для основного, так и для присадочного материала. До проведения сварочных работ следует использовать надлежащие процедуры очистки.

Микроструктура металла шва и ЗТВ сильно влияет на чувствительность к растрескиванию. В зоне плавления сварного шва микроструктурный контроль чаще всего осуществляется путем выбора состава присадочного металла, которые производят более устойчивые микроструктуры (см. Таблицу 5.1). В ЗТВ устойчивые к водородному растрескиванию микроструктуры могут быть получены в некоторых сталях путем снижения скорости охлаждения, обычно за счет

использования более высокой подводимой теплоты сварного шва, предварительного нагрева или их комбинации.



Рисунок 5.31. Примеры (а) межкристаллического и (б) транскристаллического водородного растрескивания (с разрешения Xin Yue).

Время нагрузки (с)



Рисунок 5.32. Режимы разрушения, связанные с водородным растрескиванием. (а) Межкристаллический, (b) квази-расслоение и (c) склеивание микропор.

Эффективность контроля микроструктуры с помощью термического режима сварного шва уменьшается с увеличением содержания СЕ в стали. Для многопроходной сварки также могут быть разработаны технологии сварки, которые эффективно закаляют базовую ЗТВ. Например, так называемые технологии «обратного валика» были разработаны для закалки ЗТВ в крупных конструкциях, где последующая термообработка после сварки не подходит.

Сжатие сварного шва часто является наиболее сложной для контроля переменных, связанных с водородным растрескиванием. Следует обратить внимание на конструкции сварных соединений и методы сварки, которые сводят к минимуму уровень остаточных напряжений, особенно в сварных изделиях толстого сечения. Использование контроля предварительного нагрева и температуры между проходами может помочь уменьшить остаточные эффекты напряжения. Выполнение термической обработки для снятия напряжений сразу после сварки является наиболее эффективным методом устранения остаточных напряжений. В дополнение к общим условиям сжатия, которые генерируют высокие остаточные растягивающие напряжения, локальная концентрация напряжений может быть очень разрушительной. Устранение концентраций напряжений с помощью правильной конструкции сварного изделия или их удаление шлифовкой или другими способами после сварки могут быть очень эффективными для предупреждения растрескивания.

Температурный диапазон для водородного растрескивания обычно считается от –100 до 200°С (от –150 до 390°F), и, таким образом, все сварные швы будут естественным образом охлаждаться в этом диапазоне. Регулирование скорости охлаждения выше этого диапазона может обеспечить достаточное время для диффузии водорода из структуры. В тяжелых случаях может быть возможным выдерживание конструкции при температуре выше 200°С, чтобы позволить водороду диффундировать, и последующее охлаждение до комнатной температуры. В некоторых закаливаемых сталях микроструктура может быть полностью (или частично) аустенитной при этой температуре, что будет эффективно препятствовать водородному растрескиванию и позволит понизить уровень водорода до полного превращения при охлаждении.

Неудивительно, что за прошедшие годы было разработано много прогностических/профилактических избежать инструментов, позволяющих водородное растрескивание. Они были подробно рассмотрены Юриока и Сузуки [32] и могут быть сгруппированы в две общие категории: (i) методы длительности охлаждения и (ii) методы критерия в напряжении. Методы длительности охлаждения обычно включают факторы состава (прокаливаемости), концентрации водорода и упрочнения соединения.

Один метод длительности охлаждения, разработанный Итоу и Бесшо [63], определяет критическое время охлаждения от 300 до 100°С (572–212°F) с использованием индекса растрескивания (CI), Р W, где

$$t_{100} = 1.4 \times 10^4 \left(P_{\rm W} - 0.28 \right)^2$$
$$P_{\rm W} = P_{\rm CM} + \frac{H_{\rm GL}}{60} + \frac{R_{\rm F}}{400,000}$$

 P_{CM} - это CE (см. Таблицу 5.2), H_{GL} - это содержание диффундирующего водорода, определяемое глицериновым методом, и R_F - это коэффициент упрочнения соединения. P_W был получен по результатам испытания Теккен на сталях с различными уровнями прочности. Используя это соотношение, фактическое время охлаждения, превышающее t_{100} , позволит избежать водородного растрескивания. Вероятно, это связано с тем, что увеличенное время охлаждения снижает твердость ЗТВ и/или позволяет большему количеству водорода диффундировать из структуры.

Юриока и др. [64] использовали аналогичный подход в сочетании с испытанием Теккен для определения критического времени охлаждения с 300 до 100°С. Их критерий использовал СІ, который включал СЕ_N (Таблица 5.2); коэффициент концентрации напряжений, K_t; а предел текучести металла шва, _б:

$$t_{100} = \exp(68.05\text{CI}^3 - 181.77\text{ CI}^2 - 163.80\text{CI} - 41.65)$$
$$\text{CI} = \text{CE}_{N} + 0.15 \log H_{GL} + 0.70 \log (0.0017 \cdot K_t \cdot \sigma_w)$$

Поскольку оба эти метода были разработаны на основе испытания Теккен (испытание Y-образной кромки), который создает очень высокую концентрацию напряжений в основании сварного шва, они имеют тенденцию быть поверхностно стабильными, особенно в простых углеродистых сталях. Смысл этого консервативного подхода состоит в том, что можно избежать водородного растрескивания с более быстрым временем охлаждения (более низкий предварительный нагрев), но превышение критического времени охлаждения, наверняка, обеспечит устойчивость к водородному растрескиванию.

Существуют также методы, которые используют критический уровень напряжения для прогнозирования чувствительности к водородному растрескиванию [65, 66]. Хотя уровень растягивающего напряжения и интенсивность напряжения являются ключевыми элементами в механизме водородного растрескивания, их намного сложнее контролировать и определять с количественной точки зрения. В результате прямые методы, которые предсказывают предварительный нагрев или предписывают условия сварки, которые контролируют скорость охлаждения, являются наиболее широко используемыми для предупреждения водородного растрескивания.

Ниже представлены четыре из этих методов, которые были включены в ISO/Tr 17844: Сварка. Сравнение стандартизированных методов предотвращения образования холодных трещин. К ним относятся следующие:

1. Метод СЕ (полученный из британского стандарта BS 5135)

2. Метод СЕТ (полученный из немецкого стандарта и основанный на испытании У-образной кромки)

3. Метод СЕ_N (полученный из японского стандарта JIS B8285 и основанный на испытании Yобразной кромки)

4. Метод AWS (полученный из AWS D1.1: Правила сварки стальных конструкций)

Все эти методы похожи в том, что они позволяют определить температуру предварительного нагрева, которая будет достаточной для предотвращения водородного растрескивания в зависимости СЕ и подвода тепла. Два из этих методов, метод CE и метод AWS, описаны ниже.

5.6.1 Метод СЕ

Метод СЕ представляет собой британский стандарт BS 5135. Впервые он был включен в качестве британского стандарта в 1973 году и успешно использовался в течение многих лет для предтвращения водородного растрескивания в ряде сталей. Он был разработан в первую очередь для ДСПЭ (SMAW, или ручной дуговой сварки плавящимся электродом (MMAW), как его называют в Европе. Большая часть данных была собрана с использованием испытания СТS, описанного в разделе 5.4.2. Этот метод содержит ряд диаграмм, которые позволяют определить температуру предварительного нагрева, чтобы избежать водородного растрескивания.



Рисунок 5.33. Диаграммы предварительного нагрева для использования с методом Се. (а) Низкий СЕ и (b) промежуточный СЕ (источник [30]. © Elsevier).

Две из этих диаграмм показаны на Рис. 5.33 для сталей С – Мп с относительно низким и промежуточным СЕ. Для использования диаграмм необходимо выполнить следующие шаги:

1. Определите СЕ для материала, используя формулу СЕ_{ШW} (Таблица 5.2).

2. Оцените или измерьте содержание диффундирующего водорода в наплавленном металле и оцените уровень водорода как A, B, C, D или е в соответствии со следующим.

Диффундирующий водород (мл/100 г)	Ось СЕ
>15	А
10-15	В
5-10	С
3-5	D
<3	Е

3. Рассчитайте подвод тепла (в кДж/мм), используя

Подвод тепла (кДж/мм) =
$$\frac{V \times I \times 60}{1000 \times TS (mm / min)}$$

4. На основании подвода тепла к сварному шву, толщины пластины, уровня водорода и СЕ определите температуру предварительного нагрева, используя соответствующую диаграмму.

Стандарт содержит таблицы для определения подвода тепла на основе «длины пробега» для данного электрода ДСЭП (SMAW). Влияние типа расходного материала и процесса (ГВДС (GTAW), ДСЗГ (GMAW) и ДСТЭ (FCAW)) учитывается при выборе приблизительного уровня водорода (если точное значение не известно). Например, электродам с флюсовым сердечником обычно назначаются уровни от В до D, в то время как проволока сплошного сечения рассматривается как уровни D или E.

Диаграмма на Рис. 5.33b также для стали C-Mn, однако для более высоких уровней CE, чем на Рис. 5.33a. Эта диаграмма также учитывает более широкий диапазон подвода тепла, чем диаграмма на Рис. 5.33a. Методология аналогична описанной ранее. Ниже приведен пример использования этой диаграммы:

Состав материала (мас.%): 0.35С, 0.85Мп, 0.22Si, и 0.10Сг

Толщина пластины: 100 мм

Процесс сварки: ДСПП

Потребляемый: Е81Т-5

Условия сварки: Ток = 400 A, напряжение = 11 B и TS = 200 мм/мин.

- 1. $Ce_{IIW} = 0.35 + 0.85/6 + 0.10/5 = 0.51$
- 2. Уровень диффундирующего водорода = 8 мл/100 г (по данным измерений) категория С
- 3. Подвод тепла = 1.32 кДж/мм
- 4. Для пластины толщиной 100 мм минимальный предварительный нагрев = 150°С

5.6.2 Метод AWS

Метод AWS включает либо регулирование подвода тепла к сварному шву и соответствующей скорости охлаждения сварного шва для контроля твердости, либо регулирование предварительного нагрева для уменьшения содержания водорода в наплавленном металле. Первый шаг - определить, какой из этих методов контроля следует использовать. Это делается с помощью диаграммы на Рис. 5.34 для определения «зоны», в которой находится материал:

Зона 1. Растрескивание маловероятно из-за низкого содержания углерода, но может происходить при высоком содержании водорода или высокой степени сжатия. Для определения предварительного нагрева в этой зоне следует использовать метод регулирования водорода.

Зона 2. Метод контроля твердости должен применяться для определения минимального подвода энергии, необходимого для достижения желаемой скорости охлаждения. Если требуемый подвод тепла нецелесообразен, следует использовать метод регулирования водорода.

Зона 3. В этой зоне всегда должен использоваться метод регулирования водорода.

Обратите внимание, что формула CE, используемая для метода AWS, немного отличается от CE_{IIW}, поскольку она содержит член для Si:

$$CE_{AWS} = C + \frac{Mn + Si}{6} + \frac{Ni + Cu}{15} + \frac{Cr + Mo + V}{5}$$

Метод скорости охлаждения следует использовать для составов, которые попадают в Зону 2 на Рис. 5.34.



Из AWS D1.1-2000, Приложение XI, CE = C+ (Mn+ Si)/6 + (Cr + Mo+ V)/5 + (Ni+ Cu)/15

Рисунок 5.34. Диаграмма метода AWS для определения классификации зон стали на основе содержания углерода и углеродного эквивалента (из AWS D1.1, Правила сварки стальных конструкций. © AWS).



R 540 (°C/с) для твердости 3TB 350 VH и 400 VH Примечание: CE = C + (Mn + Si)/6 + (Cr + Mo +V)/5 + (Ni + Cu)/15

Рисунок 5.35. Диаграмма метода AWS для оценки скорости охлаждения на основе углеродного эквивалента (из AWS D1.1, Правила сварки стальных конструкций. © AWS)

На основе СЕ стали скорость охлаждения должна быть оценена с использованием диаграммы на Рис. 5.35. Для сварных швов с высокой степенью сжатия или с высоким содержанием водорода следует использовать более низкую кривую уровня твердости (350 VHn). Как только скорость охлаждения определена, диаграммы, подобные показанным на Рис. 5.36, могут использоваться для

оценки подвода тепла к сварному шву, необходимой для того, чтобы избежать водородного растрескивания.

Следует также отметить, что диаграммы, показанные на Рис. 5.36, и дополнительные диаграммы, найденные в AWS D1.1 и ISO/TR 17844, были разработаны для угловых сварных швов, изготовленных дуговой сваркой под флюсом. Для угловых швов, выполненных с использованием других процессов, следующие коэффициенты умножения должны быть применены к значениям подвода тепла, определенным с использованием этих диаграмм

Процесс сварки	Коэффициент умножения
ДСМЭЗГ	1,5
ССЭГС	1,25
ДСПП	1,25

Например, если та же сталь в примере для метода СЕ рассматривается с использованием метода AWS, она попадает в зону 2, и будет применяться метод скорости охлаждения (контроль твердости). Исходя из СЕ (~0,55), для достижения уровня твердости 350 VHN потребуется скорость охлаждения 12°С/с. При условии, что толщина сечения составляет 0,5 дюйма (~12,5 мм), диаграмма на Рис. 5.36а расчитывает подвод тепла примерно в 50 кДж/дюйм. При использовании коэффициента умножения для ДСТЭ (FCAW) (1.25) рекомендуемый минимальный подвод тепла для достижения желаемой твердости 350 VHn будет составлять 62 кДж/дюйм. (~2,5 кДж/мм).



Рисунок 5.36 Диаграммы, используемые для оценки подвода тепла на основе скорости охлаждения и толщины сечения. Одинаковая толщина стенки и фланца и (b) 1 дюйм фланец с переменной толщиной стенки (из AWS D1.1, Правила сварки стальных конструкций. © AWS).

Метод контроля водорода рекомендуется для ситуаций, когда сталь попадает в зону 1 и ожидается высокая степень сжатия и водород, и во всех случаях

Зоной 3. Применяя метод AWS для этих сталей, необходимо использовать другой CE, обозначенный как PCM:

$$P_{\rm CM} = C + \frac{{\rm Si}}{30} + \frac{{\rm Mn}}{20} + \frac{{\rm Cu}}{20} + \frac{{\rm Ni}}{60} + \frac{{\rm Cr}}{20} + \frac{{\rm Mo}}{15} + \frac{{\rm V}}{10} + 5{\rm B}$$

Комбинация Р_{СМ} и уровня водорода затем используется в Таблице 5.3 для определения индекса чувствительности (A–G) для сварного изделия. Уровень водорода оценивается от низкого до высокого, от H1 до H3. Эти уровни определяются следующим образом:

• Н1: сверхнизкий водород. Эти расходные материалы создают содержание диффундирующего водорода ниже 5 мл/100 г. К ним относятся (i) электроды с низким содержанием водорода, взятые непосредственно из герметически закрытых контейнеров, высушенные при 700–800 °F в течение 1

часа и использованные в течение 2 часов, и (ii) чистая проволока сплошного сечения, используемая для ГВДС или ДСЗГ.

• Н2: Низкий водород. Эти расходные материалы дают содержание диффундирующего водорода от 5 до 10 мл/100 г. Примерами могут быть (i) электроды с низким содержанием водорода, взятые непосредственно из герметически закрытых емкостей и использованные в течение 4 часов, и

Таблица 5.3 Оценки индекса чувствительности с использованием метода AWS^a

Группировка индекса чувствительности в зависимости от уровня водорода «Н» и параметра состава, P_{cm} (см. XI6.2.3)

Углеродный эквивалент = P^{1}_{cm}

Уровень водорода	ь, H <0.18	< 0.23	< 0.28	< 0.33	< 0.38
H1	А	В	С	D	E
H2	В	С	D	E	F
H3	С	D	E	F	G

^аИз AWS D1.1, Правила сварки стальных конструкций. Предоставлено Американским обществом сварки.

¹ $P_{cm} = C = \frac{Si}{30} + \frac{Mn}{20} + \frac{Cu}{20} + \frac{Ni}{60} + \frac{Cr}{20} + \frac{Mo}{15} + \frac{V}{10} + 5B$

2 Индекс восприимчивости - 12Pcm + log10 H

3 Группы индекса чувствительности, от A до g, охватывают совокупное влияние параметра состава, P_{см}, и уровня водорода, H, в соответствии с формулой, показанной в примечании 2.

Точные числовые величины получены из формулы примечания 2 с использованием заявленных значений Рст следующих значений H, приведенных в мл/100 г металла шва (см. XI6.2.2, a, b, c):

Для большего удобства группы индекса чувствительности выражены в таблице буквами от A до G, чтобы охватить следующие узкие диапазоны:

$$A=3.0; B=3.1-3.5; C=3.6-4.0; D=4.1-4.5; E=4.6-5.0; F=5.1-5.5; G=5.6-7.0$$

Эти группы используются в Таблице XI-2 в сочетании с сжатием и толщиной для определения минимальной температуры предварительного нагрева и между проходами.

Таблица 5.4 Определение минимальной температуры предварительного подогрева и между проходами на основе индекса чувствительности, уровня сжатия и толщины пластины^а

Минимальные температуры предварительного нагрева и между проходами для трех уровней сжатия (см. XI6.2.4). Минимальная температура предварительного нагрева и между проходами (F) Группировка индекса чувствительности

Уровень сжатия	Толщина (дюймы)	А	В	С	D	Е	F	G
Низкий	<3/8	<65	<65	<65	<65	140	280	300
	3/8-3/4	<65	<65	65	140	210	280	300
	3/4-1-1/2	<65	<65	65	175	230	280	300
	1-1/2-3	65	65	100	200	250	280	300
Водородиндуцированное растрескивание

	>3	65	65	100	200	250	280	300
Средний	<3/8	<65	<65	<65	<65	160	280	320
	3/8-3/4	<65	<65	65	175	240	290	320
	3/4-1-1/2	<65	65	165	230	280	300	320
	1-1/2-3	65	175	230	265	300	300	320
	>3	200	250	280	300	320	320	320
Высота	<3/8	<65	<65	<65	100	230	300	320
	3/8-3/4	<65	65	150	220	280	320	320
	3/4-1-1/2	65	185	240	280	300	320	320
	1-1/2-3	240	265	300	300	320	320	320
	>3	240	265	300	300	320	320	320

1 Из b D1.1, Правила сварки стальных конструкций. Предоставлено Американским обществом сварки.

2 Толщина - это толщина более толстой сваренной детали.

• НЗ: Водород не контролируется. Сюда относятся все случаи, когда водород не контролируется, как описано в Н1 и Н2. Фактические уровни водорода могут достигать 30 мл/100 г.

После определения индекса чувствительности можно использовать Таблицу 5.4 для выбора минимальной температуры предварительного нагрева и между проходами для предотвращения водородного растрескивания. Чтобы использовать эту таблицу, должна быть известна толщина материала и определенное суждение относительно уровня сжатия. Следующие общие рекомендации по определению уровня сжатия взяты из AWS D1.1:

Низкое ограничение. Этот уровень описывает угловые швы и швы с разделкой кромок, в которых существует приемлемая свобода движения, например, отдельно стоящая конструкция.

Среднее сжатие. Ситуации, когда свариваемые элементы уже прикреплены к конструкциям, и свобода движения снижается.

Высокое сжатие. Практически не существует свободы движения, например, при ремонте сварных швов или при сварке очень толстого материала.

При выборе уровня сжатия рекомендуется быть консервативным и выбирать уровень выше, чем является очевидным, если нет предварительных знаний или опыта, которые предполагают иное.

В качестве примера возьмем низколегированную сталь состава Fe–0.20C–0.2Si– 0.8Mn–1.0Cr– 0.5Mo. Используя Рис. 5.34, эта сталь будет находиться в Зоне 3 (CE = 0,67), и будет определен метод регулирования водорода. Используя Таблицу 5.3 и допуская низкое содержание водорода, P_{CM} для этой стали (0,33) приведет к индексу чувствительности «Е». Предполагая, что толщина сечения составляет порядка 0,5 дюйма (12,5 мм) и уровень удержания является умеренным, в Таблице 5.4 рекомендуется минимальный предварительный нагрев 240°F (115°C), чтобы избежать водородного растрескивания.

В ISO/Tr 17844 проводится сравнение четырех методов (CE, CET, CE_N и AWS), основанных на различных составах стали и толщине профиля. Неудивительно, что существуют некоторые разногласия между этими методами при оценке предварительного нагрева для предотвращения водородного растрескивания. Некоторые из этих разногласий являются результатом методов испытаний, использованных для разработки этих подходов. Например, метод CE основан в основном на результатах испытаний CTS, а методы CET и Cen основаны на испытании Y-образной кромки. Поскольку испытание Y-образной кромки создает более высокий уровень сжатия, чем испытание CTS, предварительный нагрев, прогнозируемый методами CET и CE_N, имеет тенденцию быть выше, чем метод CE. В целом метод AWS имеет тенденцию быть наиболее консервативным. Эти методы следует использовать в качестве руководства, особенно при сварке высокоуглеродистых и/или высокопрочных сталей.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

[1] Kou S. Welding Metallurgy. Hoboken, NJ: Wiley-Interscience; 2003. p 411.

[2] Lesnewich A. Influence of welding on steel weldment soundness. In: ASM Handbook, Vol.6. Materials Park, OH: ASM International; 1993, p 408-415.

[3] Coe FR. Welding Steels without Hydrogen Cracking. Cambridge, UK: Welding Institute; 1973.

[4] Zapffe C, Sims C. Hydrogen embrittlement, internal stress and defects in steel. Trans AIME 1941;145:225-271.

[5] Petch NJ, Stables P. Delayed fracture of metals under static load. Nature 1952;169:842-843.

[6] Petch NJ. The lowering of fracture-stress due to surface adsorption. Philos Mag 1956;1:331-337.

[7] Troiano AR. The role of hydrogen and other interstitials in the mechanical behavior of metals. Trans ASM 1960;52:54-80.

[8] Oriani R, Josephic P. Equilibrium aspects of hydrogen-induced cracking of steels. Acta Metall 1974;22:1065-1074.

[9] Oriani R, Josephic P. Equilibrium and kinetic studies of the hydrogen-assisted cracking of steel. Acta Metall 1977;25:979-988.

[10] Oriani R. Hydrogen embrittlement of steels. Ann Rev Mater Sci 1978;8:327-357.

[11] Pressouyre G, Bernstein IM. A kinetic trapping model for hydrogen-induced cracking. Acta Metall 1979;27:89-100.

[12] Pressouyre G. Trap theory of hydrogen embrittlement. Acta Metall 1980;28:895-911.

[13] Savage WF, Nippes EF, Szekeres ES. Hydrogen induced cold cracking in a low alloy steel. Weld J 1976;55 (9):276s-283s.

[14] Sofronis P, Birnbaum HK. Hydrogen induced shear localization of the plastic flow in metals and alloys. Eur J Mech 2001;20:857-872.

[15] Sofronis P. The influence of mobility of dissolved hydrogen on the elastic response of a metal. J Mech Phys Solids 1995;43:1385-1407.

[16] Sofronis P, Birnbaum HK. Mechanics of the hydrogen-dislocation-impurity interactions—I. Increasing shear modulus. J Mech Phys Solids 1995;43:49-90.

[17] Birnbaum HK, Sofronis P. Hydrogen-enhanced localized plasticity: a mechanism for hydrogen-related fracture. Mater Sci Eng 1994;176:191-202.

[18] Lynch S. Environmentally assisted cracking: overview of evidence for an adsorption-induced localised-slip process. Acta Metall 1988;36:2639-2661.

[19] Shih D, Robertson I, Birnbaum HK. Hydrogen embrittlement of a titanium: in-situ TEM studies. Acta Metall 1988;36:111-124.

[20] Robertson I, Birnbaum HK. An HVEM study of hydrogen effects on the deformation and fracture of nickel. Acta Metall 1986;34:353-366.

Водородиндуцированное растрескивание

[21] Bond G, Robertson I, Birnbaum HK. The influence of hydrogen on deformation and fracture processes in high-strength aluminum alloys. Acta Metall 1987;35:2289-2296.

[22] Robertson I, Birnbaum HK. Effect of hydrogen on the dislocation structure of deformed nickel. Scripta Metall 1984;18:269-274.

[23] Michler T, Naumann J. Microstructural aspects upon hydrogen environment embrittlement of various bcc steels. Int J Hydrogen Energy 2010;35:821-832.

[24] Beachem C. A new model for hydrogen-assisted cracking (hydrogen "embrittlement"). Metall Trans 1972;3:441^155.

[25] Yue X, Lippold JC. Evaluation of heat-affected zone hydrogen-induced cracking in Navy steels. Weld J 2013;92 (1):20s-28s.

[26] Vasudevan R, Stout RD, Pense AW. Hydrogen-assisted cracking in HSLA pipeline steels, Weld J 1981;60 (9):155s-168s.

[27] Savage WF, Nippes EF, Sawhill Jr JM. Hydrogen induced cracking during implant testing of alloy steels. Weld J 1976;55 (12):400s-407s.

[28] Gedeon SA, Eagar TW. Assessing hydrogen-assisted cracking fracture modes in high-strength steel weldments. Weld J 1990;69 (6):213s-220s.

[29] Available at http://www.leco.com/products/analytical-sciences/oxygen-nitrogen-hydrogenanalyzers. Accessed July 4, 2014.

[30] Bailey N, Coe FR, Gooch TG, Hart PHM, Jenkins N, Pargeter RJ. Welding Steels without Hydrogen Cracking. Cambridge, UK: Woodhead Publishing Limited; 1993.

[31] American Society for Metals. Atlas of Isothermal Transformation and Cooling Transformation Diagrams. Metals Park, OH: ASM International; 1977.

[32] Yurioka N, Suzuki H. Hydrogen assisted cracking in C-Mn and low alloy steel weldments. Int Mater Rev 1990;35:217-249.

[33] Threadgill PL. Avoiding HAZ defects in welded structures. Metals Mater 1985; July :422-429.

[34] American Welding Society. AWS B4.0: Standard Methods for Mechanical Testing of Welds. Miami, FL: American Welding Society; 2007.

[35] Kannengiesser T, Boellinghaus T. Cold cracking tests: an overview of present technologies and applications. Weld World 2013;57 (l):3-37.

[36] Jominy WE, Boegehold AL. A hardenability test for carburizing steel. Trans ASM 1938;26:574-606.

[37] ASTM A255-10: Standard Methods for Determining Hardenability of Steel.

[38] Stout RD. Weldability of Steels. 4th ed. New York: Welding Research Council; 1987.

[39] Cottrell C. Controlled thermal severity cracking test simulates practical welded joints. Weld J 1953;32 (6):257s-272s.

[40] Campbell W. Experiences with HAZ cold cracking tests on a C-Mn structural steel. Weld J 1976;55 (5):135s-143s.

Водородиндуцированное растрескивание

[41] Kihara H, Suzuki H, Nakamura H. Weld cracking tests of high strength steels and electrodes. WeldJ 1962;41 (1):36s^!8s.

[42] Alexandrov B et al. Cold cracking in weldments of steel S 690 QT. Weld World 2005;49:64-73.

[43] Alcantara NG, Rogerson JH. A prediction diagram for preventing hydrogen-assisted cracking in weld metal. Weld J 1984;63 (4):116s-122s.

[44] Reddy GM, Mohandas T, Sarma D. Cold cracking studies on low alloy steel weldments: effect of filler metal composition. Sci Technol Weld Join 2003;8:407^-14.

[45] Wingrove L. An appraisal of the Tekken test [PhD Dissertation]. Wollongong: University of Wollongong; 1986.

[46] McParlan M, Graville BA. Hydrogen cracking in weld metals. Weld J 1976;55 (4):95s-102s.

[47] McParlan M, Graville BA. Development of the G-BOP test for weld metal cracking. IIW Document IX-922-75: International Institute of Welding, Paris; 1975.

[48] Hart PM. Resistance to hydrogen cracking in steel weld metals. Weld J 1986;65 (l):14s-22s.

[49] Marianetti C. The development of the G-BOP test and the assessment of weld metal hydrogen cracking [MS Thesis]. Columbus, OH: The Ohio State University; 1998.

[50] Chakravarti AP, Bala SR. Evaluation of weld metal cold cracking using the G-BOP test. WeldJ 1989;68(1):1s-8s.

[51] Atkins G, Thiessen D, Nissley N, Adonyi Y. Welding process effects in weldability testing of steels. Weld J 2002;81 (4):61s-68s.

[52] Granjon H. The implant method for studying the weldability of high strength steels. Metal Constr Brit Weld J 1969;1:509-515.

[53] Sawhill Jr J, Dix AW, Savage WF. Modified implant test for studying delayed cracking. Weld J 1974;53(12):554s-559s.

[54] Signes E, Howe P. Hydrogen-assisted cracking in high-strength pipeline steels. Weld J 1988;67(8):163s-170s.

[55] ISO 17642-3:2005. Destructive tests on welds in metallic materials—Cold cracking tests for weldments—Arc welding processes—Part 3: Externally loaded tests. 1st edn: International Organization for Standardization, Geneva, Switzerland; 2005.

[56] Suzuki H, Nakamura H. Effect of external restraint on root cracking in high strength steels by TRC testing. IIW Doc. IX-371-63: International Institute of Welding, Paris; 1963.

[57] Matsuda F, Nakagawa H, Shirozaki K. Evaluation of the cold cracking susceptibility of weld metal in high strength steels using the longitudinal bead-TRC test. Weld Int 1988;2:229-233.

[58] Matsuda F, Nakagawa H, Shirozaki K. The longitudinal bead-TRC test for cold crack susceptibility of weld metal for high strength steels. Weld Int 1988;2:135-139.

[59] Shinozaki K, Ke L, North TH. Hydrogen cracking in duplex stainless steel weld metal. Weld J 1992;71(ll):387s-396s.

[60] Shinozaki K, North TH. Effect of oxygen on hydrogen cracking in high-strength weld metal. Metall Trans 1990;21:1287-1298.

[61] Savage WF, Nippes EF, Homma H. Hydrogen induced cracking in HY-80 steel weldments. Weld J 1976;55(4):368s-376.

[62] Savage WF, Nippes EF, Tokunaga Y. Hydrogen induced cracking in HY-130 steel weldments. Weld J 1978;57(4):118s-126s.

[63] Itoh Y, Bessho K. Cracking parameter of high strength steels related to HAZ cracking. JWS 1968;37 (9):983-989.

[64] Yurioka Y, Suzuki H, Ohshita S. Determination of necessary preheating temperature. Weld J 1983;62(6):147s-153s.

[65] Satoh K, Terasaki T, Ohkuma Y. Relationship between critical stress of HAZ cracking and residual diffusible hydrogen content. JWS 1979;48 (4):248-252.

[66] Karppi RAJ, Nevasmaa P. Contribution of comparison of methods for determining welding procedures for the avoidance of hydrogen cracking. IIW Doc. IX-1673-92: International Institute of Welding, Paris; 1992.

6 КОРРОЗИЯ

6.1 ВВЕДЕНИЕ

Коррозия часто связана со сварными конструкциями, поскольку микроструктура, свойства и состав металла сварного шва и ЗТВ могут сильно отличаться от свойств основного металла. Коррозия принимает различные формы, как описано в следующем разделе, и может привести к общему (однородному), локальному или специфическому для микроструктуры воздействию.

Часто скорость коррозии, связанная со сварными швами, намного выше, чем у основного металла. Причиной этого обычно является сочетание влияния микроструктуры и остаточного напряжения. Области с высоким напряжением, окружающие сварные швы, могут привести к ускоренной коррозии относительно основного металла. Например, точечные сварные швы в автомобильных сталях обычно являются первым местом, где происходит коррозионное разрушение в кузовах автомобилей.

Существует ряд стандартизированных методов испытаний, которые были разработаны для количественной оценки подверженности коррозии в различных средах. Многие из них являются ускоренными испытаниями, которые позволяют оценить долговременные коррозионные характеристики с помощью краткосрочных лабораторных испытаний. Большинство из этих испытаний могут быть проведены с использованием сварных образцов. Контроль коррозии сварных конструкций часто является критическим фактором при определении их предельного срока службы или пригодности к эксплуатации.

6.2 ФОРМЫ КОРРОЗИИ

Коррозия инженерных сплавов проявляется в различных формах, большинство из которых являются макроскопическими (видимыми невооруженным глазом), а другие требуют микроскопического исследования. Фонтана и Грин [1] определили восемь форм коррозии, многие из которых могут быть связаны с деградацией и возможным разрушением сварных конструкций, как указано ниже. Эта классификация была основана на визуальном проявлении коррозии. Девятая форма коррозии, которая, как было определено, отличается от этих других форм, называется микробиологической коррозией (МБК):

Металлургия сварки и свариваемость, первое издание. Джон К. Липпольд.

© 2015 Издательство John Wiley & Sons, Inc. Опубликовано в 2015 году издательством John Wiley & Sons, Inc.

- 1. Общая информация
- 2. Гальваническая
- 3. Местная
- 4. Избирательная коррозия
- 5. Эрозионная
- 6. Точечная
- 7. Межкристаллический
- 8. под воздействием напряжения
- 9. Микробиологическая

Общие характеристики первых пяти из этих форм коррозии кратко рассмотрены в следующих разделах. Коррозия, вызванная точечной межзерновой коррозией (МЗК) и механизмом под воздействием напряжения, рассматривается более подробно, поскольку эти формы наиболее подходят для сварных конструкций.

6.2.1 Общая коррозия

Это наиболее распространенная форма коррозии, и, безусловно, самая дорогостоящая (более 10 миллиардов долларов в год тратится только в Соединенных Штатах на ремонт или предотвращение равномерной коррозии). Равномерная или общая коррозия характеризуется химической или электрохимической реакцией на поверхности металла, которая приводит к равномерному образованию продукта коррозии. В сталях этот продукт коррозии проявляется как «ржавчина», окисление железа с образованием Fe₂O₃ (гематит) и Fe₃O₄ (магнетит).

Общая коррозия является в первую очередь функцией состава, а не микроструктуры. В тех случаях, когда состав металла шва и основного металла аналогичен (например, для автогенных и гомогенных швов), швы могут быть лишь немного более восприимчивы к общей коррозии, чем окружающий основной материал. Повышенные скорости коррозии в сварных конструкциях часто связаны с остаточными напряжениями, которые могут ускорить разрушение в определенных условиях.

Общие скорости коррозии сильно различаются между материалами. Многие общие данные о коррозии были собраны в различных средах, включая атмосферные, почвенные и более агрессивные растворы. Например, имеются значительные общие данные о коррозии для сред, содержащих хлорид, таких как морская вода. Сравнение скоростей атмосферной коррозии для различных материалов приведено в Таблице 6.1 [2].

Таблица 6.1 Общие скорости коррозии металлов и сплавов

Материал	Скорость, мил/год (мм/год)		
Алюминий	0.032 (0.0008)		
Медь	0.047 (0.0012)		
Свинец	0.017 (0.0004)		
Олово	0.047 (0.0012)		
Никель	0.128 (0.0032)		
Монель (70n-30Cu)	0.053 (0.0013)		
Цинк	0.202 (0.0051)		
Сталь AISI 1020	0.48 (0.0120)		
Низколегированная сталь (1% Cr)	0.09 (0.0023)		
Нержавеющая сталь тип 304	Ноль		
Из источника [2].			

Повреждение, вызванное общей атмосферной коррозией, обычно можно предотвратить путем использования покрытий или ингибиторов (таких как краска) или выбора коррозионностойких материалов (таких как алюминиевые сплавы, нержавеющие стали и ниобиевые сплавы для устойчивости в нормальных атмосферных условиях).

6.2.2 Гальваническая коррозия

Между разнородными металлами существует разность химических потенциалов, когда они оба находятся в контакте с коррозийной и/или проводящей средой. Если эти металлы, в свою очередь, находятся в электрическом контакте в присутствии этой же среды, разность потенциалов приводит к протеканию между ними тока. По соглашению материал, в котором происходит реакция коррозии (окисление), определяется как анод, а материал, в котором происходит восстановление, определяется как катод. Когда два материала электрически соединены в агрессивной среде, в анодном материале возникает коррозия.

Гальваническая серия некоторых промышленных сплавов и чистых металлов в морской воде представлена в Таблице 6.2. Металлы, которые являются анодными (активными), будут корродировать преимущественно при контакте с катодными (благородными) в коррозийной среде. Эта среда может варьироваться от чистой воды (или пара) до очень агрессивных кислот. Скорость разрушения катодного материала относительно анода связана с разницей в потенциале и площади, подверженной воздействию окружающей среды. Таким образом, исходя из этой таблицы, магний быстро корродирует, если соединяется со сталью в морской воде, в то время как в мельхиоре, соединенном с аустенитной нержавеющей сталью (18Cr – 8Ni), можно ожидать небольшого разрушения.

Гальванический эффект может использоваться для обеспечения «катодной защиты» в определенных условиях. Например, стальные корпуса судов часто имеют катодную защиту путем соединения с массивным магниевым блоком, который будет корродировать преимущественно и защищать корпус судна во время воздействия морской воды.

Контроль относительных различий в потенциале раствора между основным металлом, ЗТВ и металлом сварного шва является ключом к предотвращению гальванического разрушения, как показано на Рис. 6.1.



Вольт относительно насыщенного каломельного электрода сравнения (Активный) (Благородный)

Рис. 6.1. Гальванические пары и потенциалы раствора.

В гальванической паре анод (активный металл) будет корродировать преимущественно к катоду (благородный металл), если площадь анода мала по сравнению с катодом, это разрушение может быть довольно быстрым. Таким образом, в средах, где существует проблема коррозии, важно обеспечить, чтобы основной металл был анодным по отношению к металлу сварного шва и ЗТВ.

В случае, когда металл сварного шва является анодным, а разница в потенциале раствора велика, возможно очень быстрое разрушение металла сварного шва. Для большинства комбинаций присадочный металл/основной металл — это не проблема, поскольку разница в потенциале обычно невелика. Однако при выборе присадочных металлов для разнородных комбинаций, или, когда присадочный металл имеет существенно иной состав, чем основной металл, рекомендуется определять относительные потенциалы материалов. Это особенно важно, когда сварная конструкция подвергается воздействию водных сред. Присадочные металлы, используемые для многих распространенных алюминиевых сплавов, часто сильно отличаются по составу от основного металла и могут требовать особого внимания к гальваническим воздействиям в определенных средах.

6.2.3 Местная коррозия

Интенсивная локальная коррозия может возникнуть в трещинах и надрезах на металлических поверхностях. Местная коррозия обычно связана с механическими крепежными элементами, такими как болты или заклепки, но является результатом наличия разрывов сварного шва. Такие трещины могут возникать из-за отсутствия дефектов проникновения, проникновения шлака (например, в пяте сварного шва) и трещин, которые являются открытыми для поверхности сварного шва.

Чтобы быть в качестве места щелевой коррозии, щель должна быть достаточно широкой, чтобы обеспечить проникновение жидкой коррозионной среды, но достаточно узкой, чтобы позволить образоваться внутри щели застойной концентрации. В результате, дефекты, которые открываются на расстоянии нескольких тысячных дюйма от поверхности, являются наиболее чувствительными. Аустенитные нержавеющие стали имеют тенденцию быть особенно подверженными щелевой коррозии в морской воде.

6.2.4 Избирательная коррозия

Избирательная коррозия - это удаление одного элемента из сплава коррозионными процессами. Наиболее распространенным примером этого является избирательное удаление цинка из латунных сплавов, широко известное как обесцинкование. Области сварки не кажутся более чувствительными, чем основной материал, к этой форме коррозионного воздействия.

6.2.5 Эрозионная коррозия

Эта форма воздействия - в основном общая коррозия, которая ускоряется относительным движением агрессивной среды. Большинство металлов и сплавов подвержены этой форме агрессивного воздействия. Металлы, которые являются относительно мягкими и легко повреждаются или изнашиваются механическим истиранием, такие как медь, обычно наиболее подвержены эрозионной коррозии. Область сварки во многих материалах может быть более чувствительной к этой форме воздействия, чем основной материал, из-за размягчения (отжига) структуры, возникающего в результате термического цикла сварки. Этот эффект обычно едва заметный.

Эрозионная коррозия наблюдается в сферах выработки электроэнергии, где жидкости или пар перекачиваются на высоких скоростях с использованием роторов или рабочих колес. Как роторы, так и системы трубопроводов могут быть подвержены эрозионной коррозии.

В некоторых ситуациях для уменьшения эрозионной коррозии может использоваться сварка. Например, применение «наплавленных» присадочных металлов может локально увеличить твердость и уменьшить или устранить эрозию, связанную с более мягкими материалами. В других

случаях использование присадочных металлов с более высокой коррозионной стойкостью может иметь аналогичный эффект.

6.2.6 Точечная коррозия

Точечная коррозия - чрезвычайно локализованное воздействие, которое проявляется в дырах или ямах на металлической поверхности. Точечная коррозия является особенно коварной формой коррозии, поскольку ее трудно обнаружить, пока конструкция не подверглась серьезному воздействию. Ямы обычно растут в направлении силы тяжести, редко образуясь на вертикальных поверхностях или расширяясь вверх снизу горизонтальных поверхностей. Как показано на Рис. 6.2, на поверхности конструкции может наблюдаться незначительное повреждение, в то время как внутри коррозия может быть существенной. Точечная коррозия - это автокаталитический процесс, при котором в яме происходит анодное растворение металла, в результате чего образуется локальный коррозионный элемент. Для точечной коррозии в морской воде эта анодная реакция приводит к образованию кислого (pH 1,5–2,0) раствора на дне ямы, что приводит к быстрому растворению металла.

Как правило, повреждения путем точечной коррозии можно избежать путем правильного выбора сплава. Например, обычная углеродистая сталь более устойчива к точечной коррозии в некоторых средах, чем нержавеющая сталь (18Cr–8Ni). В ситуациях, когда необходимы коррозионностойкие (обычные коррозионные) материалы, рекомендуется выбирать нержавеющие стали, содержащие молибден (тип 316), дуплексные нержавеющие стали или сплавы на основе никеля (например, Hastelloy).

Точечная коррозия зависит, прежде всего, от состава металла и, по-видимому, не предпочитает области сварного шва над окружающим основным металлом, если не произошло сегрегации критических легирующих элементов. Разделение элементов во время затвердевания сварного шва может усилить локальное воздействие точечной коррозии (из-за микроскопической неоднородности).



Рис. 6.2 - Изображение точечной коррозии.

Таблица 6.3 Влияние легирующих и примесных элементов на точечную коррозию нержавеющих сталей

Элемент	Влияние на сопротивление		
Хром	увеличивается		
Никель	увеличивается		
Молибден	увеличивается		
Вольфрам	увеличивается		
кремний	Снижается, кроме Мо		
Титан и ниобий	Снижается		
Cepa	Снижается		
	Снижается, особенно при повышении		
Углерод	чувствительности		
Азот	увеличивается		

Как класс материалов, нержавеющие стали и алюминиевые сплавы, как правило, наиболее подвержены повреждениям от точечной коррозии. Для нержавеющих сталей устойчивость к точечной коррозии может зависеть от изменений в легирующих добавках. В Таблице 6,3 приведено влияние различных легирующих и примесных элементов на коррозионную стойкость нержавеющих сталей.

Для нержавеющих сталей стойкость к точечной коррозии можно определить количественно, используя эквивалент стойкости к точечной коррозии (PRE) на основе содержания Cr, Mo, W и N:

$$PRE = Cr + 3.3(Mo + 0.5W) + 16N$$

Обратите внимание на мощное влияние азота в отношении увеличения устойчивости к точечной коррозии. Азот намеренно добавляется в дуплексные нержавеющие стали для улучшения устойчивости к точечной коррозии, а также для обеспечения сбалансированной микроструктуры аустенитного феррита (дуплекс). Значения PRE для некоторых аустенитных и дуплексных нержавеющих сталей приведены в Таблице 6.4. Материалы с PRE более 32 устойчивы к точечной коррозии в морской воде, в то время как для стойкости к сероводороду (H_2S) требуется PRE выше 40.

Критическая температура питтингообразования (СРТ) также может использоваться для количественной оценки стойкости к точечной коррозии. На Рис. 6.3 показано влияние добавок Мо в нержавеющую сталь на СРТ [3].

Сплав	UNS	Тип сплава	PRE _N	
304L	S30403 Аустенитный		20	
316L	S31603	Аустенитный	25	
317L	S31703	Аустенитный	31	
254SMO	S31254	Супераустенитный	41	
AL-6XN	N08367	Супераустенитный	46	
2205	S32205	Дуплексный	36	
2507	S32750	Супердуплексный	43	
2707	s32707	Гипердуплексный	49	
3207	s33207	Гипердуплексный	52	

Таблица 6.4 Значения эквивалента стойкости к точечной коррозии (Pre) для нержавеющих сталей

 $PRE_N = CR + 3.3(MO + 0.5W) + 16N$



Рисунок 6.3. Критическая температура питтингообразования (СРТ) промышленных аустенитных нержавеющих сталей с высоким содержанием Мо и зон их сплавления. Не закрашенные обозначения являются значениями основного металла, а закрашенные - автогенными сварными швами. Сплошная линия представляет усредненные характеристики основного металла, а пунктирная линия - характеристики металла сварного шва (перерисовано из [3]. © AWS).



Рисунок 6.4 - Серьезная точечная коррозия в сварном металле AL-6Xn из супераустенитной нержавеющей стали (© TWi)

Высокое значение СРТ указывает на хорошую устойчивость к точечной коррозии. Отметим, что добавление Мо от 2 до более 6 мас.% в аустенитные нержавеющие стали приводит к значительному увеличению стойкости основного металла к точечной коррозии, но что реакция

металла сварного шва не такая большая. Это связано прежде всего с разделением Мо во время затвердевания. Поскольку коэффициент разделения (k) для Мо в нержавеющей стали составляет порядка 0,5, в ядре клеток и дендритов содержание Мо будет значительно ниже среднего состава. Для сплава с 6% Мо дендритное ядро достигнет только около 3 мас.% Мо.

В результате этого в металле сварного шва может возникнуть серьезная точечная коррозия по сравнению с основным металлом, как показано в поперечном сечении сварного шва из супераустенитной нержавеющей стали AL-6XN на Puc. 6.4. Эту ситуацию потенциально можно избежать, если использовать присадочный металл с более высоким содержанием Мо для поддержания состава сердцевины дендрита выше 5 мас.%. Следует признать, однако, что образование в зоне несплавления (UMZ) на границе провара может свести на нет этот эффект. Микрофотография на Puc. 6.5 показывает такую зону несплавления в сварном шве на AL-6XN, изготовленном с использованием присадочного металла с высоким содержанием Мо и никеля. Хотя металл сварного шва теперь защищен от точечного воздействия, узкая зона несплавления подвержена локальной точечной коррозии.

Другим вариантом легирования для предотвращения точечной коррозии в нержавеющих сталях является добавление вольфрама (W) вместо или в дополнение к Мо. Вольфрам в процессе затвердевания сварного шва существенно не распределяется, что предотвращает снижение сопротивления точечной коррозии в дендритном сердечнике.

6.2.7 Межкристаллическая коррозия

Локализованное воздействие на межзеренных границах или рядом с ними с незначительным или нулевым воздействием на внутреннюю поверхность зерна соответственно называется межкристаллической коррозией (МКК). Эта локальная коррозия может быть вызвана примесями на межзеренных границах, обогащением легирующего элемента на границе или, наоборот, его истощением.



Рисунок 6.5. Зона несплавления (темное травление), которая образуется на границе прогара AL-6XN при сварке с присадочным металлом на основе никеля (© AWS).

Обогащение межзеренных границ алюминиевого сплава железом может привести к образованию МКК в этих материалах. С другой стороны, истощение хрома вдоль межзеренных границ в аустенитных нержавеющих сталях приводит к IGC или межзерновой коррозии (МЗК). Это явление интенсивно изучалось в этих сплавах из-за его потенциального снижения срока службы компонентов, используемых в электроэнергетике. Краткий обзор МКК в аустенитных нержавеющих сталях приведен ниже.

Особое беспокойство вызывает возникновение МКК в аустенитных нержавеющих сталях серии 300, так как он происходит в средах, где обычно ожидается, что сплавы будут демонстрировать отличную коррозионную стойкость. МКК в этих сплавах особенно распространена в ЗТВ сварного шва. Чувствительность к МКК обусловлена локальным истощением хрома, прилегающего к межзеренной границе, из-за выделения карбида хрома (обогащенный хромом, M23C6) вдоль границы. Когда локальное содержание хрома падает ниже приблизительно 12 мас.%, область

больше не является «нержавеющей», и может произойти ускоренная коррозия. Это явление также называется сенсибилизацией, поскольку материал становится «чувствительным» к МЗК.

Схема на Рис. 6.6 представляет внешний вид сварного шва из аустенитной нержавеющей стали, подвергшегося МЗК в ЗТВ. На поверхности сварного шва, подверженной воздействию агрессивной среды, часто имеется линейная зона воздействия, приблизительно параллельная границе сплавления. Их иногда называют «колеями», поскольку они симметричны и параллельны с обеих сторон сварного шва. В поперечном сечении серьезное воздействие (или межкристаллитная коррозия сварного шва) может наблюдаться вдоль «сенсибилизированной» полосы в ЗТВ. Обратите внимание, что эта полоса находится на некотором расстоянии от границы сплавления. Это связано с тем, что осаждение карбидов, которое приводит к «сенсибилизации», происходит в интервале температур примерно от 600 до 850°C (1110-1560°F). Выше этого температурного диапазона карбиды возвращаются в раствор, и, таким образом, область ЗТВ, примыкающая к границе сплавления, которая была нагрета до более высоких температур, относительно не содержит карбидов (при условии, что скорости охлаждения достаточно высоки, чтобы подавить осаждение карбидов).



Рисунок 6.6 - Изображение межкристаллитной коррозии в ЗТВ аустенитной нержавеющей стали



Рисунок 6.7. Схема осаждения карбида на межзеренных границах и связанное с этим истощение хрома на этих границах

В большинстве аустенитных нержавеющих сталей карбиды М23С6, обогащенные хромом, образуются преимущественно вдоль межзеренных границ, как показано на схеме на Рис. 6.7. Это осаждение требует диффузии хрома ближнего действия из соседней матрицы и приводит к обедненной хромом области, окружающей осадок, как показано на Рис. 6.8а. Это снижает локальную коррозионную стойкость микроструктуры и способствует быстрому разрушению

области межзеренных границ. Частично это может быть связано с локальной гальванической коррозией, когда обедненная хромом межзеренная граница является анодной для окружающей матрицы.



Рисунок 6.8 Межкристаллитная коррозия. (а) схема обеднения хромом, примыкающего к пограничному карбиду, и (b) воздействие по межзеренным границам в ЗТВ типа 304 (C = 0,06 мас.%) (предоставлено М.С. Juhas).

Коррозия



Рисунок 6.9 Кривые зависимости «время-температура-осаждение» M23C6 для сплавов 18Cr-8ni с переменным содержанием углерода (источник [4]. © McGraw-Hill).

Очень небольшая площадь межзеренной границы вызывает быстрое воздействие, проявляющееся как локальное «углубление» на межзеренной границе, как показано в металлографическом разрезе на Рис. 6.8b. в крайних случаях, зерна фактически выпадут из структуры из-за полной коррозии и растворения межзеренных границ. Это вызывает эффект «колеи», показанный на Рис. 6.6.

Содержание углерода оказывает наиболее глубокое влияние на чувствительность к МКК в аустенитных нержавеющих сталях. Использование низкоуглеродистых (марка «L») сплавов сводит к минимуму риск сенсибилизации за счет замедления реакции осаждения карбидов. Кривые зависимости «время-температура-осаждение», показанные на Рис. 6.9, демонстрируют влияние содержания углерода на время до осаждения [4]. Обратите внимание, что при низком содержании углерода от 0,06 до 0,08 мас.% время осаждения может быть меньше минуты. Это различие демонстрирует преимущество низкоуглеродистых аустенитных марок нержавеющей стали (так называемых марок L, таких как 304L и 316L) для уменьшения или устранения в 3TB также может способствовать ускорению реакции осаждения.

В большинстве случаев сенсибилизация и последующая МКК происходят в 3TB как прямой результат теплового цикла сварного шва. Однако следует отметить, что диапазон температур снятия напряжений для большинства аустенитных нержавеющих сталей перекрывает диапазон осаждения карбидов. Необходимо соблюдать осторожность, чтобы не повышать чувствительность всей структуры во время ПСТО. Это особенно касается сплавов, содержащих более 0,04 мас.% С.

Предупреждение сенсибилизации МКК в сварных швах из аустенитной нержавеющей стали можно минимизировать или устранить с помощью следующих методов:

• выбирайте основные и присадочные металлы с максимально низким содержанием углерода (марки L, такие как 304L и 316L),

• используйте сплавы, которые «стабилизированы» добавками ниобия (nb) и титана (Ti). Эти элементы являются более мощными карбидообразующими веществами, чем хром, и, таким образом, связывают углерод, сводя к минимуму образование насыщенных хромом карбидов на межзеренных границах.



Рисунок 6.10. Место ножевой коррозии, которая происходит в стабилизированных марках аустенитных нержавеющих сталей.

Они также достаточно стабильны и устойчивы к растворению во время термического цикла сварки.

• Используйте отожженный материал или отжиг перед сваркой, чтобы удалить любую предыдущую холодную обработку (холодная обработка ускоряет осаждение карбида).

• Используйте низкое подводимое тепло сварочного шва и низкую температуру между проходами, чтобы увеличить скорость охлаждения сварного шва, тем самым минимизируя время в диапазоне температур сенсибилизации.

• При сварке труб охладите водой внутреннюю часть трубы после корневого прохода. Это поможет устранить сенсибилизацию внутренней стороны в результате последующих проходов.

• Термическая обработка раствора после сварки. В результате нагревания структуры до температурного диапазона от 900 до 1100°С растворяются любые карбиды, которые могли образоваться вдоль межзеренных границ в ЗТВ. Затем структуру закаливают (или быстро охлаждают) от этой температуры, чтобы предотвратить осаждение карбидов во время охлаждения. Заметьте, однако, что есть ряд практических соображений, которые имеют тенденцию ограничивать полезность этого последнего подхода. Искажение во время закалки является серьезной проблемой для многих конструкций. Неспособность закалить сложные сварные соединения труб также является ограничивающим фактором.

6.2.7.2 Ножевая коррозия МКК также может происходить в определенных ситуациях в стабилизированных марках, таких как типы 347 и 321. Эта коррозия, схематически представленная на Рис. 6.10, может происходить в очень узкой области, прилегающей к границе сплавления. Она называется «ножевой» коррозией, поскольку сварной шов выглядит так, как будто его вырезали ножом. Этот тип коррозии происходит, когда стабилизирующие карбиды (nbC или TiC) растворяются при повышенных температурах в области, прилегающей к зоне сплавления. При охлаждении карбиды, обогащенные Cr, будут образовываться быстрее, чем nbC или TiC, что приводит к узкой сенсибилизированной области. Дальше от границы сплавления nbC и TiC не растворяются, и сенсибилизация не происходит. Ножевая коррозия связана со сварными швами с высоким подводом тепла, где термический цикл 3TB обеспечивает достаточное время для растворения карбидов типа MC. Эта форма локальной коррозии обычно может быть предотвращена путем контроля процедуры сварки.

6.2.7.3 Низкотемпературная сенсибилизация. Было отмечено, что сенсибилизация может фактически произойти после длительного воздействия при низких температурах (<300 ° C) после первоначального термического цикла с высокой температурой, например, что цикла в ЗТВ.



Рисунок 6.11. Термическая история, связанная с низкотемпературной сенсибилизацией в низкоуглеродистых аустенитных нержавеющих сталях

Она стала известна как низкотемпературная сенсибилизация (НТС) и является проблемой для трубопроводов из нержавеющей стали, используемых в энергетике [5, 6]. Случая НТС происходят из-за того, что карбидные «зародыши» образуются в ЗТВ во время первоначального процесса сварки, а затем растут с образованием карбидных выделений при низкой температуре. На Рис. 6.11 схематически представлено это явление. Долгосрочный эффект заключается в повышении сенсибилизации межзеренных границ и вероятности МКК или межкристаллитной коррозии растрескивания под напряжением (МККРН), даже несмотря на то, что кривая С для повышения сенсибилизации в нормальных условиях не предсказывает выделения карбидов во время термической истории сварного шва. Это явление имеет место в сплавах марки L, но, похоже, не является проблемой со стабилизированными марками, такими как тип 347.

6.2.8 Коррозионное растрескивание под напряжением

Коррозионное растрескивание под напряжением (КРН) относится к локальному растрескиванию, возникающему в результате одновременного присутствия растягивающего напряжения и определенной агрессивной среды. Практически все структурные металлы восприимчивы к КРН, учитывая соответствующую комбинацию окружающей среды и напряжения, как указано в Таблице 6.5. Одним из самых ранних сообщений о КРН было «сезонное растрескивание» артиллерийских снарядов латунных патронов. В периоды сильных дождей или высокой влажности в латунных гильзах патронов часто наблюдались трещины в том месте, где патрон был прижат к снаряду.

папряжением	
Сплав или система сплавов	Окружающая среда
Алюминиевые сплавы	растворы NaCl, морская вода
Медные сплавы	Пары и растворы аммиака
Золотые сплавы	Растворы FeCl ₃ , растворы уксусная кислота-соль
инконель	Растворы едкого натра
Свинец	Растворы ацетата свинца
Магниевые сплавы	Дистиллированная вода
Монель	Сода каустическая плавленая, плавиковая кислота
Никель	Сода каустическая плавленая
Углеродистые и низколегированные	
стали	Несколько

Таблица 6.5 Материалы и среды, приводящие к коррозионному растрескиванию под напряжением

нержавеющая сталь (аустенитная) Несколько, включая морскую воду и H₂S Дымящая азотная кислота, морская вода, N_aO₄



Рис. 6.12. Кривая Копсона для прогнозирования чувствительности к КРН в нержавеющих сталях (перерисовано из [7]).

Нержавеющие стали также могут быть чувствительны к КРН, и эти материалы были тщательно изучены из-за их технической важности. Наличие остаточных растягивающих напряжений в ЗТВ может ускорить коррозионное воздействие и растрескивание вдоль чувствительных межзеренных границ. Это называется МККРН и может показаться очень похожим на МКК, который был описан в предыдущем разделе. Транскристаллитное коррозионное растрескивание под напряжением (ТККРН) также наблюдается в аустенитных нержавеющих сталях. Эта форма растрескивания обычно связана со средами, содержащими Cl (морская вода).

Кривая Копсона, показанная на Рис. 6.12, показывает устойчивость нержавеющих сталей к КРН в кипящем хлориде магния в зависимости от содержания никеля [7].



Рисунок 6.13 Транскристаллитное коррозионное растрескивание под напряжением в ЗТВ из нержавеющей стали типа 304 (источник [2].

Использование этой агрессивной среды предназначено для ускорения процессов коррозии, которые могут происходить в других средах с содержанием Cl (таких как морская вода). Обратите

внимание, что минимум кривой сопротивления происходит в диапазоне от 8 до 12% Ni. Это именно тот диапазон, в котором лежат многие популярные сплавы аустенитных нержавеющих сталей, такие как типы 304 и 316.

Как показывает этот рисунок, можно избежать КРН, выбрав сплавы с более высоким (>20%) или более низким (<5%) содержанием никеля. В первом случае распространено использование «супер» аустенитных сплавов или сплавов на никелевой основе. В случае низких значений часто выбираются ферритные или дуплексные нержавеющие стали. КРН также наблюдается в едких средах с высоким рН, таких как целлюлозно-бумажные фабрики. По-видимому, в этих средах применяются те же правила, что и в средах с содержанием Cl, в отношении выбора сплава, чтобы избежать КРН, вызванного щелочами.

Пример ТККРН показан на Рис. 6.13 [2]. Показан трубный шов из нержавеющей стали типа 304, сваренного с присадочным металлом 308. Обратите внимание, что растрескивание характерно для области 3TB, которая была сенсибилизирована во время сварки. Пример серьезного ТККРН в трубном листе типа 316 после воздействия едкого раствора гидроксида натрия на целлюлознобумажном комбинате показан на Рис. 6.14. Эта структура подверглась воздействию едкого раствора менее чем за год до разрушения. Остаточные напряжения, возникающие в результате сварки, в дополнение к наложенным рабочим напряжениям привели к сильному растрескиванию, показанному на Рис. 6.14. Для этого применения сплав типа 316 был заменен дуплексной маркой сплава 2205. Этот сплав не имеет трещин после нескольких лет эксплуатации.

КРН лучше всего избегать путем правильного выбора сплава. Использование дуплексных и ферритных нержавеющих сталей в тех случаях, когда в противном случае были бы выбраны аустенитные марки, может предотвратить КРН. Сварка может усугубить КРН в системах сплавов, которые в других условиях устойчивы из-за изменений микроструктуры и наличия растягивающих остаточных напряжений.



Рисунок 6.14. Транскристаллитное коррозионное растрескивание под напряжением вблизи сварного шва из нержавеющей стали типа 316L после воздействия едкой среды гидроксида натрия.

Сенсибилизация может способствовать ТККРН как в аустенитной (рис. 6.13), так и в ферритной марках нержавеющей стали. Конструкция сварного шва или условия, которые создают высокое остаточное напряжение или создают концентрации напряжения, также могут способствовать КРН. Снятие напряжения после сварки может иногда использоваться, чтобы уменьшить эти напряжения и минимизировать чувствительность к КРН. Однако, как отмечено в разделе 6.2.7.1, снятие напряжения после сварки необходимо проводить с осторожностью, чтобы избежать сенсибилизации.

6.2.9 Микробиологическая коррозия

МБК происходит в определенных водных средах, где аэробные или анаэробные бактерии буквально атакуют металл. МБК проявляется в виде точечной коррозии, при которой на металлической поверхности появляется небольшое отверстие или яма, и происходит быстрое разрушение под поверхностью. В прошлом МБК, вероятно, часто неправильно истолковывали как обычную точечную коррозию. Однако ее можно отличить по наличию «бугорков» биологических остатков и продуктов коррозии над ямой.

Эта форма коррозии наблюдается как в пресной, так и в морской воде, и во многих случаях требуется кислородсодержащая вода для поддержки реакции растворения металла, как показано на Рис. 6.15 [8]. В общем и целом, наличие специфических бактерий, «жующих» металл, теплая вода (20–40°С), насыщенная кислородом, и специальные материалы - факторы, способствующие МБК. Эта форма коррозии отмечалась в широком диапазоне материалов, включая железо и сталь, нержавеющую сталь, медные сплавы и алюминиевые сплавы. Аустенитные нержавеющие стали, по-видимому, особенно чувствительны, и присутствие двухфазной микроструктуры аустенитного феррита, такой, которая присутствует во многих металлах сварного шва, по-видимому, влияет на чувствительность. Исследования показали, что МБК встречается преимущественно в ферритовой фазе. Реакции возможны под бугорками, созданными металлобактериями.



Рисунок 6.15. Механизм микробиологической коррозии (МБК) (источник [8].



Рисунок 6.16 Воздействие МБК в сварном металле типа 308 (предоставлено Chris Hayes).

Пример МБК, которая произошла во время строительства резервуара для хранения, показан на Рис. 6.16. Это сварной шов, выполненный дуговой сваркой экранированным металлом электродом, с использованием E308-16 и соединением двух пластин типа 304 в конфигурации стыкового шва. Содержание феррита в металле шва составляло Fn 10 (~10 об.%). Во время строительства вода могла накапливаться в нижней части резервуара, закрывая сварной шов, показанный на Рис. 6.16. Это создало среду для МБК, о чем свидетельствует сильное разрушение металла шва.

6.3 ИСПЫТАНИЕ НА КОРРОЗИЮ

Знание коррозионных свойств является важной частью выбора сплава и присадочного металла для сварных конструкций. Хотя для большинства основных металлов имеются значительные данные о коррозии, достаточные данные о коррозии для поддержки выбора сварочных процессов и присадочных металлов для предотвращения коррозионного воздействия могут быть недоступны. Во многих ситуациях коррозия может представлять собой наиболее значимый фактор, относящийся к сроку службы сварного элемента. Есть много примеров того, как быстрая коррозия или коррозионное растрескивание привело к преждевременному, а иногда и катастрофическому разрушению.

К счастью, за прошедшие годы было разработано множество испытаний по коррозии, которые можно использовать для количественной оценки подверженности различным видам коррозии. Многие из них были стандартизированы с помощью правил, которые, например, были опубликованы Американским обществом специалистов по испытаниям и материалам (ASTM) и Национальной ассоциацией инженеров-специалистов по коррозии (NACE). Большинство из этих методов испытаний предназначены для лабораторного использования и ускоряют воздействия, которые могут возникнуть в процессе эксплуатации. Они включают в себя испытания погружением, когда образцы просто подвергаются воздействию агрессивной среды и периодически проверяются, а также электрохимические испытания, когда на материал подается электрический потенциал. В Томе 03.02. ASTM: Коррозия металлов; Износ и эрозия описываются многие из этих методов испытаний. Испытания нержавеющих сталях на МКК описаны в ASTM A262. Ниже будут кратко описаны некоторые примеры обычно используемых испытаний на коррозию, которые применимы к испытаниям и квалификации сварных швов.

6.3.1 Испытание на атмосферную коррозию

Стандартная практика проведения испытаний на атмосферную коррозию описана в ASTM G50. Для простых испытаний на воздействие окружающей среды образцы устанавливаются на испытательный стенд и периодически проверяются. Чтобы определить общие скорости коррозии, образцы просто взвешивают, а потерю веса преобразуют в скорость коррозии в милях/год (или мм/год). В других случаях образец можно просто наблюдать или фотографировать, чтобы определить начало образования пятен, точечной коррозии или других поверхностных эффектов. Сварные образцы часто подвергают воздействию в конфигурации с U-образным изгибом, где сварной шов изгибается в продольном направлении, чтобы обеспечить равное напряжение в металле сварного шва и ЗТВ. Процедуры испытаний на коррозию под напряжением сварных образцов для атмосферного воздействия описаны в ASTM G58.

6.3.2 Испытания погружением

Чтобы ускорить коррозию, образцы часто погружают в агрессивный раствор. Эти испытания широко используются для оценки чувствительности к точечной коррозии, щелевой коррозии и МКК. Многие из них описаны в стандартах ASTM. Неполный список таких стандартов для определения чувствительности к МКК в нержавеющих сталях, сплавах на никелевой основе и алюминиевых сплавах (серии 5xxx) представлен в Таблице 6.6. Процедуры подготовки образца очень важны, поскольку состояние поверхности будет влиять на степень воздействия. Эти процедуры описаны в ASTM G31: Стандартная практика лабораторных испытаний погружением металлов на коррозию.

Сплав	Homep UNS	Применимый стандарт ASTM	Решение	Время погружения (ч)		
Ферритные нержа						
Тип 430	S43000			24		
Тип 446	S44600 A763-X		Сульфат железа	72		
26-1 S44625				120		
Аустенитные нержавеющие стали						
Тип 304/316	S30400/S31600	A262-A A262-B	Щавелевая кислота Сульфат железа	120		
Тип 321/347 Сплавы на	S32100/ S34700	A262-C	Азотная кислота	240		
никелевой основе						
Сплав 625	N06625	G28-A	Сульфат железа	120		
Сплав 690	N06690	A262-C	Азотная кислота	240		
Хастеллой С-4	N06455	G28-A	Сульфат железа	24		
Алюминиевые сплавы 5ххх	495005 95657	667	A DOTHON KHOLOTO	24		
Сплавы	A93003-93037	007	Азотная кислота	24		

Таблица 6.6 Испытания погружением для оценки межкристаллитной коррозии

Электролитический тест протравливали при 1 А / см² в течение 1,5 мин.

Большинство из этих испытаний работают достаточно хорошо для сварных образцов. Для образцов основного металла потеря веса является хорошим показателем скорости коррозии. Для образцов, содержащих сварные швы, воздействие может быть локализовано, и для определения местоположения МЗК требуется периодическое удаление образца из раствора. Например, сваренный образец из нержавеющей стали типа 304 может подвергаться МЗК в ЗТВ задолго до того, как произойдет какое-либо воздействие на основной металл.

В некоторых случаях можно использовать имитацию теплового режима для получения образцов с микроструктурой ЗТВ. Образец, показанный на рисунке 6.8b, представляет собой нержавеющую сталь типа 304L, которая была нагрета до 1300°C в устройстве для имитации термомеханических условий GleebleTM, а затем охлаждена с определенной скоростью, чтобы обеспечить осаждение карбида на границе зерен. Затем этот образец подвергали воздействию ASTM A262-A (щавелевая кислота), чтобы продемонстрировать воздействие на межзеренные границы.

Существует также ряд испытаний погружением, которые используются для определения чувствительности к МКК. Типовые образцы и конфигурации описаны в ASTM G58. Двумя обычно используемыми типами образцов являются конфигурации с U-образным изгибом и кольцом полукруглого профиля, показанные на Рис. 6.17 [9]. Обратите внимание, что в обоих из них используется болт, чтобы приложить напряжение к образцу. Иногда это может создать проблему с щелевой коррозией, если не приняты меры для маскировки этой области образца. Нержавеющие стали и сплавы на основе никеля часто испытывают в кипящем хлориде магния, чтобы определить чувствительность к МКК хлорида. Эта процедура описана в ASTM G36. Алюминиевые сплавы типов 2XXX и 7XXX испытывают погружением в 3,5%-ный раствор NaCl. Для испытаний погружений на МКК образцы должны периодически удаляться из раствора для проверки на трещины.



Рисунок 6.17. Типы сварных образцов для испытаний погружением на коррозию. (a) U-образный изгиб и (b) кольцо полукруглого профиля (источник [9]. © ASTM).



Рисунок 6.18 Конфигурация для проведения электрохимических поляризационных испытаний (источник [10].[©] ASTM).

6.3.3 Электрохимические испытания

Электрохимические испытания обычно используются для измерения коррозионных свойств широкого спектра металлов. В базовой процедуре используется потенциостат, состоящий из электрода сравнения и поляризационной ячейки, как показано на Рис. 6.18 [10].



Рисунок 6.19. Поляризационный график Тафеля из электрохимических испытаний (источник [10]. © ASTM).

Сканируется из активной в пассивную область, и измеряется плотность тока в образце. Пример поляризационного графика с использованием этого метода показан на Рис. 6.19 [10]. Выше так называемого потенциала разомкнутой цепи материала образец является анодным (активным), а ниже этого потенциала - катодным. Измеряя наклоны этих кривых, можно определить значение плотности тока коррозии при потенциале разомкнутой цепи. Эта величина, взятая из так называемого поляризационного графика Тафеля, может быть использована для оценки общих коррозионных характеристик материала. Процедура оценки общих скоростей коррозии описана в ASTM G105: Стандартная практика расчета скоростей коррозии и соответствующая информация из электрохимических измерений.

Электрохимические методы также могут быть использованы для определения чувствительности к локальной коррозии, например, точечной коррозии. Пример потенциодинамической поляризационной реакции материала, демонстрирующего пассивные анодные характеристики (такого как нержавеющая сталь), показан на Рис. 6.20 [10]. Из этого графика можно определить критический потенциал точечной коррозии, связанный с разрушением пленки пассивной поверхности на образце. Прочие испытания



Рисунок 6.20. Гипотетический график анодной и катодной поляризации для материала, проявляющего пассивный анодные характеристики (источник [10]. © ASTM).

Другое испытание, известное как испытание электрохимической потенциостатической реактивации (EPR), был использован для определения степени сенсибилизации в нержавеющих сталях.

Электрохимические испытания могут быть полезны для определения коррозионных свойств металлов сварного шва. Поскольку размер образца относительно невелик, все образцы сварного металла могут быть вырезаны из сварных конструкций. Также возможно оценить характеристики ЗТВ, особенно если для получения образцов соответствующей микроструктуры используется имитатор теплового режима (такой как Gleeble).

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

[1] Fontana MG, Greene ND. Corrosion Engineering. New York: McGraw-Hill; 1967.

[2] ASM International. Handbook Committee. ASM Handbook, Volume 13: Corrosion. Materials Park, OH: ASM International; 1987.

[3] Garner A. Pitting corrosion of high alloy stainless steel weldments in oxidizing environments. Weld J 1983;62 (1):27-34.

[4] Peckner D, Bernstein IM. Handbook of Stainless Steels. New York: McGraw-Hill; 1977.

[5] Povich MJ. Low temperature sensitization of Type 304 Stainless Steel. Corrosion 1978 ;34(2):60-65.

[6] Povich MJ, Rao P. Low temperature sensitization of welded Type 304 Stainless Steel. Corrosion 1978;34(8):269-275.

[7] Copson HR. Effect of composition on stress corrosion cracking of some alloys containing nickel. In: Rhodin TN, editor. Physical Metallurgy of Stress Corrosion Fracture. New York: Interscience; 1959. p 247-272.

[8] Little B, Wagner P, Mansfeld F. Microbiologically influenced corrosion of metals and alloys. Int Mater Rev 1991 ;36 (6):253.

[9] ASTM G58-85. Standard practice for preparation of stress-corrosion test specimens for weldments.

[10] ASTM G3-89. Standard practice for conventions applicable to electrochemical measurements in corrosion testing.

7 РАЗРУШЕНИЕ И УСТАЛОСТЬ

7.1 ВВЕДЕНИЕ

Сварные конструкции, которые по существу не имеют дефектов, могут быть подвержены разрушению при определенных условиях окружающей среды и нагрузки. В этой главе концепции хрупкого разрушения и усталости рассматриваются в контексте сварных конструкций. Сварные швы могут быть особенно чувствительны к этим видам разрушения из-за изменений микроструктуры относительно основного металла и/или эффектов концентрации напряжений, которые связаны со сварными швами. Наличие ранее существовавших дефектов изготовления также будет влиять на разрушение и усталостные характеристики сварных конструкций.

Случаи катастрофического хрупкого разрушения в сварных конструкциях, таких как мосты, корабли и большие резервуары для хранения, за последние 100 лет сосредоточили значительное внимание на концепции механики разрушения и расчет на сопротивление разрушению. Хрупкое разрушение является серьезной проблемой для конструктивных элементов, поскольку оно обычно происходит без какой-либо предварительной пластической деформации и может протекать со скоростью до 7000 футов/с (2135 м/с) [1]. Разрушения корабля Либерти во время Второй мировой войны - это, пожалуй, самые примечательные примеры этих катастрофических хрупких разрушений. Эти суда были первыми из цельносварных конструкций, и многие из отказов в конечном итоге были связаны с концентрациями напряжений на сварных швах или с дефектами сварных швов, некоторые из которых были связаны с водородным растрескиванием. На Рис. 7.1 показано катастрофическое разрушение корабля ВМС США Скенектади, типичное для этих случаев хрупкого разрушения [2]. В конечном итоге, улучшенные процедуры сварки и конструкция судна привели к уменьшению числа отказов из-за хрупкого разрушения, как показано на Рис. 7.2 [3].

Металлургия сварки и свариваемость, первое издание. Джон К. Липпольд.

© 2015 Издательство John Wiley & Sons, Inc. Опубликовано в 2015 году издательством John Wiley & Sons, Inc.



Рисунок 7.1. Хрупкое разрушение сварных швов на переборке на корабле Либерти (источник [2]. © ASM).



Рисунок 7.2 История отказов кораблей Либерти, 1942–1945 гг. (источник [3]. © AWS).

Механика разрушения пытается продемонстрировать взаимосвязь между материалами, конструкцией и изготовлением, стремясь свести к минимуму вероятность катастрофического хрупкого разрушения и предоставить средства для прогнозирования «пригодности к эксплуатации» конструкции в данной среде эксплуатации. В данной главе представлен краткий обзор основных аспектов механики разрушения, связанных с контролем разрушения и усталости сварных конструкций. Для более всестороннего освещения этих тем читатель отсылается к авторитетному тексту Рольфа и Барсома [1] и Руководству ASM, том 19: Усталость и разрушение [2].

7.2 РАЗРУШЕНИЕ

Механика разрушения описывает подходы, которые можно использовать для прогнозирования разрушения в материалах, предполагая, что в материале уже имеется дефект. Эти материалы могут проявлять хрупкое, пластичное или промежуточное поведение. Как показано на рис. 7.3, те материалы (или структуры), которые считаются «хрупкими», демонстрируют линейно-упругое поведение. Это означает, что область пластичности, которая существует на вершине существующего дефекта под нагрузкой, чрезвычайно мала. Как описано ниже, ударная вязкость в материалах, которые обладают линейно-упругим поведением, может быть описана с использованием коэффициента интенсивности напряжений, К. Когда пластичность материала увеличивается, пластичность на вершине трещины растет, И материал проявляет упругопластическое поведение, и для описания ударной вязкости необходимо использовать другие подходы.

Существует три основных фактора, которые контролируют чувствительность конструкции к хрупкому разрушению:

1. Ударная вязкость материала. Это свойство определяет способность материала нести нагрузку или пластически деформироваться при наличии трещины, надреза или разрыва.

2. Размер трещины. Все хрупкие разрушения должны начинаться с трещины или разрыва конечного размера. Эти неоднородности могут варьироваться от небольших дефектов, таких как подрезка сварного шва или трещины кратера, до крупных дефектов, таких как трещины затвердевания по средней линии или усталостные трещины. Критический размер трещины (или дефекта), необходимый для возникновения хрупкого разрушения, зависит от ударной вязкости материала.



Эластично-пластическое поведение-упругопластическая механика разрушения (EPFM)

Рисунок 7.3. Схематическое изображение механики линейно-упругого и упругопластического разрушения.

3. Уровень напряжения Растягивающие напряжения необходимы для возникновения хрупкого разрушения. Эти напряжения могут быть остаточными в процессе изготовления, появиться в процессе эксплуатацию или, в общем и целом, составлять комбинацию того и другого.

Есть также много вторичных факторов, которые влияют на чувствительность хрупкому разрушению, включая температуру, скорость нагружения, факторы концентрации напряжений и т.д. В целом, эти факторы в некоторой степени влияют на три основных фактора, перечисленных выше.

Ударная вязкость материала - это мера энергии, необходимой для распространения трещины, которая возникла при разрыве (т.е. трещина или концентратор напряжений) в структуре. Во многих материалах, в частности в стали низкой и средней прочности, эта энергия сильно зависит

от температуры. Общее влияние температуры на сопротивление разрушению (вязкость) в различных конструкционных материалах показано на Рис. 7.4. Обратите внимание на быстрое снижение сопротивления разрушению сталей низкой и средней прочности ниже некоторой «переходной» температуры. Для сталей это обычно называют критической температурой охрупчивания (DBTT). Такой драматический переход был типичным для сталей, используемых на кораблях Либерти. Когда температура окружающей среды опустилась ниже температуры перехода (например, зимой в водах Северной Атлантики), сопротивление разрушению этих конструкций было чрезвычайно низким.

Аустенитные (ГЦК) материалы, такие как аустенитные нержавеющие стали и сплавы на основе никеля, не демонстрируют такой резкой температурной зависимости и показывают хорошую вязкость разрушения в широком диапазоне температур. Ударная вязкость некоторых аустенитных нержавеющих сталей фактически увеличивается с понижением температуры.



Температура

Рисунок 7.4 Иллюстрация ударной вязкости в зависимости от температуры для нескольких материалов.

Коэффициент интенсивности напряжений К был определен Ирвином для описания величины поля упругих напряжений, окружающего трещину или разрыв структуры [4]. Этот фактор является основой для механики линейно-упругого разрушения (LEFM) и, таким образом, описывает интенсивность напряжений в материалах, которые являются по существу хрупкими, как, например, в сталях, которые эксплуатируются ниже DBTT. Общее выражение для К является

$$K = \sigma(\pi a)^{1/2} Y$$
 (7.1)

где о - приложенное напряжение; а - длина трещины; и Y - безразмерный геометрический фактор.

Критический коэффициент интенсивности напряжений может быть определен в зависимости от скорости нагружения и ограничения, где:

• К_с - критический коэффициент интенсивности напряжений для статического нагружения и плоских напряжений в условиях переменного ограничения.

• К_{Iс} - критический коэффициент интенсивности напряжений для статического нагружения и условий плоской деформации с максимальным ограничением.

• К_{Id} является критическим коэффициентом интенсивности напряжений для условий динамического нагружения (удара) и плоской деформации с максимальным ограничением.

Зная критическое значение К (К_с, К_{Iс}, К_{Id}) при разрушении для данного материала определенной толщины и при определенной температуре и скорости нагружения, инженер может определить величину (длину) трещин или разрывов, которые могут быть допустимыми в сварных швах для заданного уровня расчетного напряжения. И наоборот, инженер может также рекомендовать уровень расчетных напряжений, зная размер и ориентацию дефектов, которые можно ожидать в данном материале с использованием назначенного процесса сварки. С точки зрения анализа отказов можно использовать подход критического коэффициента интенсивности напряжений, чтобы определить, были ли дефекты, вызванные сваркой, ответственны за отказ, или виноваты были ли недостатки конструкции.

Коэффициент интенсивности напряжения в условиях плоской деформации (низкие скорости нагружения и линейно-упругое поведение) обычно используется для оценки ударной вязкости материала и применяется в анализах «пригодности к эксплуатации». К сожалению, определение К_{Iс} не является простым, требуя специально подготовленных образцов и тщательного анализа данных. И наоборот, образец и методика испытания с V-образным надрезом по Шарпи (CVN) довольно просты, а оценка результатов испытаний проста, как описано в разделе 7.3. График, представленный на Рис. 7.5, относится к вязкости К_{Ic} и CVN для ударной вязкости, измеренной на верхнем плато кривой зависимости вязкости от температуры. Эта линейная зависимость описывается следующим уравнением:

$$\left[\frac{K_{\rm Ic}}{\sigma_{\rm Y}}\right]^2 = \frac{5}{\sigma_{\rm Y}} \times \left[\rm CVN - \frac{\sigma_{\rm Y}}{20}\right]$$
(7.2)

где σ_Y - предел текучести материала, а CVN - ударная вязкость верхнего плато (или поглощенная энергия). Обратите внимание, что эта зависимость действительна только для высокопрочных сталей.



Рисунок 7.5 Соотношение между K_{1C} и вязкостью CVN верхнего плато для нескольких высокопрочных сталей. Обратите внимание, что значения K_{1C} и CVN были нормализованы по пределу текучести материала (источник [1]. © ASTM).

Общая зависимость между ударной вязкостью материала (K), приложенным напряжением (σ) и размером дефекта (a) показана на Рис. 7.6. Следует отметить, что кривые, представляющие Кс для данного материала, определяет множество комбинаций размера напряжений и дефекты, что может привести к отказу (например, σ_f , a_f) в материале, имеющем критическую интенсивность напряжений, K_c , при определенной температуре. За счет уменьшения размера дефекта, уровня напряжения или обоих (например, σ_o , ао на Рис. 7.6) отказа не произойдет. Это также может быть достигнуто путем выбора материала с более высокой ударной вязкостью, как показано пунктирной кривой K_c .

7.3 КОЛИЧЕСТВЕННАЯ ОЦЕНКА УДАРНОЙ ВЯЗКОСТИ

Был разработан ряд стандартизированных испытаний для измерения ударной вязкости материала. Многие из этих испытаний хорошо подходят для оценки ударной вязкости сварного шва. Конечно, наиболее широко используемым из этих испытаний является испытание CVN. Стандартный образец для испытаний имеет размеры 10 мм × 10 мм × 50 мм, на котором обрабатывается вырез, как показано на Рис. 7.7 [5]. Обратите внимание, что образцы нестандартного размера также разрешены, как описано в ASTM E2248-09. Этот образец затем разрушается при ударе и измеряется энергия, поглощенная при ударе.



Рисунок 7.6. Зависимость между приложенным напряжением, размером дефекта и вязкостью разрушения (Кс) (адаптировано из [1]).

Для сталей можно проводить ударные испытания в диапазоне температур, чтобы определить поглощенную энергию верхнего плато, поглощенную энергию нижнего плато и DBTT, как показано на Puc. 7.8. Некоторые правила могут определять минимальную ударную вязкость при данной температуре, например, минимум 40 Дж при –20°С (–5°F). Такое требование предполагает меньше образцов и может обеспечить достаточную прочность в экстремальных условиях эксплуатации. Подробная процедура проведения ударных испытаний CVN описана в ASTM E23: Стандартные методы испытаний надрезанного образца металлических материалов на удар.

Ударное испытание CVN широко используется для квалификации сварных швов. Образцы могут быть подготовлены таким образом, чтобы надрез находился в металле сварного шва или ЗТВ. Также возможно моделировать ЗТВ в заготовках CVN, используя устройство для имитации термомеханического режима, такое как GleebleTM. Эти заготовки затем обрабатываются в образцы. Используя этот подход, можно легко оценить влияние пиковой температуры и скорости охлаждения. время трансформации, t_{8-5} можно варьировать, чтобы определить влияние предварительного нагрева и подвода тепла на ударную вязкость ЗТВ. Для дуплексных нержавеющих сталей время трансформации t_{12-8} можно варьировать, чтобы определить влияние размера зерна и баланса феррит-аустенит на вязкость.

Несмотря на универсальность и широкое использование, данные CVN являются лишь индикатором фактической вязкости разрушения материала, и эти данные нельзя использовать при анализе механики разрушения. Причины этого заключаются в том, что (i) образец нагружается ударом, который, как правило, не отражает фактических условий нагрузки, (ii) обработанный надрез является относительно тупым и приводит к пластичности на вершине надреза, за исключением хрупких материалов, и (iii) малый размер выборки не учитывает условия плоской деформации, необходимые для получения действительных значений K_{1C}. Только в определенных материалах, таких как высокопрочные стали (Рис. 7.5), вязкость CVN может быть соотнесена с вязкостью разрушения K_{1C}. Для преодоления недостатков испытания CVN были разработаны другие более сложные подходы к испытаниям.



Рисунок 7.7. Схема образца для ударного испытания CVN и конфигурация испытания (источник [5].



Рисунок 7.8. Репрезентативная кривая поглощенной энергии CVN в зависимости от температуры для простой углеродистой стали.

Для получения действительного значения вязкости разрушения K_{1C} для материала необходимо использовать образец, который поддерживает плоскую деформацию на вершине трещины, чтобы обеспечить линейное упругое поведение. Методы определения K_{1C} описаны в ASTM E399-09: Стандартный метод для линейно-упругой вязкости разрушения при плоской деформации K_{1C} металлических материалов. Широко используемый тип образцов для этих испытаний известен как компактный образец для испытания на растяжение (CTS). Стандартная геометрия CTS показана на Рис. 7.9. Размеры образца определяются пределом текучести и ожидаемой вязкостью разрушения материала. В частности, толщина образца (Рис. 7.9b) должна соответствовать следующему требованию: $B > 2.5 (K_{IC} / \sigma_{YS})2$. Для пластичных материалов меньшей прочности образец может быть очень толстым (>50 мм) для достижения условий плоской деформации. Таким образом, этот образец для испытаний наиболее применим к материалам повышенной прочности.

Перед испытанием на вершине надреза устанавливается предварительно нанесенная усталостная трещина. Эта острая трещина снижает пластичность на вершине трещины и обеспечивает распространение трещины в линейно-упругих условиях. Образец затем нагружается на растяжение, и создается кривая зависимости нагрузки от смещения. На основании этой кривой получено значение K1C. Процедура измерения вязкости разрушения с использованием этого метода описана в ASTM E1820-09: Стандартный метод испытаний для измерения вязкости упруго-пластического разрушения (J_{1C}). Конструкция образца может немного отличаться, и испытание используется для построения кривой J–R, которая измеряет стойкость (R) материала к распространению трещины. Эти процедуры также описаны в ASTM E1820-09.



Рисунок 7.9. Компактный образец для испытания на растяжение для определения вязкости разрушения K_{1C} (из ASTM E399-09. © ASTM).

Другое распространенное испытание для определения вязкости разрушения известно, как испытание на смещение раскрытия вершины трещины (СТОD). Это испытание было первоначально разработано в Институте сварки и было опубликовано как британский стандарт в 1979 году. Оно описано в ASTM E1290-08: Стандартный метод испытания для определения вязкости разрушения при смещении раскрытия вершины трещины (СТОD). В этом испытании используются образцы с надрезом, аналогичные тем, которые используются для определения упругопластической вязкости, J_{1C}. Было обнаружено, что испытание СТОD особенно полезно для измерения вязкости разрушения в материалах, которые переходят из пластичного в хрупкое поведение при понижении температуры (например, стали). Результаты испытания СТОD особенно полезны для определения критической температуры, при которой материал переходит от линейно-
упругого к упругопластическому поведению разрушения. Таким образом, это испытание широко использовалось для оценки сварных швов на морских платформах, работающих при температурах, приближающихся к 0°С (32°F).

Испытательные образцы для определения действительных значений K_{1C} и J_{1C} имеют геометрические ограничения, которые могут затруднить оценку сварных соединений. Поскольку толщина образца, необходимая для достижения условий плоской деформации, обычно составляет минимум 25 мм, сварные образцы должны состоять из многопроходных сварных швов. Хотя оценка металла сварного шва обычно проста, разработка достоверных данных для ЗТВ может быть сложной задачей. В некоторых случаях конфигурация соединения типа К может использоваться для создания ЗТВ, которая является нормальной к поверхности пластины и позволяет расположить надрез (и потенциально распространяться) внутри ЗТВ. Даже в этой ситуации могут возникнуть трудности, поскольку надрез может быть расположен не точно в самой критической области ЗТВ, или трещина может отклониться от ЗТВ в соседний металл шва или основной металл.

Из-за этих проблем и затрат на проведение действительных испытаний на вязкость разрушения, испытание CVN остается приемлемым методом для квалификации многих сварных швов. Испытание на вязкость разрушения является оправданным только в ситуациях, когда контроль разрушения является критическим для характеристик компонента. Сюда относятся крупные морские сооружения, толстостенные сосуды высокого давления, корабельные конструкции и т.д. В частности, ферритные материалы представляют особый интерес, поскольку они подвергаются пластичному переходу в хрупкое состояние с понижением температуры, что может привести к катастрофическому разрушению, если не будет должного контроля.

7.4 УСТАЛОСТЬ

Усталость является одним из наиболее распространенных механизмов разрушения, связанных со сварными конструкциями. Даже в идеальных условиях сварной шов почти всегда представляет собой место концентрации напряжений внутри конструкции. По определению, усталость - это образование трещины (или трещин) при многократном приложении нагрузок, которые, взятые по отдельности, недостаточны для того, чтобы вызвать разрушение компонента, т.е. не имеют достаточной величины, чтобы вызвать пластическую деформацию. Все сварные соединения содержат дефекты или неоднородности в виде геометрических дефектов и/или металлургических дефектов, таких как трещины или «твердые» места. Эти дефекты часто находятся в областях максимальной концентрации напряжений, и, следовательно, усталостные трещины могут возникать вскоре после ввода конструкции в эксплуатацию, если условия эксплуатации создают периодические колебания напряжения.

Напряжение в зависимости от количества циклов или «кривая S–N» часто используется для описания усталостного сопротивления материалов. Эти кривые генерируются при подвергании образцов многократным колебательным (синусоидальным) циклам напряжения, пока не произойдет разрушение. Затем кривая S–N представляет «усталостную долговечность» материала при данном пиковом уровне колебательного напряжения, как показано на Рис. 7.10. Для большинства цветных сплавов усталостное разрушение будет происходить даже при низких пиковых напряжениях. Однако для черных сплавов обычно существует пороговое напряжение, часто называемое пределом усталости, ниже которого усталостное разрушение не происходит. Будет видно, что это поведение очень важно при использовании сталей в конструкциях, где происходит усталостная нагрузка.

Предел усталости в сталях приблизительно пропорционален пределу текучести и обычно составляет около 50% предела текучести. Таким образом, если пиковые колебательные напряжения поддерживаются ниже 0,5 $\sigma_{\rm YS}$, усталостного разрушения можно избежать. Обратите внимание, что это относится только к ситуации, когда отсутствуют трещины или другие точки концентрации напряжений. Если присутствует небольшой дефект или концентрация напряжений (например, сварного шва), предел усталости будет намного ниже.

Кривая S-N фактически состоит из двух компонентов, фазы зарождения трещины и фазы ее распространения. Таким образом, общая усталостная долговечность представляет собой сумму этих двух компонентов, как показано на Рис. 7.11. При высоких уровнях напряжения компоненты зарождения и распространения довольно короткие, в то время как при низких напряжениях

большая часть усталостной долговечности состоит из фазы зарождения. Для образца или конструкции, которая не содержит трещины или дефекта, служащими концентраторами напряжений, большая часть усталостной долговечности расходуется на зарождение трещины. В структурах, которые содержат дефект, фаза зарождение отсутствует, и вся усталостная долговечность расходуется на распространение трещины.

Большинство кривых S–N, таких как те, что представлены на Рис. 7.10, получены с использованием гладких образцов. В результате кривые S–N могут быть не очень полезны для прогнозирования усталостной долговечности в конструкции, которая содержит трещину или подобный концентратор напряжений.



Количество линий

Рисунок 7.10. Стандартные кривые S-N для черных и цветных сплавов.



Количество циклов (логарифмическая шкала)

Рисунок 7.11 Компоненты зарождения и распространения общей усталостной долговечности.

При наличии такого дефекта интенсивность локального напряжения может быть довольно высокой, даже если приложенное напряжение является низким. В этих ситуациях усталостные трещины могут распространяться при пиковых колебательных напряжениях ниже предела усталости, предсказанного кривой S–N.

Наличие сварного шва в конструкции может существенно изменить характеристики S–N материала. Как показано на Рис. 7.12, основной металл (даже с внутренним дефектом) имеет относительно высокий предел усталости. Когда сварное соединение изготавливается с этой опорной плитой, предел усталости резко падает. Это потому, что сварной шов имеет тенденцию концентрировать напряжение в определенном месте. Этот эффект концентрации напряжений уменьшает количество циклов возникновения трещины и значительно снижает усталостную прочность конструкции.

Поскольку ожидаемые дефекты или концентрации напряжений могут возникать во всех сварных швах, срок службы многих сварных соединений, подверженных усталостной нагрузке, определяется скоростью распространения трещин. Другими словами, зарождение трещины можно игнорировать, и только распространение трещины контролирует усталостную долговечность. Тогда усталостная долговечность зависит от относительной величины дифференциального переменного напряжения ($\Delta \sigma$) и скорости распространения трещины за цикл усталости (da/dN). Влияние увеличения разности напряжений на количество циклов до отказа показано на Рис. 7.13.

Поскольку усталостное разрушение может происходить при напряжениях, намного меньших предела упругости (предела текучести) материала, пластическая деформация или ее отсутствие могут быть связаны с процессом разрушения. В результате LEFM часто можно использовать для описания роста усталостной трещины в материалах, которые в других случаях считаются пластичными.

Поскольку LEFM можно использовать в большинстве случаев роста усталостной трещины, коэффициент интенсивности напряжений К, который пропорционален напряжениям вблизи вершины трещины (σ) и длине трещины (а), обеспечивает лучший метод для прогнозирования скорости распространение усталостной трещины (da/dN) для заданной приложенной нагрузки.



Рисунок 7.12. Влияние сварного присоединения на усталостное поведение простой балки, нагруженной на растяжение.



Рисунок 7.13. Влияние переменного напряжения (Δσ) на скорость распространения усталостной трещины.

Для определенных условий взаимосвязь между диапазоном интенсивности приложенного напряжения (ΔK) и скоростью роста трещины может быть выражена следующим образом:

$$\frac{da}{dN} = C\left(\Delta K\right)^m \tag{7.3}$$

где С и т являются постоянными в зависимости от материала и окружающей среды. Это соотношение часто называют парижским законом для роста усталостной трещины [6]. Он предсказывает линейную зависимость (log-log) между ΔK и скоростью роста трещины. Фактически, это только частный случай, для более широкого диапазона скоростей роста трещин и разностей интенсивности напряжений (ΔK) кривая отклика показывает три различных области, как показано на Рис. 7.14.

В Области 1, пороговое значение переменной интенсивности напряжений, ΔK_{Th} требуется, чтобы инициировать образование трещин. Микроструктура, среднее напряжение и окружающая среда оказывают большое влияние на рост трещин в этой области. Например, когда предел текучести материала увеличивается, диапазон интенсивности напряжений для инициирования образования трещин также увеличивается. Эта характеристика показана на Рис. 7.15 для сталей с пределом текучести от 50 до 200 тыс.фунтов/кв.дюйм (345–1380 МПа) [7]. Это имеет важные последствия в отношении сварных соединений, поскольку предел текучести варьируется локально в металле сварного шва, в зоне термического влияния и в основном металле.



Рисунок 7.14. Скорость роста усталостной трещины (da/dN) в зависимости от диапазона коэффициента интенсивности напряжений (ΔK) (источник [2]. © ASM).



Рисунок 7.15 Зависимость порога возникновения усталостных трещин от предела текучести (источник [7]. © ASTM).

В сталях зарождение усталостных трещин может быть более трудным в ЗТВ, если локальная прочность (твердость) выше, чем у окружающего металла шва и основного металла.

Характеристики в **Области 2** представляют собой характеристики «Парижского закона», описанное уравнением 7.3. Эта область кривой обычно представляет собой установившийся рост усталостной трещины и может использоваться для прогнозирования возрастающего расстояния продвижения трещины в структуре после зарождения усталостной трещины. Микроструктура и окружающая среда мало влияют на скорость роста трещин в этой области. Как будет показано позже, скорости роста трещин среди сварочных металлов, ЗТВ и основных металлов в сталях демонстрируют незначительные изменения в этом установившемся режиме роста трещин. В **Области 3** скорость роста трещин идет быстро и приближается к поведению перегрузки. Как и в **Области 1**, существует большое влияние микроструктуры, среднего напряжения и толщины материала.

Как показано на Рис. 7.16, тип стали мало влияет на скорость роста трещины в стационарной области. Следует отметить, что мартенситные и ферритно-перлитные конструкционные стали и аустенитные нержавеющие стали по существу перекрывают друг друга в пределах полосы рассеяния. Тип материала, уровень прочности и микроструктура имеют гораздо более выраженный эффект в *Области 1* (зарождение) и *Области 3* (окончательный отказ) этой кривой роста трещины. Как только усталостная трещина достигает устойчивого состояния, микроструктура мало влияет на скорость роста.



Рисунок 7.16. Установившиеся скорости роста трещин для различных сталей (источник [2]. © ASM).

Микроструктура также оказывает крайне незначительное влияние на скорость роста усталостной трещины в условиях плоской деформации в сварных швах. На Рис. 7.17 показана компиляция данных для различных металлов сварного шва, смоделированной ЗТВ и основного металла из мягкой стали. Подобные характеристики наблюдались для других материалов при сравнении металлов сварного шва и основных металлов. Например, практически нет разницы в скорости

роста усталостной трещины между основным металлом из нержавеющей стали типа 304L и наплавленным швом типа 308, содержащим небольшую объемную долю феррита.

AWS D1.1: Правила сварки стальных конструкций предоставляют рекомендации по проектированию сварных стальных конструкций, подверженных усталостной нагрузке [8]. Кривые, показанные на Рис. 7.18, предназначены для неизбыточных конструкций и применяются к ряду геометрий шва. Для простого сварного шва (стыковой сварной шов между двумя элементами) в стали максимальный диапазон напряжений составляет приблизительно 15 тыс.фунтов/кв.дюйм. Для сварных присоединений, например, для ребра жесткости, показанного на Рис. 7.18, диапазон напряжений падает ниже 10 тыс.фунтов/кв.дюйм.



Рисунок 7.17 Скорость роста усталостной трещины в металле сварного шва, ЗТВ и основном металле из конструкционной стали 0,20% С (BS 968) (источник [1]. © ASTM).

Эти кривые являются рекомендациями по проектированию для определения типов сварных швов и предотвращения усталостных разрушений в сварных конструкциях. Они широко используются инженерами-строителями и сварщиками для стальных конструкций. Обратите внимание, что пределы усталости значительно ниже предела текучести стали и предназначены для обеспечения безопасного диапазона напряжений для конструкций, подверженных усталостной нагрузке.



Рисунок 7.18 Пример предела усталости для сварной стальной конструкции (источник [8]. © AWS).

7.5 КОЛИЧЕСТВЕННАЯ ОЦЕНКА УСТАЛОСТНЫХ ХАРАКТЕРИСТИК

Существует два основных типа испытаний на усталость. Первый тип определяет общее количество циклов усталостного разрушения, включая этапы зарождения и распространения. Что касается поведения основного металла, то образцы для испытаний обычно бывают типа «гладкая полоса», где нет ранее существовавших надрезов, а геометрия и качество поверхности испытываемого образца тщательно контролируются. Стандартные испытания на усталость при осевом растяжении с постоянной амплитудой описаны в ASTM E466-07. Эту процедуру можно использовать для построения кривых S–N, таких как показано на Рис. 7.12. Подобные процедуры могут быть использованы для проверки сварных компонентов, как показано на Рис. 7.18. Эти испытания позволят определить общий усталостный срок службы, а для сталей - предел усталости, ниже которого усталостное разрушение не происходит.

Хотя общая усталостная долговечность важна с точки зрения проектирования, полученные данные не дают полезной информации о сопротивлении росту усталостных трещин. Такая информация очень важна с точки зрения безопасной конструкции, где допускается дефект некоторого размера и может быть определена скорость роста при приложении напряжения или интенсивности напряжения. По этой причине действительные образцы механики разрушения часто используются для определения скорости роста трещины, такие как СТЅ, показанный на Рис. 7.9. Метод определения установившихся скоростей роста трещин с использованием этого подхода описан в ASTM Е647-08. Подобно испытаниям, которые определяют вязкость разрушения К₁С, скорости роста усталостной трещины определяются в условиях плоской деформации, так что рост трещины является преимущественно упругим. Характеристики роста усталостной трещины, показанные на Рис. 7.17, являются примером данных, которые были собраны в условиях плоской деформации (упругости). Аналогичные образцы также могут быть использованы для получения данных о коррозионной усталости.

7.6 ОПРЕДЕЛЕНИЕ УСТАЛОСТНОГО РАСТРЕСКИВАНИЯ

Усталостные трещины могут трудно быть отличимы визуально от других типов дефектов сварного шва (при условии, что, возможно, дефекты изготовления уже существовали). Это связано с тем, что усталостное растрескивание часто начинается в областях сварного шва, где также могут присутствовать другие типы дефектов. Тот факт, что пластическая деформация, сопровождающая рост усталостной трещины, или вообще отсутствующая, приводит к образованию очень мелких трещин, особенно на начальных стадиях роста трещины. В результате усталостные трещины часто присутствуют в виде «волосяных» дефектов, которые могут быть не обнаружены. Кроме того, поскольку усталостные трещины имеют тенденцию образовываться в точках концентрации напряжений, таких как канавки, углы или пяты сварного шва, которые могут действовать как ловушки для загрязнений, таких как масло и грязь, эти трещины часто замаскированы на ранних стадиях их образования.

Если не говорить о повреждениях из-за перегрузки, небольшая макроскопическая деформация может наблюдаться на пути обычной трещины, поскольку напряжения сильно сконцентрированы на вершине трещины. Как отмечалось ранее, на устойчивое распространение усталостной трещины не влияют микроструктурные элементы, такие как вторые фазы, выделения или границы зерен. Траектория трещины имеет тенденцию быть очень прямой, поскольку распространение происходит постепенно и происходит в однородном поле напряжений перед вершиной трещины. В микроструктурном масштабе усталостные трещины могут быть транскристаллитными, межкристаллитными или комбинацией обоих. Конкретный путь зависит от состояния материала и окружающей среды. Например, в воздухе усталостные трещины в отожженных аустенитных нержавеющих сталях будут транскристаллитными, но, если материал сенсибилизирован и испытан в умеренно коррозийных средах, трещины будут межкристаллитными (коррозионная усталость).

Во многих случаях трудно проверить, что трещина на поверхности сварного шва или вблизи сварного шва является результатом усталости только от ее появления на этой поверхности. Например, усталостные трещины и водородные трещины могут возникать в аналогичных местах. Близость трещины к геометрическому разрыву обычно является хорошим признаком того, что происходит усталость, но для положительной идентификации обычно требуется исследование поверхности разрушения.

Усталостные трещины часто имеют отличительные особенности поверхности разрушения, которые отличают их от других типов разрушения. Поверхности усталостных трещин часто описываются как гладкие и «шелковистые» по внешнему виду и часто содержат ряд отличительных признаков (особенно в сталях). Они показаны на Рис. 7.19.



Рисунок 7.19. Макроскопические особенности, наблюдаемые на поверхностях разрушения от усталостной трещины.

7.6.1 Усталостные бороздки

Это линии на поверхности разрушения, которые распространяются в виде «раскладушки» от начала трещины (начало, представляющее шарнир на раскладушке). Эти отметины соответствуют расположению фронта трещины на различных этапах ее распространения и обычно легко видны наблюдателю при осмотре невооруженным глазом. Они называются «усталостными бороздками», поскольку эти элементы напоминают песчаные гряды, которые остаются на пляже, когда вода отступает во время отлива.

7.6.2 Ручьистые узоры

Эти линии исходят от истоков усталостных трещин и образуются, когда растрескивание происходит в слегка разных плоскостях, соединяющихся путем сдвига через оставшиеся перемычки.

7.6.3 Бороздки усталости

Эти признаки, обычно видимые только при большом увеличении в СЭМ, соответствуют прогрессирующему продвижению трещины, связанному с каждым циклом усталости. Расстояние между бороздками представляет значение da/dN в Парижском законе. Как будет обсуждаться позже, полоски усталости обычно не наблюдаются при реальных «полевых» разрушениях.

Два примера макроскопических признаков, связанных с усталостными разрушениями, показаны на Рис. 7.20 [9]. Стрелки указывают точки зарождения. Разрушение головки рельса (Рис. 7.20а) началось в левом верхнем углу рельса (возможно, при сварке, соединяющей соседние рельсы) и распространилось вниз и вправо. Полосы на поверхности разрушения представляют собой бороздки усталости, характерные для усталостного разрушения. Ниже области бороздок усталости разрушение произошло из-за перегрузки. Усталостное разрушение на Рис. 7.20b представляет собой лабораторный испытательный образец в среднеуглеродистой высокопрочной стальной пластине. В этом случае условия нагрузки очень хорошо контролируются, и создаются равномерные, почти концентрические бороздки усталости.



Рисунок 7.20. Примеры усталостных разрушений, демонстрирующих шаблоны бороздок усталости. (а) Стальная направляющая AISI 1080 и (b) Стальная пластина D6AC с предварительно обработанным надрезом (источники [9]. © ASM).

При большом увеличении в СЭМ иногда можно наблюдать усталостные бороздки. Эти особенности обычно связаны с установившейся стадией роста усталостной трещины. Ширина каждой бороздки представляет собой постепенное продвижение усталостной трещины за цикл (da/dN). Примеры бороздок усталости в алюминиевом сплаве и сплаве на основе никеля, испытанных в лабораторных условиях, показаны на Рис. 7.21.

В реальных полевых разрушениях необычно наблюдать бороздки усталости. В сталях коррозия поверхности разрушения может маскировать бороздки. Также в случаях, когда переменная нагрузка переходит от напряжения к сжатию, поверхность разрушения снова закрывается и повреждает или разрушает бороздчатую структуру. Большинство усталостных отказов определяется скорее макроскопическими, чем микроскопическими признаками. Отсутствие усталостных борозд на поверхности разрушения не исключает усталости как механизма разрушения.



Рисунок 7.21. Примеры усталостных бороздок при установившемся росте трещины. (a) Алюминиевый сплав 7475-T7651 и (b) сплав на основе никеля X-750 (источник [9]. © ASM).

Сварные швы часто являются предпочтительным местом для возникновения усталостной трещины из-за металлургических и механических факторов. Сварной шов почти всегда создает точку концентрации напряжений в конструкции, которая может привести к отказу при относительно низких нагрузках и количеству циклов до отказа (рис. 7.12). Существующие ранее дефекты, такие как трещины затвердевания или водород-индуцированные трещины, также значительно снижают усталостную долговечность, поскольку фаза зарождения отсутствует, и распространение трещин немедленно входит в установившийся режим. Остаточные напряжения при растяжении внутри и вокруг сварного шва, как правило, являются дополнительными к приложенным нагрузкам и могут привести к еще более быстрому разрушению.

7.7 ПРЕДУПРЕЖДЕНИЕ УСТАЛОСТНЫХ РАЗРУШЕНИЙ

Как правило, наиболее эффективный способ избежать усталостного разрушения в сварных конструкциях - это использовать правильные рекомендации по проектированию, которые определяют толщину материала, размер сварного шва и максимальные нагрузки. Для сталей AWS D1.1: Правила сварки стальных конструкций предоставляют руководство по проектированию сварных швов и допустимые нагрузки для различных типов сварных соединений и присоединений, таких как на примере, показанном на Рис. 7.18. На практике часто бывает трудно оценить точные нагрузки, которым будет подвергаться конструкция, или гарантировать, что максимально допустимые нагрузки не будут превышены. Периодический осмотр конструкций, подвергающихся усталостной нагрузке, является обязательной практикой во многих отраслях промышленности. Эти проверки должны проводиться чаще по мере увеличения числа циклов (срока службы конструкции), поскольку усталость может прогрессировать довольно быстро после возникновения усталостной трещины. Поскольку растрескивание почти всегда начинается на поверхности, рекомендуется либо тщательный визуальный осмотр, либо проверка проникновения (после надлежащей очистки).

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

[1] Rolfe ST, Barsom JM. Fracture and Fatigue Control in Structures. Englewood Cliffs, NJ: Prentice-Hall; 1977.

[2] ASM International. Handbook Committee. ASM Handbook, Volume 19: Fatigue and Fracture; 1996. p 372.

[3] Bannerman DB, Young RT. Some improvements resulting from studies of weld ship failures. WeldJ 1946;25 (3):223-236.

[4] Irwin GW. Linear fracture mechanics, fracture transition, and fracture control. Eng Frac Mech 1968;1 (2):241-247.

[5] ASTM E23. Standard test methods for notched bar impact testing of metallic materials, Volume 03.01. West Conshohocken, PA: American Society for Testing and Materials.

[6] Paris PC, Erdogan F. A critical analysis of crack propagation laws. Trans ASME 1963;85 (3):528-534.

[7] Roberts R, Barsom JM, Fisher JW, Rolfe ST. Fracture Mechanics for Bridge Design, FHWA-RD-78-69. Washington, DC: Federal Highway Administration; 1977.

[8] AWS D 1.1 -2010, Structural Welding Code—Steel. Doral, FL: American Welding Society.

[9] ASM International. Handbook Committee. ASM Handbook, Volume 12: Fractography. 9th ed. Metals Park, OH: ASM International; 1987.

8.1 ВВЕДЕНИЕ

Инженеры часто участвуют в изучении трещин, связанных со сварными компонентами. В инженерном сообществе распространено предположение, что в случае разрушений в сварной конструкции сварной шов является либо основным виновником, либо каким-либо образом, вовлеченным в сценарий разрушения. Конечно, это не всегда так, но важно, чтобы инженерсварщик/материаловед был подготовлен к работе структурированным образом, чтобы определить причину разрушений сварных конструкций. Анализ разрушений является важной частью ответственности инженера-сварщика/материаловеда, поскольку понимание характера разрушений может улучшить нашу способность выбирать материалы и рекомендовать конструкции, обеспечивающие их целостность. Например, понимание основной природы разрушений кораблей Либерти привело к улучшению процедур сварки и конструкции, которые по существу исключили хрупкое разрушение на этих судах.

Основная цель изучения разрушений и связанного с ними анализа - определить причину разрушения. Возможно, не менее важным является способность исследователя рекомендовать корректирующие действия, которые позволят избежать подобных разрушений. Причина (или причины) отказов иногда очевидна и прямолинейна, но обычно включает в себя множество факторов, каждый из которых в различной степени способствует механизму разрушений. Задача исследователя разрушений состоит в том, чтобы взвесить значимость этих факторов, на основе имеющихся данных и определить наиболее вероятный сценарий разрушений. Эти изучения должны быть тщательно проведены и представлены, поскольку в некоторых случаях они могут быть связаны с ответственностью за продукцию, травмой или другими ситуациями, в которых могут возникнуть судебные споры.

Во многих случаях важную информацию о причине разрушений можно получить, изучив поверхность разрушения. Этой оценке, часто называемой «фрактография», во многом способствовало внедрение сканирующего электронного микроскопа (СЭМ) в 1950-х годах. В этой главе сначала рассматривается важность и применение фрактографии, а затем дается простое руководство по проведению изучения разрушений.

Металлургия сварки и свариваемость, первое издание. Джон К. Липпольд.

^{© 2015} Издательство John Wiley & Sons, Inc. Опубликовано в 2015 году издательством John Wiley & Sons, Inc.

8.2 ФРАКТОРОГРАФИЯ

Фрактография является важным инструментом, который дает нам представление о свойствах материала и механизмах отказа. Своими корнями она уходит в Бронзовый век, когда ремесленники и производители оружия наблюдали поверхности разрушения. В конце концов, это привело к первому применению оптических микроскопов и воспроизведению поверхностей разрушения в 1700-х годах, к первым фотографиям разрушений в 1800-х годах, а затем к развитию современной электронной фрактографии в 1950-х годах с использованием просвечивающего электронного микроскопа (TEM) и СЭМ для анализа поверхностей разрушения.

Разработка и использование СЭМ для анализа разрушений положили начало современной фрактографии. Будут описаны основные компоненты СЭМ, а также физические принципы, которые управляют работой СЭМ. Более подробное описание инструментов аналитической электронной микроскопии см. в других пособиях по этой теме [1, 2]. Существуют четыре основных типа разрушений, признанных в современной фрактографии: ямочный излом, расслоение, усталость и декогезивный разрыв. Независимо от режима разрушений они будут распространяться транскристаллитно или межкристаллитно.

Будут представлены и рассмотрены типичные поверхности разрушения горячих трещин, трещин в твердом состоянии и холодных трещин. Фрактография, представляющая образование усадочных трещин, ликвационное растрескивание, растрескивание при падении пластичности (РПП), растрескивание при деформационном старении, растрескивание при повторном нагревании и водородно-индуцированное растрескивание (ВИР), представлена здесь.

8.2.1 История фрактографии

Термин «фрактография» был впервые введен в 1944 году Карлом Цапфе, после того как он успешно поднес линзу оптического микроскопа достаточно близко к неровной поверхности разрушения, чтобы наблюдать детали разрушения в отдельных зернах. В Справочнике ASM по фрактографии говорится, что «целью фрактографии является анализ признаков разрушений и попытка соотнести топографию поверхности разрушения с причинами и/или основными механизмами разрушения» [3].

Фрактография - важный инструмент для инженера. В сочетании с пониманием микроструктуры и состава материала, обработки материала и условий эксплуатации, инженер может понять причины и механизмы отказов. Это приводит к лучшему пониманию материальных ограничений и позволяет инженеру принимать превентивные меры против будущих отказов.

Поверхности разрушения были проанализированы с начала бронзового века, чтобы найти корреляцию с переменными в процессах плавки и плавления со свойствами и характеристиками материала. В 1540 году Ванноцио Бирингуччио опубликовал в журнале De La Pirotechnia первое письменное описание поверхностей разрушения для оценки качества металла. Его методика использовалась для обеспечения качества как черных, так и цветных сплавов. В 1627 году был зарегистрирован первый случай определения размеров зерна в металлах.

В 1722 году де Ремур впервые воспроизвел морфологию разрушения, тщательно изготовив гравюры ручной работы. Он классифицировал семь различных типов разрушений. Типы разрушений I–VII характеризовались различными количествами и размерами «зеркально-подобныхграней», «волокнистого металла» и «древесного вида».

В девятнадцатом веке произошло резкое сокращение использования фрактографии из-за роста металлографии. Металлург Флорис Осмонд сообщил, что в изучении поверхностей разрушения не было «ничего правильного или полезного». Несмотря на эти неудачи, был достигнут ряд значительных успехов. Статья Д.К. Чернова в 1879 году впервые точно проиллюстрировала истинную форму зерен, и были сделаны первые фотографии поверхностей разрушения. Б. Кирш в 1889 году описал чашечно-конусное разрушение при растяжении и постулировал теорию распространения разрушения в растяжимых образцах, которая все еще используется сегодня.

В двадцатом веке фрактография вернулась вместе с работой Цапфе с оптическими микроскопами в 1940-х годах. Поверхности хрупкого разрушения наблюдались при 1500–2000-кратном увеличении, и сообщалось о гранях расслоения и межкристаллитных бороздках усталости. Наибольшие успехи были достигнуты с применением электронных микроскопов для исследования поверхностей разрушения. В 1960-х годах были предложены теории о микромеханизме пластического разрушения, эволюции усталостного разрушения и схем хрупкого разрушения.

Разработка ПЭМ началась в 1920-х годах с открытия того, что магнитные поля могут служить линзами для фокусировки электронов. В 1950-х годах ПЭМ впервые были использованы для анализа поверхностей разрушения. Однако из-за сложности подготовки проб и интерпретации изображений ПЭМ вскоре была заменена на СЭМ в качестве инструмента выбора. Сегодня СЭМ регулярно используются для наблюдения изображений разрушений при увеличении от 20 до 50000 раз. Простая подготовка образцов, прямое наблюдение образцов, большая глубина резкости, возможности увеличения в широком диапазоне, трехмерный вид изображений и простота интерпретации делают СЭМ очень полезным инструментом для изучения и понимания поверхностей разрушения.

8.2.2 СЭМ

СЭМ (сканирующий электронный микроскоп) состоит из четырех систем: системы формирования изображений, информации, отображения и вакуума. Как показано на Рис. 8.1, система формирования изображения состоит из источника и электромагнитных линз. Источником является электронная пушка, которая состоит из нити, генерирующей электроны при нагревании до белого каления. Электроны ускоряются за счет большой разности потенциалов между нитью (катодом) и анодом и направляются через ряд конденсорных линз, которые уменьшают диаметр пучка приблизительно с 4000 до 10 нм. Сканирующие катушки используются для перемещения луча по прямой линии по ширине области, известной как «растр». Когда электронный луч завершает сканирование одной строки, он быстро возвращается к линии под завершенным сканированием. Путем повторения этого процесса сканируется вся растровая область.



Рисунок 8.1 Схема сканирующего электронного микроскопа

Информационная система включает в себя образец, сигналы данных и детекторы. Образцы должны быть заземлены, чтобы предотвратить накопление электрического заряда. Подготовка образца довольно проста по сравнению с тем, что необходимо для образцов ПЭМ. Для подготовки образца СЭМ образцы должны быть измерены, чтобы их можно было поместить в вакуумную камеру. Сигналы данных генерируются упругими (электронное ядро) или неупругими (электронными) столкновениями. Упругие столкновения создают обратно рассеянные электроны (BSE), которые несут как топографическую, так и композиционную информацию. Неупругие столкновения вызывают выделение вторичных электронов (SE), рентгеновских лучей и тепловых фотонов. SE несут топографические данные. Характеристические рентгеновские лучи используются для анализа химического состава.





Анализ металлических образцов с использованием методов электронной микроскопии использует ряд «событий», которые происходят, когда электронный пучок взаимодействует с образцом. Эти различные взаимодействия показаны на Рис. 7.19. Сигналы, наиболее часто используемые в фрактографическом анализе, описаны ниже.

<u>SE</u> - это электроны в образце, которые выбиваются с их орбит входящими электронами и уходят с ближней поверхности. Сигнал SE является наиболее важным при определении топографии поверхности и обеспечивает изображение поверхности разрушения.

<u>BSE</u> - это входящие электроны, которые рассеиваются электронной структурой образца и в конечном итоге уходят с поверхности. Сигнал BSE обеспечивает хороший контраст атомного номера и может предоставить некоторую информацию о локальных различиях состава, таких как сегрегация в металле сварного шва или наличие различных фаз.

<u>Рентгеновские лучи</u> генерируются, когда электрон из внешней оболочки занимает внутренний участок оболочки. Эти электроны внутренней оболочки смещены входящим электронным пучком и образуют создаваемые SE. Рентгеновский луч представляет собой фотон с энергией определенной длины волны, который испускается, когда источник с низким энергетическим потенциалом (внутренняя оболочка) занят электроном внешней оболочки. Каждый элемент имеет определенные длины волн рентгеновского излучения, и, таким образом, эти сигналы могут быть использованы для определения состава образца.

8.2.3 Режимы разрушения

Существует два основных пути разрушения: транскристаллитный и межкристаллитный. Некоторые источники также ссылаются на «межфазный» путь разрушения. Транскристаллитные разрушения проходят через внутреннюю поверхность зерна. Термин «межкристаллитный» также относится к разрушению, которое проходит через зерна. Межкристаллитное разрушение

происходит вдоль границ зерна. Межфазные разрушения происходят в материалах, которые подвергаются фазовому превращению во время охлаждения. Путь разрушения распространяется через фазу, которая предлагает путь наименьшего сопротивления. Путь разрушения может быть комбинацией транскристаллитного, межкристаллитного или межфазного разрушения. Например, многие трещины, которые зарождаются и распространяются в межкристаллитном режиме, могут в конечном итоге разрушиться в транскристаллитном режиме из-за перегрузки.

Существует четыре основных типа разрушений: ямочный разрыв, расслоение, усталость и декогезивный разрыв. Независимо от пути, по которому проходит трещина, на поверхностях разрушения может наблюдаться любой одиночный режим или комбинации режимов разрушения по всей длине трещины.



Рисунок 8.3. Смешанный режим разрушения в сплаве 718 с имитацией ЗТВ.

В общем, трещины распространяются по пути наименьшего сопротивления. Путь трещины определяется микроструктурой материала, которая определяет свойства материала на границах зерен и внутри них. Довольно часто межкристаллитное разрушение связано с типом дефекта при сварке. Характерно, что ликвационное растрескивание, РПП, растрескивание при старении и растрескивание при повторном нагревании являются межкристаллитными. Кроме того, крупнозернистые микроструктуры и гидрогенизированные материалы могут демонстрировать межкристаллитное растрескивание.

Фрактограмм на Рис. 8.3 показывает разрушение в сплаве 718, который является и транскристаллитным, и межкристаллитным. В транскристаллитной области разрушение проходит через зерна и проявляет пластичный режим. Отдельные зерна нельзя различить на поверхности разрушения. В межкристаллитной области хорошо видны грани зерен и признаки отдельных зерен.

Ямочный разрыв чаще всего наблюдается, когда перегрузка является основной причиной разрушения. Ямочный излом происходит в результате процесса, называемого склеиванием микропор (MVC). Поскольку деформация увеличивается в микроструктуре, микропоры зарождаются при локальных концентрациях деформации, такие как частицы второй фазы, включения, границы зерен и скопления дислокаций. Микропоры растут и в конечном итоге склеиваются, образуя непрерывную сеть «чашеобразных» ямочек. Поверхность разрушения состоит из этих пиков и долин. Примеры типичного вязкого ямочного разрыва на двух образцах стали показаны на Рис. 8.4.

На размер ямочек влияет количество и распределение центров зародышеобразования. Многие центры зародышеобразования приводят к множеству мелких ямочек. Например, в металлах сварного шва, которые содержат много включений, режим ямочного излома связан с зарождением пустот в этих включениях. Зарождение микропор на межзеренных границах приводит к межкристаллитному ямочному излому.



Рисунок 8.4. Примеры пластического разрыва. (а) Разрушение при растяжении при повышенной температуре (700°С) стали 2,25Сг–1Мо и (b) разрушение от перегрузки в стали HsLa (предоставлено Xiuli Feng (a) и Xin yue (b)).

Хрупкое разрушение - это разрушение с низкой энергией, которое распространяется вдоль кристаллографических плоскостей с низким индексом, известных как «плоскости расслоения». Они имеют тенденцию распространяться транскристаллитно. Теоретически поверхность разрушения совершенно гладкая и безликая; однако, поскольку конструкционные материалы являются поликристаллическими с границами зерен, включениями, дислокациями и вторыми фазами, появляются отчетливые признаки разрушения. К ним относятся ступеньки скола, ручьистые узоры, перистые отметины (веерообразный массив), шевронные рисунки («елочкой») и «язычки» (отклонение разрушения вдоль двойных ориентаций).

Хрупкое разрушение часто сравнивают со скальным разрушением и аналогично тому, как минералы и драгоценные камни расслаиваются вдоль определенных кристаллографических плоскостей. При осмотре сразу после разрушения поверхности скола обычно выглядят блестящими, поскольку плоскости скола отражают свет. Старая поговорка «материал кристаллизовался и разрушился» относится к хрупкому разрушению. Хрупкое разрушение наиболее распространено в ферритных сталях, включая стали С-Mn и HSLa, ферритные и дуплексные нержавеющие стали и высокопрочные стали. Расслоение обычно не происходит в аустенитных (ГЦК) сталях. Два примера хрупкого разрушения в ЗТВ нержавеющей стали показаны на Рис. 8.5.

Режим усталостного разрушения является результатом повторяющихся или циклических нагрузок. Усталостные бороздки часто (но не всегда) являются признаком усталостного растрескивания. Как описано в главе 7, усталостное растрескивание обычно происходит в три этапа: зарождение, установившееся распространение и перегрузка.

Примеры поверхностей усталостного разрушения, полученных при лабораторных испытаниях, показаны на Рис. 8.6. Эти фрактогрммы показывают тонко расположенные бороздки, которые являются уникальными для усталостных трещин. Каждая бороздка является результатом постепенного продвижения трещины, связанного с каждым циклом нагружения во время роста трещины в установившемся состоянии. Бороздки типичны для поведения усталостных трещин в различных технических материалах.

Усталостные бороздки не всегда равномерно распределены и имеют одинаковый размер из-за изменчивости нагрузки в реальных условиях эксплуатации. Из-за этого трудно точно соотнести число бороздок с фактическим количеством циклов, и часто приходится использовать оценки. Кроме того, не всегда наблюдаются бороздки на поверхности разрушения усталостных трещин, особенно при реальных полевых разрушениях.

Это связано с тем, что циклическая нагрузка может представлять собой растяжение/сжатие, когда стадия сжатия вызывает замыкание трещины и повреждение поверхности разрушения.



Рисунок 8.5 Примеры режимов хрупкого разрушения. (а) ЗТВ ферритной нержавеющей стали и (b) дуплексной нержавеющей стали.

Примеры, показанные на Рис. 8.6, были взяты из лабораторных испытаний, проведенных в режиме растяжения/сжатия, который позволяет избежать повреждения поверхности трещины при ее закрытии. Другая причина отсутствия усталостных бороздок может быть связана с коррозией поверхности разрушения под воздействием атмосферных факторов. Это особенно верно для сталей, где общая коррозия поверхности разрушения может быть довольно быстрой. Как отмечено в главе 7, отсутствие усталостных бороздок на поверхности разрушения не устраняет усталость как возможный механизм разрушения.

Декозивный разрыв - это разрушение, которое демонстрирует небольшую или нулевую объемную пластическую деформацию и не является пластическим разрывом, расслоением или усталостью. Наиболее распространенной формой декогезивного разрыва является межкристалличное разрушение, когда зарождение и распространение трещины происходит вдоль границ зерен.



10 µm



10 µm

Рисунок 8.6 Поверхности усталостных трещин с бороздками. (а) Алюминиевый сплав 7050 T7651 и (б) коммерчески чистый Ті (источник [3]. © ASM).

Это результат либо реактивной среды, либо уникальной микроструктуры. Это может произойти из-за примесей, которые снижают прочность сцепления вдоль границ зерен. Примеси, которые оказывают особенно вредное воздействие, включают водород, кислород, углерод, серу, фосфор, сурьму, мышьяк, галогениды, галлий, ртуть, кадмий и олово.

Процесс разрушения может быть результатом ослабления атомных связей, уменьшения поверхностной энергии для локализованной деформации, разрыва защитных пленок и анодного растворения в активных местах. Межкристаллитное коррозионное растрескивание под напряжением, ВИР, охрупчивание жидким металлом, а также ликвационное разрушение ЗТВ и металла сварного шва классифицируются как типы декогезивного разрыва вследствие характера межкристллитного разрушения.

8.2.4 Фрактография разрушений сварного шва

Как описано в предыдущих главах, растрескивание сварного шва может принимать различные формы и обычно делится на три группы: (i) горячее растрескивание, которое требует присутствия жидких пленок; (ii) субсолидус, растрескивание при повышенной температуре (или «теплое»),

которое происходит в твердом состоянии; и (iii) холодное растрескивание, обычно связанное с водородом.

Горячее растрескивание происходит из-за присутствия жидких пленок и всегда является межкристаллитным. Обычно есть доказательства того, что эти жидкие пленки на горячих поверхностях разрушения трещины помогают отличить горячее растрескивание от других форм растрескивания сварного шва. Как описано в главе 3, горячее растрескивание делится на два типа: образование усадочных трещин и ликвационное растрескивание. При затвердевании образование усадочных трещин в металле сварного шва вдоль границ зерен затвердевания. Ликвидационное растрескивание может происходить как в ЗТВ, так и в повторно нагретом металле шва.

Теплое растрескивание происходит при повышенных температурах в твердом состоянии, как описано в главе 4. Типы теплого растрескивания включают РПП, растрескивание при деформационном старении и растрескивание при повторном нагревании (или послесварочная термообработка (ПСТО)). РПП чаще всего наблюдается вдоль границ мигрирующих зерен в металле сварного шва, обычно в однофазных аустенитных (ГЦК) материалах. Растрескивание при растяжении происходит в сверхпрочных сплавах в ходе ПСТО. Оно всегда имеет межзеренную (МЗ) природу. Он межкристаллитное. Растрескивание при повторном нагреве происходит в низколегированных сталях, содержащих Мо и V, и в стабилизированных сплавах из нержавеющей стали во время ПСТО. Растрескивание при повторном нагревании также является межкристаллитным.

Водородное растрескивание происходит при комнатной температуре или около нее и классифицируется как холодное растрескивание. Водородное растрескивание может быть межкристаллитным или транскристаллитным. Как обсуждалось в главе 5, режим разрушения зависит от микроструктуры, концентрации водорода и интенсивности напряжений.

В следующих разделах приведены примеры поверхностей разрушения, характерных для этих различных форм растрескивания сварного шва.

8.2.4.1 кристаллизационное растрескивание

Образование усадочных трещин обычно происходит по границам зерен затвердевания (см. Рис. 2.23). Поверхность разрушения характеризуется гладкими, округлыми элементами, указывающими на присутствие жидкости. Концы затвердевающих клеток или дендритов, которые обнажены на поверхности разлома, придают поверхности вид «клетки для яиц». Примеры образования усадочных трещин в сплаве на основе никеля, дуплексной нержавеющей стали и металлах сварного шва из алюминиевого сплава приведены на Рис. 8.7.

В некоторых сплавах (сплавы на основе никеля и аустенитные нержавеющие стали) морфология поверхности трещины может изменяться от дендритного до плоского или мелкого дендритного внешнего вида. Такое поведение было первоначально предложено Matsuda как часть модифицированной обобщенной теории образования усадочных трещин [4] и описано в разделе 3.2.1.4. Согласно Мацуде, этот переход происходит из-за изменения характера границы зерен затвердевания, когда металл шва остывает ниже солидуса. Другая возможность состоит в том, что трещина затвердевания с дендритной морфологией переходит в пластичную трещину с плоской трещиной. Поскольку этот переход наиболее распространен в сплавах на основе никеля и полностью аустенитных нержавеющих сталях (оба из которых чувствительны к РПП), вполне вероятно, что такой переход по типу трещин может объяснить изменение морфологии разрушения. В нержавеющих сталях, которые затвердевают в виде феррита (отверждения Fa) и РПП не наблюдается, наблюдается только морфология дендритного разрушения. Сплавы, которые не демонстрируют этот переход от дендритного к плоскому разрушению, обычно более устойчивы к образованию трещин затвердевания.

Поверхности разрушения усадочных трещин могут также свидетельствовать об эвтектических реакциях, происходящих на завершающих стадиях затвердевания. Это обычно приводит к декорированию поверхности дендрита второй фазой. Пример этого показан на Рис. 8.8 для сплава на основе никеля с содержанием ниобия. Эвтектическая реакция, которая происходит в конце затвердевания, приводит к присутствию nbC на поверхности дендрита.



Рисунок 8.7 Поверхности разрушения усадочных трещин. (а) сплав на основе никеля, (b) дуплексная нержавеющая сталь и (c) алюминиевый сплав (предоставлено Dennis Harwig).



Рисунок 8.8. Поверхность усадочной трещины сплава на основе никеля с содержанием ниобия с частицами nbC (предоставлено Adam Hope).

Также важно отметить, что по существу полностью дендритная природа поверхностей разрушения усадочных трещин опровергает основную предпосылку обобщенной теории усадочных трещин, которая предложила стадию, включавшую в себя сплошное твердое замыкание. Очень необычно видеть доказательства какого-либо разрушения в твердом состоянии на поверхности разрушения усадочной трещины, что позволяет предположить, что жидкие пленки сохраняются вдоль границ зерен затвердевания во всем диапазоне затвердевания. Это наблюдение подтверждает теорию деформации Пеллини, предложившего отдельную стадию пленки, которая сохраняется до конца затвердевания [5], как описано в разделе 3.2.1.3.

Дендритная морфология усадочных трещин позволяет легко идентифицировать эту форму растрескивания и отличить ее от других форм растрескивания металла шва. Например, однофазные аустенитные (ГЦК) металлы сварного шва могут содержать усадочные трещины, ликвационные трещины металла сварного шва и растрескивание при падении пластичности, которые трудно различить на основании только оптической металлографии. Наличие чистой морфологии дендритного разрушения, такой как показано на Рис. 8.7, является явной отличительной чертой усадочной трещины.

8.2.4.2 Ликвационное растрескивание

Ликвидационное растрескивание может происходить в ЗТВ или металле сварного шва и является результатом локального плавления вдоль границ зерен. В ЗТВ основного металла это плавление происходит вдоль границ зерен в непосредственной близости от границы сплавления. В металле сварного шва ликвация при повторном нагревании ранее нанесенного металла сварного шва может происходить либо на границах зерен затвердевания, либо на границах мигрирующих зерен. Примеры морфологии поверхности разрушения ликвационного растрескивания ЗТВ в различных системах сплавов показаны на Рис. 8.9–8.12.

На Рис. 8.9 представлена моделируемая ЗТВ дуплексной нержавеющей стали, которая была создана в устройстве имитации термомеханического режима и была повреждена при температуре нулевой пластичности (ТНП) [6]. При этой температуре сталь полностью ферритная, и вдоль границ зерен присутствуют только очень тонкие жидкие пленки.



Рисунок 8.9. Поверхность ликвационной трещины ЗТВ дуплексной нержавеющей стали (Ferralium 255) (источник [6]. © AWS).



Рисунок 8.11. Поверхность ликвационной трещины ЗТВ в низколегированной стали НУ100 (источник [7]. © AWS).

Диапазон температур ликвации ЗТВ для этого сплава (Ferralium 255) очень узок, и в обычной практике этот сплав не подвержен ликвационному растрескиванию ЗТВ.

На Рис. 8.10 показанное фактическое разрушение в сварном шве, выполненном в стальной ковке. В этом случае ликвационная трещина распространилась как в зону синтеза, так и в ЗТВ. Поверхность разрушения ЗТВ является межкристаллитной вдоль границ предшествующего аустенитного зерна, в то время как поверхность разрушения зоны сплавления имеет столбчатые признаки, типичные для роста затвердевания.

Рис. 8.11 представляет собой смоделированную ЗТВ низколегированной корабельной стали HY100 [7]. Это разрушение также является межкристаллитным вдоль границ предшествующего аустенитного зерна и показывает только тонкое покрытие жидкой пленки. Этот сплав обычно не подвержен ликвационному растрескиванию ЗТВ, о чем свидетельствует его узкий интервал температур ликвации (~60°C).



Рисунок 8.12. Поверхность разрушения ликвационной трещины ЗТВ в суперсплаве на основе никеля (Waspaloy). (a) Межкристаллитное разрушение с жидкими пленками жидкой межзеренной границы и (b) вставка из (a), демонстрирующая структурную ликвацию частиц TiC (источник [8]. © AWS).

Рисунок 8.12 представляет собой ликвационную трещину ЗТВ в Waspaloy, которая также была смоделирована в термомеханическом симуляторе [8]. В отличие от рисунка 8.9, эта поверхность разрушения отражает наличие значительной жидкой пленки, которая присутствовала вдоль границ зерен. Обратите внимание, что наружные поверхности зерна не такие «чистые», как на рисунках 8.9–8.11, что указывает на наличие значительной жидкой пленки во время разрушения. При большем увеличении на поверхности перелома можно увидеть признаки структурной ликвации (рис. 8.12b). Эти особенности представляют собой частицы ТіС, которые подверглись структурной ликвации, приведшей к образованию частицы, которая, по-видимому, находится в углублении, возникшем в результате локального плавления на границе раздела с матрицей.

8.2.4.3 Растрескивание при падении пластичности

Растрескивание при падении пластичности РПП наиболее распространено в аустенитных (ГЦК) материалах, таких как никелевые сплавы и аустенитные нержавеющие стали. В большинстве случаев такая форма растрескивания возникает в металле сварного шва, но может также присутствовать в основном металле ЗТВ. Трещины при падении пластичности обычно макроскопически короткие и относительно прямые. Поверхность трещины выглядит плоской при меньших увеличениях, но может демонстрировать различные морфологии при более высоких увеличениях. Как описано в главе 4, они встречаются вдоль мигрированных границ зерен в металле сварного шва и макроскопически могут принимать столбчатый вид. С помощью только одного анализа оптической металлографии часто бывает трудно отличить кристаллизацию, ликвации металла сварного шва и трещины при падении пластичности. Анализ поверхности разрушения может быть единственным способом подтверждения характера растрескивания.

РПП в никелевом славе с наплавкой (присадочный материал 52, ErniCrFe7) показан на рисунке 8.13. Это из «лодочки», снятой из многопроходной наплавки, которая содержала индикаторы при проверке с использованием цветной дефектоскопии швов. Образец был согнут, чтобы открыть трещину для лучшего наблюдения за ее поверхностью (рис. 8.13а). Обратите внимание, что поверхность разрушения макроскопически плоская, но при большем увеличении имеет некоторую шероховатость поверхности. Она явно отличается от морфологии поверхности усадочной трещины.

Было доказано, что морфология поверхности трещины при падении пластичности является функцией температуры [9, 10]. При низких температурах в интервале РПП (700–800 °С для никелевых сплавов и нержавеющих сталей) морфология макроскопически плоская и часто с микроскопическими пластичными ямками. Это часто называют режимом разрушения пластического МЗ. Пример этой морфологии для нержавеющей стали типа 310 показан на рисунке 8.14а. Это из образца деформации до разрушения, испытанной при 750 °С. При более высоких температурах поверхность разрушения имеет более волнистую форму, как показано на рисунке 8.14b для нержавеющей стали типа 310 при 950 °С.

При более высоких температурах волнистость увеличивается, и на поверхности разрушения могут появляться признаки линий скольжения, как показано на рис. 8.15 для нержавеющей стали типа 310 при 1100 °C. При еще более высоких температурах в интервале температур при падении пластичности (> 1100 °C) поверхности разрушения снова становятся макроскопически плоскими с пластичными ямками. Частично это связано с началом рекристаллизации, которая обычно происходит при высоких деформациях при повышенных температурах.

Следует отметить, что проявление разрушений в трещинах при падении пластичности может сильно различаться в зависимости от температуры и материала. В металле сварного шва путь разрушения всегда проходит по границам мигрированных зерен. Характер этих границ с точки зрения извилистости, механизма осаждения и кристаллографической ориентировки может оказать сильное влияние на морфологию разрушения.

8.2.4.4 растрескивание при повторном нагреве

Растрескивание при повторном нагреве Растрескивание при повторном нагреве обычно ассоциируется с низколегированными сталями, содержащими Cr, Mo, V и и стабилизированными аустенитными нержавеющими стальными сплавами (например, тип 347). Как описано в главе 4, эта форма растрескивания обычно происходит во время ПСТО.

Чтобы произошло растрескивание при повторном нагреве, должно происходить растворение карбидов (Cr, Mo, V) во время термического цикла «при нагреве». При повторном нагреве происходит внутризеренное осаждение карбидов и одновременное ослабление напряжений. В низколегированных сталях наблюдается локализация деформации на предыдущих границах аустенитных зерен, и разрушение происходит на границах зерен или вблизи них. Поверхности разрушения выглядят четко M3.

Разрушение МЗ может быть плоским и, как правило, без особенностей или может проявлять микропластичность (пластичный МЗ). Считается, что разрушение МЗ из-за низкой пластичности во время ПСТО происходит в соответствии с двумя основными механизмами: сегрегации примесных элементов до предшествующих границ аустенитных зерен и усиления внутризеренного осаждения с обедненными (без осаждения) зонами около границ зерен.



(b)



Рисунок 8.13. РЭМ-анализ разрушения поверхности разрушения при падении пластичности из никелевого присадочного металла 52 с наплавкой. (а) Макровид, (b) большее увеличение области в (а) и (с) большее увеличение области в (b).



Рисунок 8.13 (продолжение)



(b)



Рисунок 8.14. Поверхность трещины при падении пластичности в нержавеющей стали типа 310, полученная в результате испытания на деформацию до разрушения при (а) 750°C (1380 F) и (b) 950 °C (1740 F) (предоставлено Натаном Ниссли)



Рисунок 8.15. Поверхность трещины при падении пластичности в нержавеющей стали типа 310, полученная в результате испытания на деформацию до разрушения при 1100 °C (2010 F). (а) Низкое увеличение и (b) большее увеличение области в (а) (предоставлено Натаном Ниссли).

В случае сегрегации примесей (P, S, Cu, Sn, As, Sb) в низколегированных сталях поверхности разрушения являются гладкими и без особенностей. Эти элементы (на остаточном уровне) снижают прочность сцепления по границе зерен, и разрушение происходит с небольшой локальной пластичностью. При дисперсионном упрочении на внутренних поверхностях зерен и образовании обедненных зон на границах зерен разрушение обычно происходит в режиме пластичного МЗ. Температура также может играть роль: разрушение при более низких температурах способствует плоской морфологии без отличительных черт, а более высокие температуры стремятся к пластичному МЗ. Несколько примеров морфологии разрушений при растрескивании при повторном нагреве приведены на рисунке 8.16.



Рисунок 8.16 Поверхность разрушения при растрескивании при повторном нагреве. (a) 2,25Cr – 1Мо моделируемая ЗТВ, (b) металл сварного шва INCO-A и (c) наплавленный металл типа 347.

8.2.4.5 Растрескивание при деформационном старении

Растрескивание при деформационном старении. Растрескивание при деформационном старении связано с ПСТО никелевых, дисперсионно упроченных сплавов (суперсплавов). Как описано в главе 4, эта форма разрушения обычно связана с границами зерен ЗТВ в непосредственной близости к границе плавления. Аналогично растрескиванию при повторном нагреве,

реформирование осаждений, растворенных в процессе сварки, в сочетании с релаксацией напряжений приводит к высоким деформациям на границе зерен и последующему растрескиванию. Поверхности разрушения явно МЗ и могут быть плоскими и без особенностей или проявлять микропластичность. Примеры морфологии поверхности трещины при деформационном старении в сплаве 718 представлены на рисунке 8.17. Эти поверхности разрушения были получены с использованием испытания на растрескивание при деформационном старении, описанном в главе 9 [11].

Поверхность разрушения в обоих случаях макроскопически МЗ, но под микроскопом обнаруживаются плоские или признаки пластичных ямок (пластичный МЗ). Поверхность разрушения на рисунке 8.17b представляет особый интерес, поскольку смежные внешние поверхности зерен проявляют либо микропластичность, либо плоское разрушение.



(b)



Рисунок 8.17. Морфология разрушения при растрескивании при деформационном старении в сплаве 718. (а) Пластичный межзеренный и (b) смешанный плоский и пластичный межзеренный (предоставлено Сетом Нортоном).

Это говорит о влиянии ориентировки границ зерен. Интересно также, что на плоских внешних поверхностях появляются возникающие линии скольжения, связанные с процессом разрушения.

8.2.4.6 Водородиндуцированное растрескивание

Не существует единой морфологии разрушения, характерной для ВИР. Разрушения могут быть M3 с поверхностями, которые являются либо плоскими, либо проявляют микропластичность. Они также могут быть внутризеренными с квазихрупкостью (КХ) или признаками МПС. Влияние концентрации водорода и интенсивности напряжений на морфологию разрушения было описано моделью Бичема [12], как описано в главе 5 и показано на рисунках 5.5 и 5.6.

Обычно считается, что водород мигрирует и захватывается дислокациями, границами зерен, микровключениями и структурными неоднородностями, такими как шлаковые включения или границы раздела мартенсит/феррит. Этот захваченный водород в сочетании с остаточными и приложенными напряжениями в конечном итоге вызывает разрушение или отслаивание. Водород диффундирует в решетку непосредственно перед вершиной трещины и помогает в любом процессе деформации, который матрица обычно не допускает. По мере развития ВИР морфология разрушения может переходить от одного режима к другому, поскольку интенсивность напряжений, концентрация водорода и микроструктура изменяются.

Три основных режима ВИР в сталях - МЗ, КХ и МПС. Все три из этих режимов могут наблюдаться на поверхности разрушения образца имплант-испытания HsLa100, как показано на рисунке 8.18 [13]. Имплант-испытание описано в главе 9.



Рисунок 8.18. Морфология разрушения образца имплант-испытания HSLa100 для ВИР. (а) Общий вид разрушения (белая стрелка указывает направление роста трещины), (б) межзеренный, (в) квазихрупкий и (г) микропористое сращивание. Метки а, с и d наблюдаются последовательно вдоль пути распространения трещины (см. [[13]. © AWS]).

Обратите внимание, что изначальное разрушение в этом образце происходит в режиме M3, а затем быстро переходит в КХ по мере увеличения интенсивности напряжения. Затем режим КХ переходит в МПС (пластичная ямка) и, наконец, в пластичную перегрузку. Стали, которые имеют высокое сопротивление ВИР, будут иметь только ограниченные режимы разрушения M3 и КХ. Другие материалы, обладающие высокой сопротивляемостью ВИР (такие как аустенитные нержавеющие стали), будут демонстрировать только МПС, даже при высоких концентрациях водорода.

8.3 РУКОВОДСТВО ИНЖЕНЕРА ПО АНАЛИЗУ РАЗРУШЕНИЙ

В данном разделе представлен обзор того, как следует проводить исследование разрушений, включая методики и подходы для получения информации, необходимой для определения причины разрушения с разумной степенью технической и научной достоверности. Есть другие более подробные работы, которые предоставляют более В частности, Справочное пособие Американского общества металловедения (АОМ), том 11: Анализ и предотвращение разрушений является особенно хорошим справочным материалом [14].

Контрольный список анализа разрушения представлен в таблице 8.1, которая должна служить руководством при исследовании как производственных, так и эксплуатационных разрушений. Последовательность этапов исследования может варьироваться в зависимости от характера

разрушения, но в целом все пункты этого контрольного перечня должны быть рассмотрены в ходе исследования. Нижеприведенные разделы предоставят дополнительную информацию по этим пунктам. Данный контрольный список не предназначен для включения всех вопросов. Для проведения исследования конкретных типов разрушений может потребоваться и другая специфическая информация.

Таблица 8.1 Контрольный список исследования разрушений

- 1. Посещение объекта
- 2. Предварительный осмотр
- 3. Опрос персонала
- 4. Сбор справочной информации
- 5. Разработка протокола секционирования и испытаний
- 6. снять секции для осмотра
- 7. Проведение анализа химического состава
- 8. Макроскопический осмотр
- 9. образцов для металлографии/фрактографии
- 10. Определение металлографических методик
- 11. Определение аналитических методик
- 12. Механические испытания
- 13. Моделирующие испытания
- 14. Методики НрО (неразрушающей оценки)
- 15. Оценка структурной целостности
- 16. Консультация с другими специалистами
- 17. Финальный анализ и отчетность

8.3.1 Посещение объекта

Почти всегда полезно посетить место разрушения, если, конечно, разрушение не произошло на вашем собственном объекте или в ситуации, с которой вы хорошо знакомы. Информация из вторых рук, в том числе фотографии, сделанные кем-то другим, и отчетность из вторых рук, как правило, нежелательны, так как подробности разрушения будут зависеть от чьего-либо толкования или предубеждения. Если вы не можете посетить место разрушения (возможно, оно произошло на морской платформе в 200 футах ниже поверхности океана!), дайте четкие инструкции относительно типа необходимой вам документации по разрушению и убедитесь, что вы запрашиваете достаточно фотографической документации.

Ниже приведен частичный список вещей, которые вы, возможно, захотите взять при выезде на место:

• Высококачественная цифровая камера с возможностью макросъемки, вспышкой или стробоскопом и резервной памятью.

- Рулетка и шкалы маркеров (магнитные).
- Маленькое ручное увеличительное стекло или «лупа».
- Фонарик и стоматологические зеркала (для осмотра узких мест).
- Магнит (для идентификации материала).

• Записывающее устройство или смартфон (это часто проще, чем пытаться набросать заметки, которые вы потом не сможете расшифровать).

- Комбинезоны и ботинки (на случай разрушения в полевых условиях).
- Защитные очки и защитные наушники.

- Пакеты для образцов пакеты с молнией отлично подойдут.
- Идентификационные метки и несмываемая маркировочная ручка.
- Материал репликации для поверхности разрушения.

Перед выездом на место необходимо попытаться определить, какие задействованы материалы и сварочные процессы и каковы были условия эксплуатации (где применимо). Это даст вам «время на подготовку» для формулирования возможных сценариев разрушения и поможет вам выбрать «план атаки» во время проверки. Например, если материал представляет собой аустенитную нержавеющую сталь, работающую в паре высокого давления, вам стоит поискать признаки коррозионного растрескивания под напряжением.

Не советуйтесь с другими «экспертами» о разрушении, пока не завершите проверку. Мнения тех, кого вы считаете квалифицированными специалистами, часто может негативно сказаться на ваших первоначальных впечатлениях и наблюдениях. Помните, хороший инженер всегда сохраняет объективность!

Потратьте достаточное количество времени на проверку разрушения и окружения. Ментальные (и реальные) фотографии, которые вы получаете во время этой проверки, могут оказаться неоценимыми позже, когда вы попытаетесь расшифровать доказательства и не будете иметь ключевой информации. Часто проверка проводится поспешно в ущерб ценной «зацепки».

Чрезвычайно важны фотоотчеты. Фотографии должны быть сделаны со всех сторон и при разных условиях освещения. При цифровом фотографировании легко сразу проверить качество фотографии и затем повторно сделать фотографию, если она неприемлемого качества. Во многих ситуациях у вас может быть только одна возможность сфотографировать разрушение, поэтому вам надо убедиться, что вы получаете то, что нужно. Лучше больше, чем меньше - легче удалить фотографии позже, чем оплакивать ту, которая была пропущена.

Нужно попытаться опросить как можно больше сотрудников, особенно тех, кто был связан с разрушением или осведомлен о работе системы (компонента), в которой это разрушение произошло. Это могут быть сварщики, мастера смены, инженеры-сварщики, инженеры-конструкторы, металлурги и т.д. Старайтесь избегать информации из вторых рук - обычно можно сбрасывать со счетов любую информацию, которую вы получаете от руководителя объекта, вице-президента и т.д., поскольку их информация, вероятно, даже не из вторых рук.

8.3.2 Сбор справочной информации

Информация, которая может вам понадобиться, будет зависеть от типа разрушения, которое вы исследуете. Ниже приведен список предметов, которые вам стоит получить:

Спецификации материалов. Они будут включать любые внутренние спецификации, используемые для заказа материалов или стандартные спецификации, на которые имеются ссылки (АОИМ, АОС, АИН, САИ и т.д.).

Аттестационные отчеты/отчеты об испытаниях материалов. Могут быть в форме внутренних отчетов о контроле качества или квалификационных документов, предоставленных поставщиком материала. Они могут включать информацию о составе материала, механических свойствах, проверке и т.д.

Поставщик материала. Также может быть полезно определить, какой обработке подвергался материал (плавлению, термомеханической и т.д.), и форму продукта.

Производственные отчеты. Они будут включать в себя всю внутреннюю обработку материала до сварки. Элементы могут включать: ковку, прессование, термообработку, очистку, нанесение покрытия, механическую обработку и т.д.

Отчеты о сварке. Получите всю документацию, касающуюся аттестации и процедуры сварки. Она может быть в форме отчетов об аттестации технологии (ОАТ) и технических условий порядка сварки (ТУПС).

Послесварочные операции. После сварки определите, подвергался ли компонент термообработке, чистке, механической обработке и т.д.

Отчеты о проверке. Определите, проводились ли какие-либо визуальные проверки или неразрушающий контроль, и получите документацию. Сюда также могут входить результаты контрольных испытаний или разрушающий контроль случайных частей.

История эксплуатации. При исследовании эксплуатационных разрушений знание истории эксплуатации имеет важное значение для определения характера разрушения. К сожалению, в большинстве случаев эта информация обычно недоступна или относительно поверхностна. При сборе истории эксплуатации обращайте особое внимание на детали окружающей среды, условия загрузки, ненормальные или случайные перегрузки, изменения в температуре, перепады температуры, условия запуска и останова и т.д.

Нарушение нормальных условий эксплуатации. Определите, было ли что-то атипичное в конструкции разрушевшегося компонента или в условиях, при которых он работал. Проверьте эксплуатационные и ремонтные записи аналогичных компонентов. Попробуйте определить, является ли сбой единичным или характерным инцидентом.

8.3.3 Протокол снятия образцов и испытаний

Часто будет необходимо разработать протокол снятия образцов и оценки. Это почти всегда будет иметь место, когда вовлечены другие стороны и существует возможность судебного разбирательства. При таких обстоятельствах протокол должен быть согласован различными сторонами и затем строго соблюдаться.

На основании ранее проведенного визуального осмотра разрушений вы определили определенные участки на поверхности разрушения или рядом с ним, которые могут предоставить ценную информацию о причине разрушения. Эти участки могут представлять потенциальные места или области изначального возникновения разрушения, которые представляют металлургическое состояние материала во время разрушения. Часто бывает полезно изучить аналогичные образцы (пробы), которые не были повреждены, поскольку это может дать некоторое представление о причине разрушения.

8.3.4 Снятие, очистка и хранение образцов

Вам следует разработать простую и логичную схему идентификации, которая, что наиболее важно, исключает любую возможность ошибочного определения образца после снятия. Вы должны соблюдать крайние меры предосторожности и быть очень точным при указании методик снятия образцов. Убедитесь, что ценные доказательства не уничтожены при снятии. Многие исследования разрушения были испорчены непреднамеренным разрушением поверхности разрушения во время снятия образца. Также обратите особое внимание на методы снятия образца. Вы должны выбрать «холодные» методы снятия, которые не изменяют микроструктуру. Методики оксиацетиленовой или плазменной резки могут повторно разогревать критические участки микроструктуры, что приводит к фазовым превращениям или другим металлургическим превращениям, которые могут замаскировать или уничтожить ценные доказательства. В ситуациях, когда эти методики необходимы, следует использовать меры предосторожности для предотвращения перегрева интересующей вас области.

Во многих случаях поверхность разрушения или интересующая вас область будут загрязнены под воздействием окружающей среды, неправильного обращения или других факторов. Часто требуется, чтобы интересующая вас область была очищена для удаления загрязнения. При наличии грязи, жира и других поверхностных загрязнений их обычно можно удалить с помощью растворителей, мыла с водой или мягких чистящих растворов.

В случае окисления (особенно «ржавчины» на сталях) существуют некоторые специальные методы, которые можно использовать для удаления окисления, не повреждая (не воздействуя на) подложку. Одна из таких методик, которая особенно эффективна для удаления окисления со сталей без повреждения металла подложки, использует раствор реагента, состоящий из концентрированной соляной кислоты (HCl) и 10 г/л 1,3-п- бутил-2 тиомочевины (известный как дибутилтриптамин). Этот исходный раствор разбавляют в соотношении 50/50 дистиллированной
водой перед использованием [15]. Затем образец погружают в этот раствор при ультразвуковом перемешивании в течение периода от нескольких секунд до минут, пока окисление не будет удалено.

8.3.5 Химический анализ

Часто информация о химическом составе рассматриваемых материалов будет недоступна. Многие материалы приобретаются с заданной спецификацией материала, но записи об испытаниях материалов отсутствуют. В тех случаях, когда один и тот же материала несколько раз нагревался, может быть трудно определить точный состав интересующего вас материала. Состав материалов, участвующих в разрушении, часто может предоставить ценную информацию о характере разрушения. Уровень примесей (таких как s, P, O, n) может быть особенно критичным при рассмотрении свариваемости материала или рабочих характеристик сварной конструкции в предполагаемой рабочей среде.

Можно использовать различные аналитические методики для определения химического состава материалов. Как правило, при использовании этих методик требуются некоторые компромиссы между затратами, точностью и надежностью. Некоторые общие аналитические методики, которые полезны при идентификации и анализе материалов, перечислены ниже:

Анализ с помощью жидких реактивов. Самый точный и самый дорогой из методјd анализа, это методика, включающая растворение материала в химической среде (обычно в кислоте). Продукты реакции требуемых образцов затем тщательно взвешивают и сравнивают с весом исходного образца для получения весового процента. См. стандарт Американского общества по испытаниям и материалам (ASTM) E50, том 3.05: Прибор, реагенты и требования техники безопасности для химического анализа металлов, руд и родственных материалов для получения дополнительной информации.

Эмиссионная спектроскопия. Это, вероятно, самый распространенный метод, используемый в настоящее время для получения объемного химического анализа. Этот метод является относительно недорогим (50100 долл. США/образец) и может быть достаточно точным, если система анализа откалибрована в соответствии с надлежащими стандартами (всегда уточняйте насчет калибровки). Кроме того, можно анализировать сравнительно небольшие образцы, что часто бывает полезно, если из места разрушения или внутри сварного шва можно получить только небольшие куски материала. Чувствительность этой методики к элементам с низким атомным весом (легче алюминия) переменчива. Содержание углерода, азота, серы, фосфора и бора следует определять другими методами. См. практики TM E350E354 (том 3.05) для получения подробной информации об этой и других методиках.

Методика горения - метод теплопроводности. Эта методика наиболее широко известна как «метод LECO» в честь производителя оборудования. Этот метод использовался для точного измерения углерода, кислорода, азота и серы. Содержание водорода также может быть определено методом LECO, хотя результаты, в лучшем случае, являются приближенно количественными. Опять же, для калибровки оборудования должны использоваться надлежащие стандарты. Рекомендуется многократный анализ. См. стандартАSTM E1019 (том 3.05): Определение содержания углерода, серы, азота и кислорода в стальных, железных, никелевых и кобальтовых сплавах различными методиками горения и плавления.

Инфракрасная и ультрафиолетовая спектроскопия. Эти методики могут использоваться для идентификации органических материалов, связанных с разрушением, таких как краска, масло, смазка, резина и пластик. В частности, методика, известная как инфракрасная спектроскопия с фурье-преобразованием (ИСФП), широко используется для этого типа анализа. Как TM E1252 (том 3.06) описывает общие методы инфракрасной спектроскопии.

Другие методики. Для анализа конкретных элементов, соединений, продуктов коррозии и прочего доступно много других методик, поэтому следует обратиться к химику-аналитику за помощью в анализе необычных материалов или при необходимости высокоточных измерений.

8.3.6 Макроскопический анализ

После того, как вы выбрали и сняли образцы, которые, по вашему мнению, имеют отношение к разрушению, проведите очень тщательный макроскопический осмотр образцов. Он будет включать как визуальный осмотр, так и оптическую микроскопию с увеличением до 100х. Бинокулярный микроскоп с хорошим разрешением по глубине резкости очень важен в данном осмотре.

Опять же, задокументируйте образцы фотографически. Вам следует обзавестись постоянной записью их внешнего вида, прежде чем приступить к секционированию для более глубокого анализа. В процессе данного осмотра вам следует искать следующее:

• Внешний вид поверхности разрушения, например, тусклый, блестящий, многогранный, с бороздками, пористый и т.д.

- Наличие продуктов окисления или коррозии
- Макроскопическую текучесть и губы среза
- Вторичное растрескивание
- Элементы сварной поверхности, такие как подрез или след дуги.

8.3.7 Отбор образцов для микроскопического анализа

Ваш макроскопический осмотр должен дать вам хорошее представление об образцах, необходимых для дальнейшего осмотра при большом увеличении. С этой целью будут включены образцы для:

- Анализа поверхности разрушения РЭМ или другого анализа поверхности, такого же как ожеспектроскопия
- Металлографии оптической или электронной микроскопии
- Микроаналитической оценки РЭМ или микрорентгеноспектрального анализа (МРСА)

Опять же, используйте простую систему идентификации для маркировки образцов, которые нужно отобрать. Используйте как общую, так и фотографическую документацию, чтобы сохранить идентичность и прослеживаемость. Этот тип схемы очень полезен для последующего объяснения местоположения образцов, стратегии выбора и для включения в ваш отчет.

8.3.8 Выбор аналитических методов

Есть множество аналитических методик, доступных для поддержки исследования разрушений. К ним относятся методики анализа объемных образцов и методики, которые дают топографическую, металлургическую или химическую информацию при очень большом увеличении.

Рентгеновская дифракция (РгД) объемных образцов может предоставить информацию относительно фаз или осаждений, присутствующих в материале. Эта методика не ограничивается металлами и может быть использована для оценки структуры материалов, которые имеют кристаллическую природу. Картины РгД генерируются характерной длиной волны РгД из кристаллической решетки.

РЭМ - это мощный и часто используемый инструмент для анализа разрушений, поскольку он может предоставлять как топографическую информацию, так и информацию о химическом составе. Кроме того, подготовка образцов довольно проста. Однако для загрязненных образцов могут потребоваться специальные методы очистки, чтобы предотвратить «зарядку» образца пучком электронов.

МРСА обеспечивает гораздо более точный анализ состава в микроскопическом масштабе по сравнению с РЭМ. Эта методика полезна для оценки характера сегрегации в сварных швах или определения химического состава в определенных местах. Разрешение составляет порядка 1–2

мкм. Образцы для МРСА обычно помещаются в проводящей среде и подготавливаются металлографически, поскольку информацию о составе легче всего собрать с плоской поверхности.

Анализ металлических образцов с использованием методов электронной микроскопии использует ряд «событий», которые происходят, когда электронный пучок взаимодействует с образцом. Эти различные взаимодействия были описаны в разделе 8.2.2. Таким образом, сигнал ВЭ (вторичного электрона) используется в основном для определения топографии поверхности и получения изображения поверхности разрушения. Металлографические пробы, которые были подвергнуты травлению, также можно исследовать с использованием изображения ВЭ, чтобы обеспечить лучшее разрешение, чем это возможно в оптическом микроскопе. Сигнал ЭОР (электрон обратного рассеяния) обеспечивает хороший контраст атомного номера и может использоваться для оценки локальных различий в составе. Многие современные РЭМ позволяют смешивать сигналы ВЭ и ЭОР для предоставления как топографической информации, так и информации о составе. Наконец, рентгеновские лучи, которые генерируются при взаимодействии пучка электроном с пробой, могут использоваться для обеспечения приближенно количественного анализа состава. Собранная информация, будучи менее точной, чем при МРСА, может быть полезна для идентификации различных фаз и соединений. Разрешение ограничено 1-2 мкм. Эта методика не представляет точной информации для анализа легких элементов (C, O, N), если прибор не оснащен специальным детектором.

8.3.9 Механические испытания

Механические испытания часто полезны для определения «пригодности» материала в условиях его эксплуатации. Испытание также может быть проведено для анализа производственных разрушений, чтобы определить, соответствует ли материал техническим требованиям. Эти испытания могут включать:

- Макро- или микротвердость
- Растяжение
- Вязкость разрушения
- Усталость, действие ползучести и коррозионную усталость
- Разрушение под воздействием механического напряжения
- Испытания на свариваемость

Многие из этих испытаний были стандартизированы, и процедуры доступны в стандарте ASTM, том 3.01: Механические испытания металлов; Испытания при повышенных и низких температурах: Металлография. Рекомендации по возможным испытаниям на свариваемость приведены в главе 9.

8.3.10 Моделирующие испытания

В некоторых случаях может быть полезно попытаться смоделировать условия разрушения в контролируемом лабораторном испытании. Этот тип испытания предназначен для репликации условий загрузки, среды и переменных материала, которые могли привести к разрушению. Моделирующие испытания, как правило, дороги и обычно только приблизительно рассчитывают производственные или эксплуатационные условия, которые привели к разрушению. В случае эксплуатационных разрушений часто бывает трудно определить фактические эксплуатационные условия (спектр нагрузки, температурный режим, окружающая среда и т.д.). Будьте осторожны при интерпретации данных этих испытаний.

8.3.11 Методики неразрушающей оценки

Методы неразрушающей оценки (HpO) часто полезны для определения степени растрескивания в компоненте, который может быть неочевидным при визуальном осмотре. Эти методики также могут быть использованы при выборе пробы или планов секционирования. НрО также очень полезен для проверки аналогичных компонентов или областей, прилегающих к основному разрушению.

Одна из наиболее распространенных из этих методик известна как проникающая проверка. Она включает в себя очистку интересующего вас объекта, нанесение красителя, который проникнет в трещины, а затем нанесение проявителя, который покажет, где на поверхности имеются трещины или дефекты. Эта методика полезна только для трещин, которые находятся на поверхности компонента, таких как усталостная трещина. Для объемного анализа требуются рентгенография, ультразвуковые или вихретоковые методики.

8.3.12 Оценка структурной целостности

Принципы механики разрушения иногда могут использоваться для оценки структурной целостности материала в контексте эксплуатационных или производственных условий. Различные методы численного анализа, такие как анализ методом конечных элементов и конечных разностей, также могут быть использованы для оценки распределения напряжений в окрестности трещины или разрыва. Эти методы, за исключением очень простых систем в лучшем случае приблизительны, поэтому соблюдайте осторожность при интерпретации результатов.

8.3.13 Консультация с другими специалистами

Если разрушение затрагивает области вне вашей компетенции (коррозия, механика разрушения, колдовство и т.д.), обратитесь к специалисту. Он(а) может иметь значительный опыт работы с подобными разрушениями и часто может оказать неоценимую помощь в определении причины. Расходы (15002500 долл. США в день) могут показаться непомерными, но консультант может сэкономить вам много времени и средств на некоторых из предыдущих этапов. Эти консультанты могут иметь доступ к информации, которая имеет ключевое значение для исследования разрушений. Есть много инженерно-консультационных фирм, которые специализируются на оценке структурной целостности и анализе разрушений. Многие преподаватели университетов также занимаются внешним консультированием. Помните, что вашей конечной целью является точное определение причины разрушения, поэтому будьте готовы обратиться за помощью к экспертам.

8.3.14 Окончательный отчет

Теперь вы готовы ассимилировать всю собранную информацию в сжатый отчет. Форматы отчетов различаются, но в отчет об анализе разрушений обычно включаются следующие разделы:

Заключение (или сводное резюме). Это должно быть очень краткое описание проделанной работы с основными выводами.

Справочная информация. Предоставьте историю процедур изготовления и/или работы в уловиях эксплуатации рассматриваемого компонента. В данном разделе должно быть достаточно информации для подтверждения выводов, о которых вы будете сообщать. В некоторых случаях подробная информация может быть включена в приложения для сокращения длины данного раздела.

Методология. Данный раздел очень важен, поскольку необходимо точно описать, как были отобраны пробы, используемые схемы разделения, методологию идентификации проб и используемые аналитические методики.

Значимые результаты. Хотя исследование могло дать много результатов (микрофотографии, фрактограммы, механические испытания, химический анализ и т.д.), лучше всего сообщать о них как можно более кратко. Использование таблиц является хорошим способом обобщения данных. Информация, которая является более второстепенной или которую вы хотите включить для полноты, можно изложить в приложении.

Обсуждение результатов. Обсуждение можно включить в предыдущий раздел, но в некоторых случаях может быть полезно завести для него отдельный раздел.

Выводы. Это краткие точные заявления, которые отражают основные моменты исследования. Обычно их стоит пронумеровать, поскольку это значительно упрощает ссылки на конкретные выводы.

На основании результатов исследования данный раздел может быть использован для рекомендации корректирующих действий, изменений в проектировании или выборе материала или решения других корректирующих вопросов.

Дополнительная работа (если анализ не полон). Если выводы являются неполными или причина сбоя все еще неясна, для завершения анализа может быть рекомендован дополнительный анализ или испытание.

Список литературы. Укажите любые источники, на которые вы ссылались в своем отчете. Они могут включать в себя предыдущие отчеты, другие экспертные заключения, данные справочника, журнальные статьи или другие источники технической информации.

Приложения. Использование приложений - это хороший способ написания исчерпывающего отчета при одновременном уменьшении «беспорядка» в основной части отчета. Например, может быть важно сообщить о результатах механических испытаний, которые предоставляют данные по каждой испытываемой пробе. Эти подробности можно обобщить в основной части отчета с использованием таблицы с подтверждающей информацией в приложении. В процессе большинства исследований разрушений делаются сотни (или тысячи) фотографий. Лучше включить их в приложение.

8.3.15 Сопроводительное экспертное свидетельство в случае судебного процесса

Инженеры часто участвуют в судебных разбирательствах, связанных с ответственностью за качество продукции, нарушением патента, травмой/смертью персонала и другими ситуациями, которые должны разрешаться в суде. Истцом в деле является физическое/юридическое лицо, которое заводит дело или подает жалобу, а ответчиком - сторона, которая должна защищаться от жалобы. Есть много юридических фирм, которые специализируются на ответственности за качество продукции и вред здоровью.

Как инженера вас могут попросить/потребовать от вас участвовать в этих делах в качестве свидетеля-эксперта для дачи показаний и заключения относительно подробностей дела. В случаях, когда произошло разрушение, вас могут попросить провести исследование, чтобы определить «коренную причину» разрушения.

Если дело передается в суд, вас, как правило, просят предоставить экспертное заключение в форме письменного документа, после чего юристы другой стороны будут брать у вас свидетельские показания. Они представляют собой показания под присягой, которые позволяют адвокатамоппонентам задавать вопросы эксперту относительно его/ее мнения до суда. Подобные опросы могут быть довольно интенсивными, и предполагается, что эксперт будет хорошо подготовлен к защите своего мнения на основе разумных научных и технических принципов. Если дело передается в суд, вы должны будете представить такое же мнение/свидетельство в присутствии присяжных.

Что касается показаний на суде присяжных, помните, что у большинства присяжных практически нет технических знаний, и им будет сложно понять сложные инженерные принципы. Грамотный эксперт знает, как упростить инженерные концепции, чтобы жюри (и судья) могли понять важные моменты вашего свидетельства.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

[1] Joy DC, Romig AD Jr, Goldstein JI, editors. Principles of Analytical Electron Microscopy. New York: Plenum Press; 1986.

[2] Goldstein JI, Newbury DE, Echlin P, Joy DC, Romig AD Jr, Lyman CE, Fiori C, Lifshin E. Scanning Electron Microscopy and X-Ray Microanalysis. New York: Plenum Press; 1992.

[3] ASM International. Handbook Committee. ASM Handbook, Volume 12: Fractography. 9th ed. Metals Park, OH: ASM International; 1987.

[4] Matsuda F. Solidification crack susceptibility of weld metal. In: David SA, Vitek JM, editors. Recent Trends in Welding Science and Technology. Metals Park, OH: ASM International; 1990. p 127-136.

[5] Apblett WR, Pellini WS. Factors which influence weld hot cracking. Weld J 1954;33 (2):83s-90s.

[6] Nelson DE, Baeslack III WA, Lippold JC. An investigation of weld hot cracking in duplex stainless steels. Weld J 1987;66 (8):241s-250s.

[7] Caron JL, Babu SS, Lippold JC. The weld heat-affected zone liquation cracking susceptibility of naval steels. Weld J 2013;92 (4):110s-123s.

[8] Qian M, Lippold JC. Effect of multiple postweld heat treatment cycles on the weldability of Waspaloy. Weld J 2002;81 (ll):233s-238s.

[9] Nissley NE. Intermediate temperature embrittlement in Ni-base weld metals [PhD Dissertation]. Columbus, OH: The Ohio State University; 2006.

[10] Collins MG, Ramirez A, Lippold JC. An investigation of ductility-dip cracking in Ni-base filler metals, Part 3. Weld J 2004;83 (2):39s^9s.

[11] Norton SJ, Lippold JC. Development of a gleeble-based test for postweld heat treatment cracking susceptibility, Trends in Welding Research VI. Columbus, OH: ASM International; 2003. p 609-614. Proceedings of the 6th International Conference, April 15-19, 2002, Callaway Gardens, GA. ASM International Metal Park, OH.

[12] Beachem C. A new model for hydrogen-assisted cracking (hydrogen "embrittlement"). Metall Trans 1972;3:441^55.

[13] Yue X, Feng X, Lippold JC. Quantifying heat-affected zone hydrogen cracking in high strength naval steels. Weld J 2013;92 (9):265s-273s.

[14] ASM International. Handbook Committee. ASM Handbook, Volume 11: Failure Analysis and Prevention. 9th ed. Metals Park, OH: ASM International; 1986.

[15] Kayafas I. Technical note: corrosion product removal from steel fracture surfaces for metallographic examination. Corrosion 1980;36 (8):443-445.

9.1 ВВЕДЕНИЕ

Испытание на свариваемость широко используется для оценки технологичности материалов при различных сварочных процессах и определения эксплуатационных характеристик сварной конструкции. Хотя существуют сотни испытаний на свариваемость, которые использовались для оценки характеристик материала, очень немногие из этих испытаний были стандартизированы. Для механических испытаний сварных соединений существует ряд стандартных испытаний, которые можно использовать. Некоторые из них описаны в главе 7 и включают в себя испытания на растяжение, усталость и вязкость разрушения. Испытание на твердость, хотя и не является испытанием, которое количественно определяет механические характеристики, может стать полезным показателем прочности и пластичности.

Многие из испытаний на свариваемость, которые разрабатывались годами, относятся к определенным типам усадочных трещин при сварке. Например, широко используемое испытание с приложением нагрузки, действующей вдоль сварного шва, было разработано для оценки подверженности кристаллизации и ликвационному растрескиванию. Был проведен ряд испытаний для других форм растрескивания, включая растрескивание при повторном нагревании, падении пластичности. деформационном старении, релаксации И водородноиндуцированное растрескивание (ВИР). Только некоторые из них были стандартизированы. ИСО 17641 и 17642 представляют процедуры для испытаний горячего и холодного растрескивания соответственно. Эти стандарты включают испытание с приложением нагрузки (ПН), действующей вдоль сварного шва, и на плоскостное растяжение для кристаллизационного растрескивания, а также испытания на контролируемую термическую жесткость (КТЖ) и Теккен-испытание (при У-образной разделке) для ВИР. Краткое описание испытаний на свариваемость, которые охватываются стандартами ИСО, приведено в таблице 9.1. Следует отметить, что в некоторых случаях конкретные детали, касающиеся процедуры испытаний, не включены в данные стандарты.

Металлургия сварки и свариваемость, первое издание. Джон К. Липпольд.

© 2015 Издательство John Wiley & Sons, Inc. Опубликовано в 2015 году издательством John Wiley & Sons, Inc.

Стандарт ИСО	тип испытания	методика испытаний			
17641-2	Горячее растрескивание,	Тавровое соединение			
	естественная жесткость	Растяжение металла сварного шва			
		Продольный изгиб			
17641-3	Горячее растрескивание, внешне	Растяжение с нагревом Растяжение			
	нагруженное	плоского образца (ПН)			
17642-2	Образование холодных трещин,	Контролируемая термическая			
	естественная жесткость	жесткость (КТЖ) Tekken-испытание			
		(при Ү-образной разделке)			
		Lehigh-испытание (при U-образной			
		разделке)			
17642-3	Холодное растрескивание,	Имплант			
	внешне нагруженное				

Таблица 9.1 Краткое описание испытаний на свариваемость, охватываемых стандартами ИСО 17641 и 17642

В этой главе будет описан ряд испытаний на свариваемость, которые использовались в лаборатории металловедения и сварки в Университете штата Огайо (OSU). Большинство из этих испытаний носят моделирующий характер, в отличие от испытаний с естественной жесткостью. Моделирующее испытание пытается оценить поведение материала в регулируемых условиях, что позволяет определить влияние важных переменных (температуры, времени, напряжения, деформации и т.д.), связанных с определяемым механизмом растрескивания. Часто утверждают, что испытания с естественной жесткостью больше подходят для оценки свариваемости, поскольку при этих испытаниях может использоваться фактическая геометрия сварного шва. Результаты, как правило, бывают типа «годен/не годен» - испытательный сварной шов растрескивается или нет. Хотя эти испытания могут оказаться полезными для разработки процедур, они часто не предоставляют информацию, касаемую металлургии, необходимую для правильного выбора материала для данного применения. Всегда существует опасность, что, если испытание с естественной жесткостью не проводится в рамках условий, характерных для фактического применения, результаты испытания не смогут спрогнозировать производительность.

9.2 ТИПЫ МЕТОДИК ИСПЫТАНИЙ НА СВАРИВАЕМОСТЬ

Методики испытаний на свариваемость можно подразделить на четыре категории: механические, неразрушающие, эксплуатационные и специальные. За исключением контролирующих (неразрушающих) методик, эти испытания носят разрушительный характер и требуют разрезания сварных швов и специальной подготовки образцов. Методы разрушающей оценки, очевидно, неприменимы в условиях производства или контроля качества, но должны применяться на этапе выбора материала и аттестации технологии.

На стадии разработки или отбора сплава следует проводить специальные испытания для оценки подверженности различным металлургическим дефектам, таким как кристаллизационное растрескивание сварного шва или водородное растрескивание. Неспособность решить проблемы, связанные с подверженностью растрескиванию во время производства, может привести к значительным затратам и потерям времени на разработку.

Моделирующие испытания, описанные в следующих разделах, включают использование натяжения или изгиба для моделирования высоких уровней ограничителя в сварных швах. Эти испытания проводятся под контролем деформации, контролем скорости деформации или контролем напряжения. Большинство из них способны обеспечить определенную степень подверженности растрескиванию, которую можно использовать для сравнения различных материалов, и которая может предоставить важную металлургическую информацию.

Испытание на пластичность в горячем состоянии просто измеряют прочность и пластичность материалов при повышенных температурах. Поскольку растрескивание сварного шва часто связано с недостаточной пластичностью по отношению к наложенной деформации при высокой температуре, понимание пластичности материала в горячем состоянии даст представление о возможности растрескивания.

9.3 ИСПЫТАНИЕ С ПРИЛОЖЕНИЕМ НАГРУЗКИ, ДЕЙСТВУЮЩЕЙ ВДОЛЬ СВАРНОГО ШВА

Испытание с приложением нагрузки, действующей вдоль сварного шва, было разработано в 1960х годах Сэвиджом и Лундином в Ренсселерском политехническом институте (RPI) [1]. Оно было разработано как простое испытание на растрескивание при увеличенной деформации, которое позволило бы выделить металлургические переменные, которые вызывают горячее растрескивание. Со времени его создания в первоначальное испытание были внесены многочисленные изменения, и в мире используется ряд его вариантов. Само испытание никогда не было полностью стандартизировано, и сегодня используются различные методики испытаний, хотя ИСО 17641 действительно дает некоторые рекомендации по проведению этого испытания. В 1990-х годах Лин и Липпольд из OSU разработали методики испытаний, которые позволяют определять величину подверженной растрескиванию области (ПРО) с помощью испытания с приложением нагрузки, действующей вдоль сварного шва [2].

Существует три основных типа испытаний нагрузкой, действующей вдоль сварного шва, как показано на рисунке 9.1. Первоначальное испытание было продольным, в результате чего изгиб применяется по длине сварного шва, который производится на образце. Этот тип испытаний приводит к растрескиванию как в зоне плавления, так и в соседней ЗТВ. Так как в некоторых случаях желательно отделить ликвационное растрескивание в ЗТВ от кристаллизационного растрескивания, были разработаны точечное испытание и испытание на изгиб. Испытание на изгиб применяет изгибную деформацию по сварному шву и, как правило, ограничивает растрескивание в зоне плавления (к ЗТВ приложена небольшая или нулевая деформация). Точечное испытание нагрузкой, действующей вдоль сварного шва, использует небольшой точечный сварной шов для разработки подверженной растрескиванию микроструктуры ЗТВ. Образец затем изгибается, когда сварной шов еще расплавлен, чтобы изолировать растрескивание в ЗТВ.

Для этих испытаний чаще всего используется процесс сварки газ-вольфрамовой дугой (ГВД), хотя также могут использоваться и другие способы сварки плавлением. Сварные швы, как правило, являются автогенными, хотя отложения присадочного металла можно проверить с помощью специальных образцов. Изгиб обычно очень быстрый (2–10 дюймов/с), но были разработаны некоторые версии испытания с медленным изгибом.

Усиленная деформация контролируется путем использования сменных матричных узлов, где деформация (є) во внешних волокнах образца определяется как

$$\varepsilon = \frac{\mathbf{t}}{\mathbf{2R} + \mathbf{t}} \tag{9.1}$$

где t - толщина образца, а r - радиус матричного узла.



Рисунок 9.1 Различные типы испытания нагрузкой, действующей вдоль сварного шва.

Был разработан ряд показателей для количественной оценки подверженности растрескиванию с применением испытания нагрузкой, действующей вдоль сварного шва. Большинство из них требуют измерения длины трещин на поверхности испытуемого образца с помощью микроскопа малой мощности (20–50 ×). Общая длина трещины является суммой всех длин трещины, в то время как максимальная длина трещины (МДТ) является просто длиной самой длинной трещины, наблюдаемой на поверхности образца. Совсем недавно концепция максимального расстояния между трещинами (МРТ) использовалась для более точного определения интревала температур растрескивания.

Деформация, вызывающая носит название пороговой деформации, и также используется для количественной оценки подверженности растрескиванию. Насыщенная деформация представляет собой уровень напряжения, выше которого МРТ не изменяется при дополнительной прикладной деформации. При определении максимальной степени ПРО важно проводить испытания при насыщенной деформации, как описано в следующих разделах.

9.3.1 Методика количественного определения кристаллизационного растрескивания сварного шва

В данном разделе описывается методика, разработанная Лином и Липпольдом [2] для количественной оценки подверженности кристаллизационному растрескиванию сварного шва с использованием испытания с приложением нагрузки, действующей поперек сварного шва. Схематическое изображение испытания показано на рисунке 9.2. Выше уровня насыщенной деформации МРТ не увеличивается с увеличением деформации.



Рисунок 9.2 Схема испытания с приложением нагрузки, действующей поперек сварного шва, для оценки подверженности кристаллизационному растрескиванию сварного шва.

Это указывает на то, что кристаллизационные трещины распространилась по всей длине ПРО. Типичное растрескивание, которое появляется на задней кромке сварочной ванны, показано на рис. 9.3 для образца аустенитной нержавеющей стали, испытанного при деформации 5%. С помощью испытания интервала усиленной деформации можно построить график зависимости МРТ от деформации, такой как показан на рисунке 9.4. Таким образом, можно определить пороговую деформацию растрескивания и насыщенную деформацию, выше которой МРТ не увеличивается. Типичный интервал деформации, в котором испытываются образцы, составляет 0,5–7%.

Большинство нержавеющих сталей и ниобиевых сплавов имеют уровни насыщенной деформации от 3 до 7%. Уровни пороговой деформации обычно находятся в интервале от 0.5 до 2,0%, в зависимости от сплава и его механизма кристаллизации. Хотя пороговая деформация фактически может быть важным критерием оценки подверженности кристаллизационному растрескиванию сварного шва, МРТ выше насыщенной деформации намного легче определяется и обеспечивает измерение интервала температур кристаллизационного растрескивания (ИТКР).

Чтобы определить ИТКР, скорость охлаждения в интервале температур кристаллизации измеряется путем погружения термопары в сварочную ванну. Время, в течение которого происходит растрескивание, приблизительно рассчитывается МРТ выше насыщенной деформации, деленной на скорость кристаллизации. При использовании этого подхода ИТКР можно рассчитать с использованием следующего соотношения, где V представляет скорость сварки:

$$SCTR = {}_{0XЛАЖДЕНИЯ}^{CKOPOCTЬ} \times {MCD \over V}$$
(9.2)



Рисунок 9.3. Кристаллизационное растрескивание сварного шва в образце для испытания с приложением нагрузки, действующей поперек сварного шва, из нержавеющей стали типа 310. Вид сверху на поверхность образца.



Рисунок 9.4 Максимальное расстояние между трещинами в зоне плавления как функция от приложенной деформации во время испытания с приложением нагрузки, действующей поперек сварного шва.

Концепция определения ИТКР с использованием этого подхода показана на рисунке 9.5. При использовании температуры, а не длины трещины в качестве меры подверженности растрескиванию, влияние переменных сварки (погонная энергия, скорость прохода и т.д.) может быть устранено. ИТКР представляет собой металлургически значимую, специфичную для материала меру подверженности кристаллизационному растрескиванию сварного шва.

Значения ИТКР для ряда аустенитных нержавеющих сталей и никелевых сплавов приведены в таблице 9.2. Сплавы, которые кристализуются в виде первичного феррита (например, некоторые плавки из нержавеющей стали типов 304 и 316l), имеют низкие значения ТИОУТ, обычно менее 50 °C.



Рисунок 9.5. Метод определения температурного интервала образования усадочных трещин (ТИОУТ) с использованием скорости охлаждения в диапазоне температур кристализации и максимального расстояния трещины (МРТ) при насыщенной деформации

Таблица 9.2 — Значения температурного интервала образования усадочных трещин (ТИОУТ) для нескольких нержавеющих сталей и сплавов на основе Ni, полученных с использованием поперечного испытания методом Варестрейнт

Сплав	кристаллизации	ИТКР (°С)	
Аустенитные нержавеющие			
стали			
Тип 3041	ОЦК — феррит	31	
Тип 3161	ОЦК — феррит	49	
Тип 310	ГЦК — аустенит	139	
А-286 (тип РН)	ГЦК — аустенит	418	
Никелевые сплавы			
Сплав С-22	ГЦК — аустенит	50	
Сплав 617	ГЦК — аустенит	58	
Сплав 230W	ГЦК — аустенит	95	
Сплав Hast W	ГЦК — аустенит	145	
Сплав Hast X	ГЦК — аустенит	190	

Таблица 9.3 — Рекомендованные переменные и диапазоны переменных для поперечного испытания методом Варестрейнт нержавеющих сталей и никелевых сплавов а

Переменная	Область применения
Минимальная длина образца	3,5 дюйма (89 мм)
Минимальная ширина образца	3,5 дюйма (89 мм)
	Дуговая сварка вольфрамовым электродом в
Процесс сварки	среде защитных газов
Длина дуги	0,05-0,15 дюйма (1,25-3,8 мм)

Максимальные изменения напряжения	±1-1.5B
Ток	160—190 A
Скорость подачи электрода	4-6 дюймов / мин (1,7-2,5 мм / с)
Усиленное сжатие	0.5-7%
Скорость подачи толкателя	6-10 дюймов / с (152-254 мм / с)
из источника [3].	

Аустенитные нержавеющие стали, которые кристалкизуются как аустенитные и основанные на Ni сплавы, имеют значения ТИОУТ от 50 до более 200 °C. Данные по ТИОУТ позволяют проводить прямое сравнение склонности к растрескиванию. Эти значения могут также позволить выбрать сплав на основе условий сжатия. Например, в ситуациях с высоким сжатием для предотвращения растрескивания могут потребоваться значения ТИОУТ ниже 100 °C, в то время как для сварных швов с низким сжатием может оказаться достаточно 150—200 °C.

Finton [3] использовал статистический подход для оценки переменных, связанных с поперечным испытанием по методу Варестрейнт. В этом исследовании использовались как аустенитные нержавеющие стали (типы 304 и 310), так и сплавы на основе Ni (сплавы 625 и 690) для определения статистической значимости различных переменных и для определения диапазонов, в которых следует проводить испытания для получения воспроизводимых результатов. Основываясь на этом исследовании, Finton дал рекомендации по диапазонам переменных в таблице 9.3 для использования с нержавеющими сталями и сплавами на основе Ni. Следует отметить, что это испытание проводилось с использованием материала толщиной 0.25 дюйма (6,35) мм. Диапазон параметров сварки был разработан для получения сварного шва шириной примерно 0,375 дюйма (10 мм) на поверхности пластины. Скорость подачи толкателя (скорость гибки) установлена относительно высокой, чтобы получить фиксированный градиент температуры на границе раздела твердое тело — жидкость в момент изгиба. Фактические результаты испытаний показали, что различия в показателе MPT были малы в диапазоне скоростей изгиба 2—10 дюймов/с для испытанных сплавов.

9.3.2 Методика для количественной оценки ликвационного растрескивания ЗТВ

Склонность к ликвационному растрескиванию в ЗТВ может быть количественно определена с использованием метода Варестрейнт и испытания на пластичность в горячем состоянии, как описано в работе Лина и соавт. [4]. Метод испытания Варестрейнт для ликвационного растрескивания в ЗТВ отличается от того, который был ранее описан для растрескивания при кристаллизации сварного шва, поскольку в нем используется стационарный точечный сварной шов для создания стабильного температурного градиента ЗТВ и микроструктуры. В методике, представленной в работе Лина и соавт., для количественной оценки ликвационного растрескивания ЗТВ использовали подходы «при нагреве» и «при охлаждении». Схематически методика показана на рисунке 9.6.

Испытание при нагреве проводится путем инициирования точечной сварки ГВД, плавного повышения тока до желаемого уровня, а затем поддержания этого уровня до тех пор, пока размер сварочной ванны не стабилизируется и не будет достигнут желаемый градиент температуры в ЗТВ.



Рисунок 9.6. Схематическое изображение точечного испытания методом Варестрейнт (из [4], © AWS)



Рисунок 9.7. Испытательный образец для точечного испытания методом Варестрейнт (вид сверху) из нержавеющей стали А-286, испытанный при 5%-й деформации

Для аустенитных нержавеющих сталей, описанных в работе Лин и соавт. [4], был достигнут диаметр поверхности точечной сварки приблизительно 12 мм после сварки при постоянном токе в течение 35 с. Затем дуга гасится и немедленно прикладывается нагрузка, чтобы образец принял форму прессовой матрицы. При отсутствии времени задержки между затуханием дуги и приложением нагрузки ликвационные трещины ЗТВ возникают на границе шва и распространяются обратно в ЗТВ вдоль ликвационных границ зерен (рисунок 9.7).



Рисунок 9.8. Ликвационное растрескивание ЗТВ при нагреве (а) и охлаждении (b) в типе 310 и А-286, измеренное методом точечного испытания Варестрейнт (из [4], © AWS)

По графику зависимости максимальной длины трещины (МДТ) от деформации можно определить «деформацию насыщения», которая определяет деформацию, выше которой МДТ уже не изменяется. Примеры графиков зависимости МДТ от деформации при нагреве для нержавеющих сталей тип 310 и А-286 показаны на рисунке 9.8а. Обратите внимание, что пороговую деформацию для растрескивания невозможно идентифицировать для А-286 и что оба материала достигают деформацию насыщения при 3 %.

Для испытания при охлаждении используется та же процедура, описанная ранее, но после гашения дуги делают паузу перед изгибанием образца. Контролируя паузу или время охлаждения, позволяют сварному шву кристаллизоваться, а температура в зоне частичного расплавления (ЗЧР) падает, пока в конечном итоге жидкие пленки вдоль границ зерен полностью не кристаллизуются.



Рисунок 9.9. Склонная к растрескиванию при нагреве область (СРО), определенная из точечного испытания Варестрейнт для (а) А-286 и (b) Тип 310 (из [4], © AWS)

На графике зависимости МДТ от времени охлаждения можно определить время, необходимое для кристаллизации жидких пленок в ЗЧР. Данное поведение показано на рисунке 9.8b. Этот процесс показан на рисунке 9.8b. Обратите внимание, что требуется более 4 с, прежде чем растрескивание исчезнет в А-286, что указывает на то, что пленки жидкости на границе зерен сохраняются до достаточно низких температур.

Измеряя градиент температуры в 3TB с использованием имплантированных термопар, можно определить СРО при нагреве, окружающую шов, в пределах которого возможно щелочное растрескивание 3TB. Как описано в работе Лин и соавт. [4], это делается путем преобразования в температуру длины МДТ при деформации насыщения при испытании методом Варестрейнт как при нагреве, так и при охлаждении посредством МДТ на градиент температуры в 3TB. Используя этот подход, можно описать область вокруг движущейся сварочной ванны, которая склонная к ликвационному растрескиванию 3TB.

Графики СРО при нагреве для A-286 и типа 310 показаны на рисунке 9.9. Обратите внимание, что ширина СРО на периферии сварного шва составляет 222°С для A-286 и только 61°С для типа 310. Также интересно, что, исходя из данных об охлаждении, 3ЧР в A-286 не полностью кристализуется, пока температура не достигнет 1035°С (1895°F), в то время как для типа 310 она составляет 1296°С (2365°F). Этот метод обеспечивает количественную оценку точных температурных диапазонов, в которых происходит растрескивание, и позволяет легко определить различия в склонности к ликвационному растрескиванию в ЗТВ среди материалов. Хотя эта процедура была разработана с использованием аустенитных нержавеющих сталей, она одинаково хорошо работает и со сплавами на основе Ni.

9.4 ПРОБА ХАЛА

Испытание на разрыв литого стержня (ИРЛС) было первоначально разработано Халом [5] для оценки склонности к растрескиванию при кристаллизации широкого спектра композиций из нержавеющей стали и позволило разработать отношения эквивалентности для прогнозирования содержания феррита и склонности к растрескиванию при кристаллизации этих сталей. Небольшие образцы желаемого состава плавили во взвешенном состоянии, а затем выливали в формы и оставляли кристаллизовываться. Контролируя длину и ширину пресс-форм, можно ограничивать сжатие в затвердевших «стержнях», а для определения склонности к растрескиванию

использовалась зависимость между длиной стержня и началом растрескивания. Модифицированная версия ИРЛС была недавно разработана в университете УШО и использовалась для оценки склонности к растрескиванию при кристаллизации сварного шва ряда сталей, никелевых сплавов и разнородных комбинаций этих материалов.

Первоначальной целью разработки модифицированного ИРЛС была разработка испытания с самосжатием, которое можно было бы использовать для испытания сплавов, которые очень чувствительны к образованию трещин при кристаллизации при сварке. Посредством правильной формы пресс-формы было показано, что это метод можно использовать для многих обычных материалов, которые имеют умеренную склонность к растрескиванию при кристаллизации. Этот метод также был разработан для облегчения разработки сплава. Поскольку ИРЛС требует очень мало материала, склонность к растрескиванию может быть определена всего по 500 г материала. Метод также можно использовать для изучения эффектов разбавления путем плавления желаемых смесей разнородных материалов.

В оригинальном ИРЛС, разработанном в УШО, используется медный очаг с водяным охлаждением и электродержатель для дуговой сварки, чтобы плавить и удерживать небольшие порции материала. Недавно в систему была добавлена катушка индукционной плавки, которая позволяет взвешивать и плавить маленький выплавок (10—20 г), изготовленный с использованием системы дуговой плавки. Схема ситемы показана на рисунке 9.10. Эта система обладает дополнительным преимуществом благодаря контролю температуры расплава. Устройство может быть запрограммировано таким образом, чтобы начать литье, когда образец достигнет предварительно запрограммированной температуры, обычно на 100°С выше ликвидуса для большинства материалов. Плавка и отливка ведутся полностью в инертной атмосфере.

Как только расплавленный металл достигает желаемой температуры, его помещают в медные формы длиной от 0,5 до 2,0 дюймов (12,5—50 мм). Форма в нижней части содержит элемент «лапы», который закрепляет стержень, а кристаллизация проходит снизу-вверх к головке стержня. Когда сжатие от кристаллизации становится достаточно сильным, на внешней поверхности стержня образуются небольшие кольцевые трещины, а при увеличении длины штифта может произойти полное разделение из-за трещины кристаллизации. Выбор различных материалов пресс-форм на основе меди для регулировки теплопроводности пресс-формы позволяет контролировать скорость охлаждения. В целом, скорости охлаждения, достижимые в испытаниях ИРЛС, эквивалентны тем, которые наблюдаются при реальной дуговой сварке. Подробное описание этой методологии приведено в других источниках [6, 7].

Типичный литой стержень показан на рисунке 9.11. Стандартный диаметр образца составляет 0.375 дюйма (9,5 мм) между лапой и головкой стержня. Поскольку процесс кристаллизации стержня проходит снизу-вверх, трещины кристаллизации обычно образуются чуть ниже головки, как показано на рисунке 9.11. Данные по растрескиванию в этой методике представлены в виде процента кругового растрескивания от длины стержня, как показано на графике на рисунке 9.12.



Рисунок 9.10. Устройство УШО для испытания на разрыв литого стержня (ИРЛС) с использованием плавки во взвешенном состоянии



На рисунке 9.11 приведен пример литого стержня с трещиной вблизи верхней части стержня.



Рисунок 9.12. Метод оценки испытания на разрыв литого стержня (из [7], © springer)



Рисунок 9.13. Данные ИРЛС для высоколегированных аустенитных нержавеющих сталей (из [7], © Springer)

Материалы, которые переходят в 100%-е круговое растрескивание при наименьшей длине стержня, наиболее склонны к образованию трещин кристаллизации. Результаты для нескольких высоколегированных аустенитных нержавеющих сталей показаны на рисунке 9.13 [7].

Как отмечалось ранее, основным преимуществом модифицированного ИРЛС является то, что для определения склонности к растрескиванию требуется очень мало материала.



Рисунок 9.14. Результаты ИРЛС, демонстрирующие эффект разбавления присадочного металла на основе Ni 52M аустенитной отливкой из нержавеющей стали CF8A (из [7], © Springer)

Вес литых стержней варьируется примерно от 10 до 16 г (штифт 0,5—2,0 дюйма), благодаря этому целую программу оценки можно провести с менее чем 500г. материала. Это огромное преимущество перед такими методами, как испытание Варестрейнт и испытание на плоскостное растяжение, которые требуют придания экспериментальным материалам формы пластины или листа для исследования.

Аппарат ИРЛС также можно использовать для определения влияния разбавления на склонность к растрескиванию. Результаты ИРЛС на рис. 9.14 показывают эффект разбавления присадочного металла на основе никеля 52M (eRniCrFe-7A) аустенитным сплавом из нержавеющей стали (CF8A). Как показывает практика, высокие уровни разбавления (> 30 %) нержавеющей сталью могут привести к образованию трещин кристализации при наложении 52 М на нержавеющую сталь.

9.5 ИСПЫТАНИЕ НА ПЛАСТИЧНОСТЬ В ГОРЯЧЕМ СОСТОЯНИИ

Пластичность при повышенной температуре («горячая») может служить некоторым показателем свариваемости материала, поскольку растрескивание обычно связано с истощением имеющейся пластичности. Большинство испытаний на пластичность в горячем состоянии включают испытания как с нагревом (или «при нагреве»), так и с охлаждением (или «при охлаждении»). Для правильного моделирования скоростей нагрева и охлаждения, связанных со сваркой, было разработано специальное оборудование для быстрого нагрева и охлаждения небольших лабораторных образцов. Наиболее широко используемая испытательная машина для этого была разработана Сэвэджем и Фергюсоном в Ренсселерском политехническом институте в 1950-х годах [8]. Изобретатели назвали эту машину «gleebleTM» в честь человека, личность которого является тщательно охраняемым секретом выпускников института. В настоящее время машина серийно производится компанией Dynamics Systems Inc. в Поестенкилл, Нью-Йорк [9].



Рисунок 9.15. Схематическое изображение поведения горячей пластичности, показывающее кривые пластичности при нагреве и охлаждении, а также расположение температуры нулевой пластичности (ndT), температуры нулевой прочности (nST) и температуры восстановления пластичности (dRT)

Gleeble использует резистивный нагрев (I2R) для нагрева небольших образцов при точном контроле температуры и охлаждает их за счет проводимости через охлаждаемые водой медные захватывающие приспособления. Системы охлаждения также доступны для ускоренного охлаждения. Возможны скорости нагрева до 10 000°C/с. Посредством Gleeble также можно механически испытать образцы в любой точке запрограммированного теплового цикла.

Испытание на горячую пластичность позволяет разработать «сигнатуру» пластичности для материала. Эта «сигнатура» будет демонстрировать несколько отличительных особенностей, как схематически показано на рисунке 9.15. Когда пластичность измеряется при нагревании, большинство материалов демонстрируют увеличение пластичности с повышением температуры, за которым следует довольно резкое падение. Это падение связано с началом плавления. Температура, при которой пластичность падает до нуля, называется температурой нулевой пластичности (ndT). При ndT материал все еще обладает измеримой прочностью. Дополнительные испытания проводятся для определения точки, в которой прочность равна нулю, и называется температурой нулевой почности (nST).

Чтобы построить кривую пластичности при охлаждении, образцы нагревают до температуры между ndT и nST, охлаждают до предварительно запрограммированной температуры и испытывают. Точка, в которой наблюдается измеряемая пластичность (~5%), называется температурой восстановления пластичности (dRT). При dRT жидкость, образовавшаяся при нагревании до nST, затвердевает до такой степени, что образец проявляет измеримую пластичность при растяжении.



Рисунок 9.16. Результаты испытаний на пластичность в горячем состоянии для (а) типа 310 и (b) аустенитных нержавеющих сталей А-286 (из [4], © AWS)

Примеры результатов испытаний на горячую пластичность для сплавов из нержавеющей стали типа 310 и А-286 из работы Лина и соавт. [4] показаны на рисунке 9.16. Это те же материалы, которые были описаны ранее для точечного испытания Варестрейнт. Обратите внимание, что кривые пластичности при нагреве и при охлаждении для типа 310 практически идентичны и что температуры ndT и dRT по существу эквивалентны.



Рисунок 9.17. А-286 после нагрева до температуры нулевой прочности (1350 °C) (из [4],

NST только на 25°C выше ndT. Это указывает на то, что жидкие пленки на границах зерен, образующиеся между ndT и nST при нагреве, затвердевают при охлаждении примерно до 1325°C, а пластичность быстро восстанавливается. Из-за узкого температурного диапазона, в котором жидкие пленки присутствуют в 3TB/3ЧР, этот материал будет иметь хорошее сопротивление растрескиванию в зоне 3TB. Напротив, кривые пластичности при нагреве и при охлаждении для A-286 совершенно разные. NdT для A-286 составляет приблизительно 1200°C, тогда как nST составляет 1350°C. После нагрева до nST пластичность при охлаждении не восстанавливается примерно до 1050°C. Таким образом, пленки жидкости на границе зерен присутствуют в диапазоне температур на 300°C ниже nST. Это создает очень широкую область 3TB/3ЧР и делает материал склонным к растрескиванию в зоне 3TB. Микрофотография образца A-286, нагретого до температуры nST, показана на рисунке 9.17. Обратите внимание на полное покрытие границ зерен жидкими пленками.

Как и в случае точечного испытания Варестрейнт, результаты определения горячей пластичности (ndT, nST и dRT из кривых горячей пластичности) можно использовать для определения СРО в ЗТВ. Перед сваркой ликвация начнется, когда материал нагреется выше NDT. Разница между ndT и температурой ликвидуса на границе шва определяет ширину диапазона температур ликвации при нагревании. Для удобства nST используется для аппроксимации температуры ликвидуса.

В охлаждаемой части ЗТВ жидкие пленки в областях, нагретых между ndT и nST, будут кристализоваться. Значение dRT варьируется в зависимости от пиковой температуры и является самым низким в точке, ближайшей к границе шва. Разница между nST и dRT будет представлять максимальный температурный диапазон, в котором жидкие пленки присутствуют в 3TB. Затем это значение можно использовать для определения интервала температур ликвационного растрескивания (ИТЛР). ИТЛР представляет собой меру склонности к растрескиванию, аналогичную ТИОУТ для металла шва. На рисунке 9.16 значения ИТЛР для типа 310 SS и A-286 составляют 25 и 300 °C соответственно.

К сожалению, нет стандартизированной процедуры построения кривых горячей пластичности. Стандарт ISO 17641-3 описывает испытание на пластичность в горячем состоянии и поведение при нагревании и при охлаждении, но не предоставляет подробностей в отношении того, как создаются кривые. Ниже приводится краткое описание процедуры, которая в настоящее время используется в Лаборатории сварки и соединений металлов в УШО для получения данных о горячей пластичности:

1. Стандартные образцы 0,25 дюйма. (6,35 мм) в диаметре и 4,0 дюйма (100 мм) длиной с резьбовыми концами.

2. Свободный интервал между образцами (расстояние между зажимами) составляет 1,0 дюйма (25 мм). Испытания обычно проводятся в вакуумной камере с аргонной защитой. Это защищает образец от чрезмерного окисления, поэтому при необходимости можно провести анализ поверхности излома. Камеру вакуумируют форвакуумным насосом (10—2 торр), заделывают аргоном и затем повторяют.

3. nST определяется посредством нагрева с линейной скоростью 200 °F/с (111 °C/с) при статической нагрузке 10 кг до разрушения образца. Этоиспытание проводится как минимум дважды, и вычисляется среднее значение.

4. Испытания при нагреве проводят, нагревая до требуемой пиковой температуры со скоростью 200 °F/с (111°C/с), а затем растягивая образцы до разрушения со скоростью 2 дюйма/с (50 мм/с). Образец выдерживают при температуре испытания в течение 1 с перед началом испытания.

5. Испытания при охлаждении проводят после нагревания образца до nST при 200 °F /c (111°C/ c), а затем охлаждения до желаемой температуры при 50°C /c. Образцы при охлаждении также растягивались до отказа со скоростью 2 дюйма/с. Опять же, производится выдержка 1 при температуре испытания.

Следует отметить, что для этапа 5 может потребоваться изменить некоторые материалы, так как некоторые сплавы подвергаются обширной ликвации при nST. Это может быть особой проблемой для некоторых сплавов на основе Ni, в которых интенсивная ликвация может привести к растрескиванию при охлаждении до достижения желаемой температуры испытания при охлаждении. В этих случаях следует выбирать пиковую температуру на полпути между nST и ndT. Пиковые температуры для испытаний при охлаждении, находящемся на уровне или ниже ndT, не являются подходящими, поскольку происходит недостаточная ликвация по границам зерен, и микроструктура не будет представлять собой ЗЧР, которая образуется во многих сплавах.

Испытание на горячую пластичность может также предоставить информацию о потерях пластичности в твердом состоянии, таких как те, которые приводят к образованию трещин при падении пластичности (РПП). Для нержавеющих сталей и никелевых сплавов могут наблюдаться падения пластичности в диапазоне температур от 800 до 1100°С (1470—2010°F). Хотя испытание на горячую пластичность может быть показателем потенциальной склонности к РПП, последствия могут быть весьма незначительными. Испытание на деформацию до разрушения (ДДР), описанное в следующем разделе, было разработано, чтобы предоставить более качественную информацию относительно склонности к РПП.

Другие исследователи использовали другие условия испытаний, в частности скорость нагрева и охлаждения и частота ходов во время испытаний. Опять же, не существует стандартизированной процедуры для испытания на пластичность в горячем состоянии, а влияние переменных исследования не было всесторонне оценено. Процедуры, рекомендуемые здесь, представляют «лучшие практики», выявленные в УШО.

9.6 ИСПЫТАНИЕ НА ДЕФОРМАЦИЮ ДО РАЗРУШЕНИЯ

Чтобы лучше оценить склонность к РПП, в 2002 году Ниссли и Липпольд разработали испытание ДДР [10, 11]. В испытании ДДР используется образец для растяжения «собачья кость» с точечной сваркой ГВД, сделанной в центре измеряемого участка. Точечный сварной шов производится в контролируемых условиях кристаллизации с выведением сварочного тока. По существу, это приводит к радиальному расположению границ зерен внутри точечной сварки. Схематическое изображение образца для ГВД показано на рисунке 9.18.

Образцы затем испытываются в термомеханическом симуляторе Gleeble при различных температурах и напряжениях. Для нержавеющих сталей и никелевых сплавов диапазоны температуры и деформации обычно составляют от 650 до 1200 °C (1200—2190 °F) и от 0 до 20 % соответственно. После испытания при определенной комбинации температура-деформация образец исследуют под бинокулярным микроскопом при 30-кратном увеличении, чтобы

определить, произошло ли растрескивание, и любые трещины, наблюдаемые при этом увеличении, просто подсчитываются.

Используя эти данные, определяется зависимость температуры от деформации, которая определяет режим, в котором может возникать РПП. Из этих кривых можно извлечь как пороговую деформацию растрескивания (ε_{min}), так и температурный интервал падения пластичности (ТИП). Схематическая кривая ДДР во всем диапазоне температур РПП показана на рисунке 9.19. Обратите внимание, чтобы построить всю кривую, необходимо исследовать диапазон деформаций и температур.



Рисунок 9.18. Схема образца для испытания на деформацию до разрушения с точечной сваркой ГВД на измеряемом участке



Рисунок 9.19. Иллюстрация результатов испытаний на деформацию до разрушения Открытые символы (о) представляют образцы без трещин, а скрещенные символы (×) представляют образцы, где наблюдаются трещины.

С момента представления этого исследования в 2002 году метод оценки склонности к РПП развивали с целью улучшить дифференциацию материалов. Многие из аустенитных (ГЦК) материалы демонстрируют значения єтіп в диапазоне от 2 до 4 % и имеют аналогичные ТИП — обычно находится в диапазоне от 700 до 1150°С. Однако при оценке увеличения количества трещин как функции увеличения деформации выше пороговой деформации наблюдается значительное различие в поведении, особенно в случае присадочных металлов на основе никеля. Также было отмечено, что минимум на кривой зависимости деформации от температуры для большинства материалов наблюдается приблизительно при 950°С (1740 °F). По этой причине была использована новая мера для оценки склонности к РПП с использованием исследования ДДР, в котором просто тестируют материал в диапазоне деформации при одной температуре (950 °C). Используя этот подход, идентифицируют как пороговую деформацию для растрескивания, так и скорость увеличения растрескивания при определенной приложенной деформации. Этот процесс

схематично показан на рисунке 9.20 (так же, как на рисунке 4.12). Материалы с наибольшей пороговой деформацией, вызывающей растрескивание, и (или) наименьшим уклоном зависимости количества трещин от приложенной деформации представляют собой наиболее устойчивые к РПП материалы. Этот метод испытаний и методы для интерпретации результатов продолжают оптимизироваться как эффективный метод для оценки склонности к РПП.

9.7 ИСПЫТАНИЕ НА РАСТРЕСКИВАНИЕ ПРИ ПОВТОРНОМ НАГРЕВЕ

Растрескивание при повторном нагреве, как правило, встречается во время послесварочной термической обработки (ПСТО) сталей и жаропрочных сплавов на основе никеля и включает растрескивание при снятии напряжений (стали) и растрескивание при деформационном старении (РДС) (сплавы на основе никеля), как описано в главе 4. Для количественной оценки склонности к этой общей форме растрескивания были разработаны многочисленные методы испытаний, включая испытания с самосжатием и с моделированием. Некоторые из них были кратко описаны в разделах 4.3.6 и 4.4.3.



Рисунок 9.20. Результаты испытаний на деформацию до разрушения при постоянной температуре, показывающие пороговое значение для РПП и усиленное растрескивания с приложенной деформацией. Стрелки представляют пороговую деформацию до растрескивания (ε_{min}) для различных материалов.

Описанный здесь подход был разработан Нортоном и Липпольдом [12] в УШО, чтобы попытаться более точно смоделировать фактические условия, которые испытывает ЗТВ во время сварки. Комплекс Gleeble используется для того, чтобы подвергнуть образец имитируемому тепловому циклу. После достижения пиковой температуры образец охлаждают до комнатной температуры с приложением небольшой деформации для достижения чистого остаточного напряжения в образце при комнатной температуре. Величина деформации (хода), приложенной во время охлаждения, тщательно контролируется, чтобы создать уровни напряжения, которые немного ниже предела текучести материала при комнатной температуры. Затем зажимы Gleeble фиксируются, и образец нагревается до желаемой температуры ПСТО и выдерживается в течение периода до 4 часов. Напряжение (нагрузка) на образец постоянно отслеживается. Схема термического и механического циклов и результирующая реакция на напряжение (нагрузку) образца, склонного к растрескиванию при повторном нагреве, показана на рисунке 9.21.

Как показано, значительная релаксация напряжений происходит при нагреве до температуры ПСТО, и затем со временем напряжение в образце начинает увеличиваться при температуре ПСТО (см. рисунок 4.35 в качестве примера). Это является результатом процесса выпадения

выделений, который характерен для материалов, которые склонны к растрескиванию при повторном нагреве. Если уровень напряжения достаточно высок, образец не выдерживает и испытание завершается. Однако во многих случаях образец не разрушается. На ранних этапах разработки испытаний было обнаружено, что для этого подхода характерен огромный (и неприемлемый) разброс, как и для других, которые используют аналогичные методы «удержания до разрушения». Например, при одинаковых условиях один образец может разрушиться через 1 час, а другой — через 10 часов.



Рисунок 9.21. Испытание на растрескивание при повторном нагреве УШО

Вместо того чтобы использовать критерий времени отказа для количественной оценки склонности к растрескиванию при повторном нагреве, Нортон разработал процедуру, в соответствии с которой после различного времени выдержки (1-4 часа) при различных температурах образец подвергался разрушению при температуре испытания и измерялась пластичность. Горячая пластичность после ПСТО использовалась для разработки многомерного полинома для расчета пластичности как функции температуры и времени ПСТО. Собранные данные для склонных материалов демонстрировали параболическую кривую, поэтому для модели выбрали полином второго порядка. Используя этот подход, кривые зависимости пластичности от температуры могут быть получены как функция времени ПСТО. Пример кривых зависимости пластичности от температуры для Waspaloy и сплава 718, определенных с использованием этого метода, показан на рисунке 9.22 (так же, как на рисунке 4.36). Коэффициенты детерминации (R²) для полиномов поверхности Waspalov и сплав 718 составляют 0.92 и 0.91 соответственно. Регрессионные модели показывают хорошее соответствие измеренным данным во всем диапазоне времени испытания и температур как благодаря своим высоким коэффициентам детерминации, так и способности прогнозировать пластичность образцов. Кривые на рисунке 9.22 соответствуют реальному опыту сварки этих сплавов. Сплав 718, как правило, довольно устойчив к РДС, тогда как Waspaloy считается умеренно склонным (см. рисунок 4.32 и 4.34).



Рисунок 9.22. Результаты испытания на растрескивание при повторном нагреве для сплавов на основе никеля 718 и Waspaloy (из [12], © ASM)

Следует отметить, что этот метод не ограничивается оценкой сверхсплавов на основе никеля, но также может быть применен к другим материалам, которые склонны к растрескиванию с помощью ПСТО, таким как стали Cr–Mo–V и нержавеющие стали (тип 347). Этот метод также может быть потенциально использован для оценки склонности к растрескиванию при релаксации, которое происходит после продолжительного воздействия повышенной температуры.

Как отмечалось ранее, одной из проблем этого метода является то, что образец не всегда разрушается. Благодаря новейшему поколению термомеханических симуляторов Gleeble можно переключаться между управлением ходом (управление движением челюстей) и контролем нагрузки. Используя эту возможность, можно применять контролируемую нагрузку к образцу при его нагреве до температуры ПСТО. В идеале нагрузка (напряжение) поддерживается на уровне ниже предела текучести материала в течение цикла нагрева. По достижении желаемой температуры управление ходом восстанавливается и зажимы фиксируются. Это потенциально позволяет оценить влияние уровня сжатия как функцию температуры. Такой подход в настоящее время исследуется в Лаборатории сварки и соединения металлов в УШО.

9.8 ИСПЫТАНИЕ ИМПЛАНТАНТОМ ДЛЯ ВОДОРОД-ИНДУЦИРОВАННОГО РАСТРЕСКИВАНИЯ

Оригинальное испытание имплантантом было разработано Генри Граньоном во Французском институте сварки (Institut de Soudure) в 1960-х годах. Оно было разработано как простое лабораторное исследование для оценки склонности основного металла ЗТВ к ВИР. С момента его первоначального преставления было сделано множество модификаций этого метода, но, возможно, наиболее значительным было использование винтовой выемки, а не фиксированного расположения выемки, чтобы обеспечить присутствие эквивалентной концентрации напряжений во всей ЗТВ. Это позволяет разрушению произойти в наиболее уязвимой области ЗТВ. Метод описан в стандарте ISO 17642-3.



Рисунок 9.23 Установка для испытания имплантантом УШО. (а) приспособление для нагружения и (б) образец (предоставлено Xin Yue)

Геометрия образца и устройство испытательной установки, используемые в УШО, показаны на рисунке 9.23. Образец помещают в отверстие, просверленное в пластине из углеродистой стали, а затем на образец наносят шов для создания микроструктуры ЗТВ в образце для испытаний имплантатом. После охлаждения до комнатной температуры постоянная нагрузка прикладывается с помощью простой гидравлической механической системы с контуром обратной связи для поддержания желаемой нагрузки. Испытание заканчивается, когда образец разрушается или через 24 часа, если разрушение не произошло. Посредством использования различных нагрузок устанавливается связь между нагрузкой (напряжением) и временем разрушения, как показано на рисунке 9.24 (так же, как на рисунке 5.23).

Испытание имплантантом можно использовать для изучения влияния типа расходных материалов, уровня водорода, предварительного нагрева, погонной энергии и других переменных на ВИР в ЗТВ. Это превосходный метод испытания на свариваемость, который можно использовать в любых исследованиях по разработке сплавов, поскольку количество материала минимально. Испытуемые образцы имплантатов весят всего несколько граммов. Более подробную информацию о применении этого метода испытаний можно найти в других источниках [13, 14].

9.9 ВАЛИКОВАЯ ПРОБА С ЗАЗОРОМ ДЛЯ ВИР МЕТАЛЛА ШВА

Большинство процедур испытаний, разработанных для ВИР, были сосредоточены на растрескивании в ЗТВ. С недавним появлением низкоуглеродистых, высокопрочных сталей склонность к ВИР в ЗТВ уменьшилась, а потенциал для ВИР металла шва увеличился. Одним из немногих методов испытаний, разработанных специально для изучения ВИР металла шва, является валиковая проба с зазором (ВП-з), представленная Макпаланом и Гравилом [15, 16]. Этот метод был оценен Марианетти в УШО, который изучил ряд переменных для испытания и рекомендовал процедуру для ВП-з [17].



Примечание: Закрашенные кружки = отказ.

Незакрашенные кружки = отказа нет.

Рисунок 9.24. Типичная зависимость нагрузки (напряжения) от времени до разрушения для испытания имплантатом

Испытательная установка ля ВП-з состоит из двух больших стальных испытательных пластин с узким зазором (прорезью), обработанных в точке пересечения. Большая толщина пластины необходима для предотвращения искажений во время сварки, обеспечивая тем самым высокое сжатие в основании сварного шва, выполненного в зазоре между пластинами. К счастью, поскольку это испытание металла шва, пластины могут быть из недорогой углеродистой стали. Технику «намазывания» можно использовать для устранения эффекта разбавления основного металла. Схематическое изображение испытуемого образца для ВП-з показана на рисунке 9.25 (так же, как на рисунке 5.20) [18].

Как и в случае других испытаний на свариваемость, в способе проведения испытания имеются различные варианты. Важные переменные: метод зажима образцов, зажимное усилие, время инкубации после сварки (время, отведенное для ВИР) и метод термического окрашивания после времени инкубации, чтобы выявить степень ВИР. Марианетти систематически оценивал каждую из этих переменных, чтобы понять их влияние [17]. Основываясь на своих результатах, он дал следующие рекомендации относительно методики испытаний:

1. Рекомендуется геометрия испытуемого блока, показанная на рисунке 9.25. Было обнаружено, что изменение ширины зазора в пределах от 0,375 до 1,625 мм мало влияет на результаты испытаний. Ширина зазора 0.75 мм обеспечивает воспроизводимые результаты.

2. Метод зажима может значительно повлиять на результаты, особенно когда предварительный нагрев применяется к зажатым испытуемым блокам. Более равномерное усилие зажима может быть приложено и поддерживается с помощью болта 0.5 дюйма (13 мм) для зажима (как показано на рис. 9.25). Момент затяжки в 149,16 Н·м используется для достижения силы зажима.

3. Время инкубации (время выдержки после сварки) составляет 24 часа. Было установлено, что большая часть растрескивания происходит в течение первого часа после сварки.

4. Чтобы выявить поверхность трещины в результате испытаний, окрашивание при нагреве следует выполнять, пока испытуемые блоки все еще скреплены вместе. Ослабление усилия зажима перед окрашиванием при нагреве может привести к некоторому расширению трещины изза эффекта «шарнира» испытательных блоков.

5. Окрашивание при нагреве выполняется с помощью оксиацетиленовой горелки и нагрева зоны испытаний до тускло-красного цвета (~ 500 °C). Затем тестовые блоки разделяются и измеряется доля поперечного сечения сварного шва с трещинами и без трещин. Пример показан на рисунке 9.26.



Рисунок 9.25. Испытуемый образец ВП-з Круг в разделе А-А' представляет местоположение болта, рекомендованное Марианетти [17] для загрузки образца (на основе [18], © Springer)



Рисунок 9.26. Поперечное сечение сварного шва после окрашивания при нагреве для выявления доли площади водородного растрескивания (из [17])



Рисунок 9.27. Пример результатов теста ВП-з, показывающий значение ТПНТ 10% для определения минимального предварительного нагрева (из [17])

Процент растрескивания затем наносится на график в зависимости от температуры предварительного нагрева, чтобы определить влияние предварительного нагрева, как показано на схеме на рисунке 9.27. Значение температуры предварительного нагрева для 10%-го трещинообразования (ТПНТ 10%), или температуры предварительного нагрева, при которой трещины составляют 10%, затем используется в качестве рекомендуемого минимального предварительного нагрева для предотвращения ВИР металла шва. На основании результатов, показанных на рисунке 9.27, рекомендуется минимальная температура предварительного нагрева 150 °C.

9.10 ДРУГИЕ ИСПЫТАНИЯ НА СВАРИВАЕМОСТЬ

Есть много других испытаний на свариваемость, которые не были описаны в этой главе. Подробный обзор испытаний на водородное растрескивание был опубликован Канненгиессер и Боллингхаус [18]. Другие методы испытаний для горячего растрескивания и твердотельного растрескивания были упомянуты в главах 3 и 4 соответственно. Опять же, большинство из этих тестов не были стандартизированы, и процедуры испытаний могут сильно различаться в разных лабораториях. Хотя испытания на свариваемость могут предоставить ценную информацию, касающуюся изготовления и эксплуатационных характеристик материалов, следует соблюдать осторожность при применении этих результатов и (или) при сравнении данных, опубликованных в открытой литературе.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

[1] Savage WF, Lundin CD. The Varestraint test. Weld J 1965;44 (10):433s-442s.

[2] Lippold JC, Lin W. Weldability of commercial Al-Cu-Li alloys. Proceedings of ICAA5. Aluminum Alloys—their Physical and Mechanical Properties. In: Driver JH, et al., editors. Zurich-Uetikon: Transtec Publications; 1996. p 1685-1690.

[3] Finton T. Standardization of the Transvarestraint test [MS Thesis]. Columbus, OH: Ohio State University; 2003.

[4] Lin W, Lippold JC, Baeslack WA III. An investigation of heat-affected zone liquation cracking, Part 1: A methodology for quantification. Weld J 1993;71 (4):135s-153s.

[5] Hull FC. Cast-pin tear test for susceptibility to hot cracking. Weld J 1959;38 (4): 176s-181s.

[6] Alexandrov BT, Nissley NE, Lippold JC. Evaluation of weld solidification cracking in Ni-base superalloys using the cast pin tear test. 2nd International Workshop on Hot Cracking; May 2008; Berlin. Berlin/Heidelberg: Springer-Verlag. p 193-214.

[7] Alexandrov BT, Lippold JC. Use of the cast pin tear test to study solidification cracking. Weld World 2013;57 (5):635-648.

[8] Nippes EF, Savage WF. An investigation of the hot ductility of high-temperature alloys. Weld J 1955;34 (4):183s-196s.

[9] Poestenkill NY. Dynamic Systems Inc. Available at www.gleeble.com. Accessed July 5, 2014.

[10] Nissley NE, Lippold JC. Ductility-dip cracking susceptibility of austenitic alloys. Proceedings of the 6th International Conference on Trends in Weld Research, April 15-19, 2002 Callaway Gardens, GA. Materials Park, OH: ASM International; 2003. p 64-69.

[11] Nissley NE, Lippold JC. Development of the strain-to-fracture test for evaluating ductility-dip cracking in austenitic alloys. Weld J 2003;82 (12):355s-364s.

[12] Norton SJ, Lippold JC. Development of a Gleeble-based test for postweld heat treatment cracking susceptibility. Proceedings of the 6th International Conference on Trends in Welding Research, April 15-19, 2002 Callaway Gardens, GA. Materials Park, OH: ASM International; 2003. p 609-614.

[13] Yue X, Lippold JC. Evaluation of heat-affected zone hydrogen-induced cracking in Navy steels. Weld J 2013;92 (1):20s-28s.

[14] Yue X, Feng X, Lippold JC. Effect of diffusible hydrogen level on heat-affected zone hydrogeninduced cracking of high-strength steels. Weld World 2013;58 (1): 101-109.

[15] McParlan M, Graville BA. Hydrogen cracking in weld metals. Weld J 1976;55 (4):95s-102s.

[16] McParlan M, Graville BA. Development of the G-BOP test for weld metal cracking. IIW Document IX-922-75; International Institute of Welding, Paris, France, 1975.

[17] Marianetti C. The development of the G-BOP test and the assessment of weld metal hydrogen cracking [MS Thesis]. Columbus, OH: Ohio State University; 1998.

[18] Kannengiesser T, Boellinghaus T. Cold cracking tests: an overview of present technologies and applications. Weld World 2013;57 (l):3-37.

ПРИЛОЖЕНИЕ А: Состав некоторых сталей

Металлургия сварки и свариваемость, первое издание. Джон К. Липпольд.

© 2015 Издательство John Wiley & Sons, Inc. Опубликовано в 2015 году издательством John Wiley & Sons, Inc.

Основные металлы										
		Составя (мас.%) (отдельные значения являются максимумами)								
Тип	Марка	С	Mn	Si	Cr	Ni	Мо	В	Cu	Прочее
A36	_	0,25	0.8-0.12	0.15-0.4						—
A508	2	0,27	0.5-1.0	0,4	0.25-0.45	0.5-1.0	0.55-0.70	0,05	0,20	—
A508	22	0.11-0.15	0.3-0.6	0,35	2.0-2.5	0,25	0.9-1.1	0,02	0,25	—
A514	F	0.1-0.2	0.6-1.0	0.15-0.4	0.4-0.65	0.7-1.0	0.4-0.6	0.03-0.08	0.15-0.5	B: 0.0005-0.006
A516	65	0,24	0.85-1.2	0.15-0.4						—
A533	В	0,25	1.15-1.5	0.15-0.40		0.4-0.7	0.45-0.6			—
A543	В	0,20	0,4	0.15-0.4	1.0-1.9	2.25-4.0	0.2-0.65			—
A588	А	0,19	0.8-1.25	0.3-0.65	0.4-0.65	0,4		0.02-0.1		—
A710	А	0,07	0.4-0.7	0,4	0.6-0.9	0.7-1.0	0.15-0.25		1.0-1.3	Nb: 0.02 мин
A945 ^a	65	0,10	1.1-1.65	0.1-0.4	0,2	0.5-1.0	0,08	0,1	0,35	Ti: 0.007-0.02
HY-80		0.12-0.18	0.1-0.4	0.15-0.35	1.0-1.8	2.0-3.25	0.2-0.6	0,03	0,25	Ti: 0,02
HY-100		0.12-0.20	0.1-0.4	0.15-0.35	1.0-1.8	2.0-3.50	0.2-0.6	0,03	0,25	Ti: 0,02
HSLA-100		0,06	0.3-0.6	0,4	0.45-0.75	1.5-2.0	0.3-0.55		1.0-1.3	Nb: 0.02-0.06
HP9-4-20		0.17-0.23	0.2-0.4	0,2	0.65-0.85	8.5-9.5	0.9-1.1	0.06-0.12		Co: 4.25^1.75

*Также известен как HSLA-65.
ПРИЛОЖЕНИЕ В: Номинальный состав нержавеющих сталей

Металлургия сварки и свариваемость, первое издание. Джон К. Липпольд. © 2015 Издательство John Wiley & Sons, Inc. Опубликовано в 2015 году издательством John Wiley & Sons, Inc.

							Номинальный состав (мас.%)							
Тип	№ UNS	Микроструктура	C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	Nb	Cu	Ν	A1	Ti	Прочее
Литые														
сплавы														
CA6N	Литье	Мартенситная сталь	0,04	0,25	0,50	11,50	7,00							
CA6NM	Литье	Мартенситная сталь	0,04	0,50	0,50	12,8	4,0	0,70				—		
CA15	Литье	Мартенситная сталь	0,10	0,50	0,75	12,75						—		
CA15M	Литье	Мартенситная сталь	0,10	0,50	0,30	12,75		0,60				—		
CD3MCuN	Литье	Дуплексный	0,02	0,60	0,55	25,30	6,10	3,35		1,65	0,28	—		
CD3MN	Литье	Дуплексный	0,02	0,75	0,50	22,25	5,50	3,00			0,20			
CD4MCu	Литье	Дуплексный	0,03	0,50	0,50	25,50	5,20	2,00		3,00				
CD4MCuN	Литье	Дуплексный	0,03	0,50	0,50	25,50	5,20	2,00		3,00	0,18			
CD6MN	Литье	Дуплексный	0,04	0,50	0,50	25,50	5,00	2,10			0,20			
CE3MN	Литье	Дуплексный	0,02	0,75	0,50	25,00	7,00	4,50			0,20			
CE8MN	Литье	Дуплексный	0,04	0,50	0,75	24,00	9,50	3,80			0,20			
CF3/CF3A	Литье	Аустенитный	0,02	0,75	1,00	19,00	10,00							
CF3M	Литье	Аустенитный	0,02	0,75	0,75	19,00	11,00	2,50						
CF3MN	Литье	Аустенитный	0,02	0,75	0,75	19,50	11,00	2,50			0,15			
CF8/CF8A	Литье	Аустенитный	0,04	0,75	1,00	19,50	9,50							
CF8C	Литье	Аустенитный	0,04	0,75	1,00	19,50	10,50		0,60					
CF8M	Литье	Аустенитный	0,04	0,75	1,00	19,50	10,50	2,50						
CF10	Литье	Аустенитный	0,07	0,75	1,00	19,5	9.5							
CFIOM	Литье	Аустенитный	0,07	0,7	5	1,00	19,5	10,5	2,50			—		
CF20	Литье	Аустенитный	0,10	0,75	1,00	19,50	9,50					—		
HC	Литье	Ферритный	0,2	0,5	1,0	28,0						—		
HD	Литье	Двухвазный/аустенитны	й0,2	0,8	1,0	28,0	5,5							
НКЗО	Литье	Аустенитный	0,30	1,0	1,0	26,0	20,0					—		
HK/HK40	Литье	Аустенитный	0,40	1,0	1,0	26,0	20,0		—			—		
HP	Литье	Аустенитный	0,55	1,0	1,2	26,0	35,0							

			Номинальный состав (мас.%)											
Тип	№ UNS	Микроструктура	С	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	Nb	Cu	N	A1	Ti	Прочее
Кованые														
сплавы ІЗ-		Мартенситный ДУ												
8M0 PH	SI3800	(дисперсноупрочненный	ă)0,03	0,10	0,05	12,75	8,00	2,25				1,12		
15-5 ДУ	S15500	Мартенситный ДУ (дисперсноупрочненный	ă) ^{0,04}	0,50	0,50	14,75	4,50		0,30	3,50	—			_
		Мартенситный ДУ												
17-4 ДУ	S17400	(дисперсноупрочненный	ă)0,0	0,50	0,50	16,25	4,00		0,30	4,00				
17-7 ДУ	S17700	Полуаустенитный ДУ	0,05	0,50	0,50	17,00	7,00	—			—	1,00	—	—
201	S20100	Аустенитный	0,08	6,50	0,50	17,0	4,50	—			0,20		—	—
201L	S20103	Аустенитный	0,02	6,5	0,40	17,0	4,50				0,20			—
201LN	S20153	Аустенитный	0,02	7,0	0,40	16,8	4,5				0,20			_
Gall-Tough [™]	S20161	Аустенитный	0,08	5,0	3,5	16,5	5,0				0,14			_
	S20162	Аустенитный	0,08	6,0	3,5	18,8	8,0	1,50			0,15			_
202	S20200	Аустенитный	0,08	8,8	0,50	18,00	5,00				0,20			_
204	S20400	Аустенитный	0,02	8,0	0,50	16,0	2,25				0,22			
Нитроник 30	S20400	Аустенитный	0,02	8,0	0	0,50	16,00	2,25				0,23		
205	S20500	Аустенитный	0,18	14,8	0,50	17,2	1,4	—			0,36			—
Нитроник 50	S20910	Аустенитный	0,04	5,00	0,40	22,00	12,50	2,25	0,20		0,30			V: 0,20
Нитроник 60	S21800	Аустенитный	0,05	8,00	4,00	17,00	8,50				0,13			
Нитроник 40	S21900	Аустенитный	0,04	9,00	0,50	20,2	6,50	—			0,28			—
Нитроник 33	S24000	Аустенитный	0,04	13,00	0,40	18,00	3,00	—			0,30			—
Нитроник 32	S28200	Аустенитный	0,08	18,00	0,50	18,00		1,00		1,00	0,50			
301L	S30103	Аустенитный	0,02	1,00	0,50	17,00	7,00				0,10			
301LN	S30153	Аустенитный	0,02	1,00	0,50	17,00	7,00	—			0,15			—
302	S30200	Аустенитный	0,08	1,00	0,40	18,00	9,00							—
303	S30300	Аустенитный	0,08	1,00	0,50	18,00	9,00							S: 0,20
303Se	S30323	Аустенитный	0,08	1,00	0,50	18,00	9,00							Se: 0,2, S: 0,13
304	S30400	Аустенитный	0,04	1,00	0,40	19,00	9,25						—	—
304L	S30403	Аустенитный	0,02	1,00	0,40	19,00	10,00				—			_

304H	S30409	Аустенитный	0,07	1,00	0,40	19,00	9,25					 	
304N	S30451	Аустенитный	0,04	1,00	0,40	19,0	9.2				0,13	 	
304LN	S30453	Аустенитный	0,02	1,00	0,40	19,00	10,00				0,13	 	
	S30454	Аустенитный	0,02	1,00	0,50	19,0	9.5				0,23		
308	S30800	Аустенитный	0,04	1,00	0,50	20,00	11,00						
309	S30900	Аустенитный	0,10	1,00	0,50	23,00	13,50						
309S	S30908	Аустенитный	0,04	1,00	0,40	23,00	13,50						
309H	S30909	Аустенитный	0,07	1,00	0,40	23,00	13,50						
301	S31000	Аустенитный	0,08	1,00	0,50	17,00	7,00		0,05				
310	S31000	Аустенитный	0,15	1,00	0,75	25,00	20,50						
310S	S31008	Аустенитный	0,04	1,00	0,75	25,00	20,50						
310H	S31009	Аустенитный	0,07	1,00	0,40	25,00	20,50						
254sMO	S31254	Аустенитный	0,01	0,50	0,40	20,00	18,00	6,25		0,75	0,20		
27-7Mo	S31277	Аустенитный	0,01	1,50	0,3	21,8	27,0	7.2		1,0	0,35		
DP-3 TM	S31260	Дуплексный	0,02	0,50	0,40	25,0	6,5	3,0		0,50	0,20	 	W: 0,30
314	S31400	Аустенитный	0,15	1,00	2,25	24,50	20,50					 	
316	S31600	Аустенитный	0,04	1,00	0,40	17,00	12,00	2,20				 	
316L	S31603	Аустенитный	0,02	1,00	0,40	17,00	12,00	2,20				 	
316H	S31609	Аустенитный	0,07	1,00	0,40	17,00	12,00	2,20				 	
316T1	S31635	Аустенитный	0,04	1,00	0,40	17,00	12,00	2,20				 0,50	
316N	S31651	Аустенитный	0,04	1,00	0,40	17,00	12,00	2,20			0,13	 	
316LN	S31653	Аустенитный	0,02	1,00	0,40	17,00	12,00	2,20			0,13	 	
317	S31700	Аустенитный	0,04	1,00	0,40	19,00	13,00	3,30				 	
317L	S31703	Аустенитный	0,02	1,00	0,40	19,00	13,00	3,30				 	
317LN	S31753	Аустенитный	0,02	1,00	0,40	19,00	13,00	3,30			0,16	 	
2205 (ранее)	S31803	Дуплексный	0,02	1,00	0,50	22,0	5,5	3,0			0,14	 	
321	S32100	Аустенитный	0,04	1,00	0,40	18,00	10,50					 0,40	
321H	S32109	Аустенитный	0,07	1,00	0,40	18,00	10,50					 0,50	
2205	S32205	Дуплексный	0,02	1,00	0,50	22,5	5,5	3.2			0,17	 	

			Номинальный состав (мас.%)											
Тип	№ UNS	Микроструктура	С	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	Nb	Cu	N	A1	Ti	Прочее
2304	S32304	Дуплексный	0,02	1,25	0,50	23,00	4,2	0,30		0,32	0,12			
	S32520	Дуплексный	0,02	0,75	0,40	25,0	6,8	3,5		1,25	0,28			
255	S32550	Дуплексный	0,02	0,75	0,50	25,5	5,5	3,4		2,00	0,18			
654SMo ^{тм}	S32654	Аустенитный	0,01	03,0	0,25	24,5	22,0	7.5		0,45	0,50			
2507	S32750	Дуплексный	0,02	0,60	0,40	25,00	7,00	4,00			0,28			
Zeron 100	S32760	Дуплексный	0,02	0,50	0,50	25,0	7,0	3,5		0,75	0,25			W: 0,75
329	S32900	Дуплексный	0,04	0,50	0,40	25,5	3,5	1,50						
	S32906	Дуплексный	0,02	1,0	0,25	29,0	6,6	2,05			0,35			
7 Mo Plus™	S32950	Дуплексный	0,02	1,00	0,30	27,5	4,4	1,75			0,25			
330	S33000	Аустенитный	0,05	1,00	1,20	18,50	35,50							
	S33228	Аустенитный	0,06	0,50	0,20	27,0	32,0		0,8					Ce: 0,08
347	S34700	Аустенитный	0,04	1,00	0,40	18,00	11,00		0,60					
347H	S34709	Аустенитный	0,07	1,00	0,40	18,00	11,00		0,80					
403	S40300	Мартенситная сталь	0,08	0,50	0,25	12,25								
405	S40500	Ферритный	0,04	0,50	0,50	13,00						0,20		
409 (ранее)	S40900	Ферритный	0,05	0,50	0,50	11,2							0,40	
409	S40910	Ферритный	0,02	0,50	0,50	11,2			0,10				0,30	
409	S40920	Ферритный	0,02	0,50	0,50	11,2			0,05				0,35	
409	S40930	Ферритный	0,02	0,50	0,50	11,2		—	0,25				0,25	
	S40940	Ферритный	0,03	0,50	0,50	11,1		—	0,40					
	S40945	Ферритный	0,02	0,50	0,50	11,2		—	0,29				0,12	
	S40975	Ферритный	0,02	0,50	0,50	11,2	0,75						0,50	
	S40976	Ферритный	0,02	0,50	0,50	11,1	0,88		0,40					
	S40977	Ферритный/мартенситны	й0,02	0,50	0,50	11,5	0,60	—						
410	S41000	Мартенситная сталь	0,11	0,50	0,50	12,50							_	
	S41003	Ферритный/мартенситны	й0,02	0,75	0,50	11,5								
410S	S41008	Мартенситная сталь	0,04	0,50	0,50	12,5								_

414	S41400	Мартенситная сталь	0,08	0,50	0,50	12,50	2,00							
	S41425	Мартенситная сталь	0,03	0,75	0,25	13,5	5,5	1,75			0,09			
410NiMo	S41500	Мартенситная сталь	0,03	0,75	0,30	12,75	4,50	0,75						
416	S41600	Мартенситная сталь	0,08	0,60	0,50	13,00								S: 0,20
	S41603	Ферритный/мартенситны	й0,04	0,60	0,50	13,0								S: 0,20
420	S42000	Мартенситная сталь	0,20	0,50	0,50	13,00				—			—	
	S42010	Мартенситная сталь	0,22	0,50	0,50	14,2	0,60	0,62						
422	S42200	Мартенситная сталь	0,30	1,15	0,25	11,50	0,75	1,10						V: 0,25; W: 1,1
429	S42900	Ферритный	0,06	0,50	0,50	15,00								
430	S43000	Ферритный	0,06	0,50	0,50	17,00						—		
439	S43035	Ферритный	0,03	0,50	0,50	18,00						—	0,60	
431	S43100	Мартенситная сталь	0,10	0,50	0,50	16,00	2,00					—		
434	S43400	Ферритный	0,06	0,50	0,50	17,00		1,00				—		
436	S43600	Ферритный	0,06	0,50	0,50	17,00		1,00	0,50			—		
	S43932	Ферритный	0,02	0,50	0,50	18,0			0,50			—		
	S43940	Ферритный	0,02	0,50	0,50	18,0			0,50				0,35	_
440A	S44002	Мартенситная сталь	0,70	0,50	0,50	17,00						—		
440B	S44003	Мартенситная сталь	0,85	0,50	0,50	17,00								
440C	S44004	Мартенситная сталь	1,10	0,50	0,50	17,00						—		
442	S44200	Ферритный	0,10	0,50	0,50	20,5						—		
444	S44400	Ферритный	0,01	0,50	0,50	18,50		2,10	0,20				0,30	_
	S44500	Ферритный	0,01	0,50	0,50	20,0			0,40				1,10	_
446	S44600	Ферритный	0,10	0,75	0,50	25,00						—		
	S44625	Ферритный	0,005	0,20	0,02	26,00		1,00				—		
26-27	S44627	Ферритный	0,002	0,05	0,20	26,0		1,0	0,10					
29-4	S44700	Ферритный	0,005	0,20	0,10	29,00		4,0						C + N < 0.025
	S44735	Ферритный	0,015	0,50	0,50	29,0		3,9	0,20				0,40	
29-4-2	S44800	Ферритный	0,005	0,20	0,10	29,00	2,25	4,0						C + N < 0,025
660 (A286)	S66286	Аустенитный ДУ	0,04	1,00	0,50	14,75	25,50	1,25				0,20	2,10	V: 0,30; B: 0,005

			Номинальный состав (мас.%)											
Тип	№ UNS	Микроструктура	С	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	Nb	Cu	Ν	A1	Ti	Прочее
JBK-75		Аустенитный ДУ	0,02	0,000	0,000	15,0	30,0	1,25			0,000	0,25	2,15	V: 0,25; B: 0,001
AL-6XN	N08367	Аустенитный	0,02	1,00	0,50	21,00	24,50	6,50			0,22			—
800	N08800	Аустенитный	0,05	0,75	0,50	21,0	32,5					0,38	0,38	—
800H	N08810	Аустенитный	0,07	0,75	0,50	21,0	32,5					0,38	0,38	—
	N08811	Аустенитный	0,08	0,75	0,50	21,0	32,5					0,38	0,38	—
904L	N08904	Аустенитный	0,01	1,00	0,50	21,0	25,50	4,50		1,50				—
	N08926	Аустенитный	0,01	1,00	0,25	20,0	25,0	6,50		1,0	0,20			—

2.1 Присадочные металлы для нержавеющих сталей

				Составя (максимум	мас.%) (отде. 1ами)	пьные значе	ния являются		
Классификация AWS	№ UNS	C	Cr	Ni	Мо	Mn	Si	Cu	Прочее
Мартенситные спл	авы								
E410-XX	W41010	0,12	11.0-13.5	0,7	0,75	1,0	0,90		
ER410	S41080	0,12	11.5-13.5	0,6	0,75	0,6	0,5		—
E410TX-X	W41031	0,12	11.0-13.5	0,60	0,5	0,6	1,0		—
E410NiMo-XX	W41016	0,06	11.0-12.5	4.0-5.0	0.4-0.7	1,0	0,90		—
ER410NiMo	S41086	0,06	11.0-12.5	4.0-5.0	0.4-0.7	0,6	0,5		—
E410NiMoTX-X	W41036	0,06	11.0-12.5	4.0-5.0	0.4-0.7	1,0	1,0		—
ER420	S42080	0.25-0.40	12.0-14.0	0,6	0,75	0,6	0,5		—
Ферритные сплавы	I								
E409Nb-XX		0,03	11.0-14.0	0,6	0,75	1,0	0,9	0,75	Nb: 0.5-1.5
ER409	S40900	0,08	10.5-13.5	0,6	0,50	0,8	0,8	0,75	Ti: 10xC-1,5
ER409Cb	S40940	0,08	10.5-13.5	0,6	0,50	0,8	1,0	0,75	Nb: 10xC-0,75

E409TX-X	W41031	0,10	10.5-13.5	0,6	0,50	0,8	1,0	0,5	Ti: 10xC-1,5
E430-XX	W43010	0,10	15.0-18.0	0,6	0,50	1,0	0,9	0,75	
E430Nb-XX		0,10	15.0-18.0	0,6	0,75	1,0	0,9	0,75	Nb: 0.50-1.50
ER430	S43080	0,10	15.5-17.0	0,6	0,75	0,6	0,5	0,75	_
ER446LMo	S44687	0,015	25.0-27.5	Примите к	0.75-1.5	0,4	0,4	Примите	Ni + Cu = 0.5 макс.
				сведению				К	
								сведению	
Аустенитные спла	ВЫ								
ER219	S21980	0,06	19.0-21.5	5.5-7.0	0,75	8.0-10.0	1,00		N: 0.10-0.30
ER308	S30880	0,08	19.5-22.0	9.0-11.0	0,75	1.0-2.5	0.30-0.65		
E308	W30810	0,08	18.0-21.0	9.0-11.0	0,75	0.5-2.5	1,0		
ER308H	S30880	0.04-0.08	19.5-22.0	9.0-11.0	0,75	1.0-2.5	0.30-0.65		
ER308L	S30883	0,03	19.5-22.0	9.0-11.0	0,75	1.0-2.5	0.30-0.65		_
E308L	W30813	0,04	18.0-21.0	9.0-11.0	0,75	0.5-2.5	1,0		_
ER308Si	S30881	0,08	19.5-22.0	9.0-11.0	0,75	1.0-2.5	0.65-1.00		_
ER308LSi	S30888	0,03	19.5-22.0	9.0-11.0	0,75	1.0-2.5	0.65-1.00		
ER309	S30980	0,12	23.0-25.0	12.0-14.0	0,75	1.0-2.5	0.30-0.65		_
E309	W30910	0,15	22.0-25.0	12.0-14.0	0,75	0.5-2.5	1,0		_
ER309L	S30983	0,03	23.0-25.0	12.0-14.0	0,75	1.0-2.5	0.30-0.65		_
E309L	W30917	0,04	22.0-25.0	12.0-14.0	0,75	0.5-2.5	1,0		_
ER309Si	S30981	0,12	23.0-25.0	12.0-14.0	0,75	1.0-2.5	0.30-0.65		
ER309LSi	S30988	0,03	23.0-25.0	12.0-14.0	0,75	1.0-2.5	0.30-0.65		
ER310	S31080	0.08-0.15	25.0-28.0	20.0-22.5	0,75	1.0-2.5	0.30-0.65	_	
E310	W31010	0.08-0.20	25.0-28.0	20.0-22.5	0,75	1.0-2.5	0,75	_	
ER316	S31680	0,08	18.0-20.0	11.0-14.0	2.0-3.0	1.0-2.5	0.30-0.65		
E316	W31610	0,08	17.0-20.0	11.0-14.0	2.0-3.0	0.5-2.5	1,0		
ER316H	S31680	0.04-0.08	18.0-20.0	11.0-14.0	2.0-3.0	1.0-2.5	0.30-0.65	_	
ER316L	S31683	0,03	18.0-20.0	11.0-14.0	2.0-3.0	1.0-2.5	0.30-0.65	_	
ER316Si	S31681	0,08	18.0-20.0	11.0-14.0	2.0-3.0	1.0-2.5	0.65-1.00		
ER316LSi	S31688	0,03	18.0-20.0	11.0-14.0	2.0-3.0	1.0-2.5	0.65-1.00		

				Составя (ма	ас.%) (отделл	ьные значения	являютс	ся	
Классификация				максимума	ми)				
AWS	№ UNS	С	Cr	Ni	Mo	Mn	Si	Cu	Прочее
ER317	S31780	0,08	18.5-20.5	13.0-15.0	3.0-4.0	1.0-2.5	0.30-0	.65 —	
E317	W31710	0,08	18.0-21.0	12.0-14.0	3.0-4.0	0.5-2.5	1,0		
ER317L	S31783	0,03	18.5-20.5	13.0-15.0	3.0-4.0	1.0-2.5	0.30-0	.65 —	
ER330	N08331	0.18-0.25	15.0-17.0	34.0-37.0	0,75	1.0-2.5	0.30-0	.65 —	
ERE347	S34780	0,08	19.0-21.5	9.0-11.0	0,75	1.0-2.5	0.30-0	.65 —	Nb: 10xC-1,0
E347	W34710	0,08	18.0-21.0	9.0-11.0	0,75	0.5-2.5	1,0		Nb: 8xC-1,00
ER347Si	S34788	0,08	19.0-21.5	9.0-11.0	0,75	1.0-2.5	0.65-1	.00 —	Nb: 10xC-1,0
Двухфазные				Составя (ма	ас.%) (отделя	ьные значения	і являюто	Ся	
сплавы				максимума	ми)				
Классификация AWS	№ UNS	С	Cr	Ni	Mo	Mn	Si	Cu	N прочее
E2209-XX	A5.4	0,04	21.5-23.5	8.5-10.5	2.5-3.5	0.5-2.0	1,00	0,75	0.08-0.20 —
ER2209	A5.9	0,03	21.5-23.5	1.5-9.5	2.5-3.5	0.50-2.0	0,90	0,75	0.08-0.20 —
E2209TX-X	A5.22	0,04	21.0-24.0	7.5-10.0	2.5-4.0	0.5-2.0	1,0	0,5	0.08-0.20 —
E2552-XX	A5.4	0,04	24.0-27.0	4.0-6.0	1.5-2.5	1,0	1,00	2.5-3.5	0.08-0.22 —
E2553-XX	A5.4	0,06	24.0-27.0	6.5-8.5	2.9-3.9	0.5-1.5	1,00	1.5-2.5	0.10-0.25 —
E2553TX-X	A5.22	0,04	24.0-27.0	8.5-10.5	2.9-3.9	0.5-1.5	0,75	1.5-2.5	0.10-0.20 —
ER2553	A5.9	0,04	24.0-27.0	4.5-6.5	2.9-3.9	1,5	1,0	1.5-2.5	0.10-0.25 —
E2593-XX	A5.4	0,04	24.7-27.0	8.5-11.0	2.9-3.9	0.5-2.5	1,00	1.5-3.0	0.08-0.25 —
E2594-XX	A5.4	0,04	24.0-27.0	8.0-10.5	3.5-4.5	0.5-2.0	1,00	0,75	0.20-0.30 —

ПРИЛОЖЕНИЕ С: Состав никелевых сплавов

Металлургия сварки и свариваемость, первое издание. Джон К. Липпольд.

^{© 2015} Издательство John Wiley & Sons, Inc. Опубликовано в 2015 году издательством John Wiley & Sons, Inc.

		Составя (мас.%) (отдельные значения являются									
		максимума	ми, если не у	указано и	иное)						
Сплав	№ UNS	C	Cr	Fe	Mn	Ni	Мо	Ti	A1	Si	Прочее
Никел	Ь										
200	N02200	0,15		0,40	0,35	99.0 мин.				0,35	Cu: 0,25
201	N02201	0,02		0,40	0,35	99.0 мин.				0,35	Cu: 0,25
205	N02205	0,15		0,20	0,35	99.0 мин.				0,15	Cu: 0,15
233	N02233	0,15		0,10	0,30	99.0 мин.				0,10	Cu: 0,10
253	N02253	0,02		0,05	0,003	99.9 мин.				0,005	Cu: 0,10
270	N02270	0,02		0,005	0,001	99.97 мин				0,001	Cu: 0,001
Никел	ь-медные										
сплавь	I										
400	N04400	0,30		2,50	2,00	63.0-70.0		—		0,50	Си основа
401	N04401	0,10		0,75	2,25	40.0-45.0		—		0,25	Си основа
404	N04404	0,15		0,50	0,10	52.0-57.0		—	0,05	0,10	Си основа
405	N04405	0,30		2,50	2,00	63.0-70.0		—		0,50	Си основа
Никел	ь-хром, никелн	ъ-хром	железо и ни	кель-хро	ом-молибден	сплавы					
600	N06600	0,15	14-17	6-10	1,0	72.0 мин		—			
601	N06601	0,1	21-25	Основа	1,0	58-63		—	1-1.7	0,5	
617	N06617	0,15	20-24	3,0	1,0	Основа	8-10		0.8-1.5	0,5	Co: 10-15
625	N06625	0,10	20-23	5,0	0,5	Основа	8-10	—	0,40	1,0	Nb: 3.15^1.15
690	N06690	0,05	27-31	7-11	0,5	58.0 мин		—		0,5	
C-4	N06455	0,015	14-18	3,0	1,0	Основа	14-17	—		0,5	
C-22	N06022	0,01	20-24	3,0	0,5	Основа	12-14			0,08	Co: 2,5, W: 3,0
C-276	N10276	0,02	14.5-16.5	4-7	1,0	Основа	15-17	—		0,08	Co: 2.5
59	N06059	0,10	22-24	1,5	0,50	Основа	15-16.5		0,4	0,08	
230	N06230	0.05-0.15	20-24	3,0	0.30-1.0	Основа	1-3		0.25	0,1	
RA333	N06333	0,08	24-27	Основа	2,0	44-17	2.5-1				
HX	N06006	0.05-0.15	20.5-23.0	17-20	1,0	Основа	8-10			0.75-1.5	W: 0.2-1.0
S	N06635	0,02	14.5-17	3,0	0.30-1.0	Основа	14-16.5		0.1-0.5	0.2-0.75	
W	N10004	0,12	5,0	6,0	1,0	63,0	24	—			

<u> </u>			Составя (м	ас.%) (отде	льные знач	нения являю	тся			
Классификация			максимума	ами, если не	указано и	ное)				
AWS	сплав	№ UNS	С	Cr	Fe	Mn	Ni	Mo	Si	Прочее
Сварочные элект	гроды с									
покрытием										
ENi-1	WE141	W82141	0,10		0,75	0,75	92.0 мин.		1,25	Ti: 1.0-4.0
ENi-CI	WE99	W82001	2,00		8,00	2,50	85.0 мин.		4,00	Cu: 2.5
										Си основа., Аl: 1,75, Тi:
ENiCu-7	WE190	W84190	0,15		2,50	4,00	62.0-69.0		1,50	1,0
ENiCrFe-1	WE 132	W86132	0,08	13-17	11,0	3,50	62.0 мин.		0,75	Nb: 1.5-1.0
ENiCrFe-2	Weld A	W86133	0,10	13-17	12,0	1.00-3.5	62.0 мин.	0.5-2.5	0,75	Nb: 0.5-3.0
ENiCrFe-3	WE 182	W86182	0,10	13-17	10,0	5.00-9.5	59.0 мин.		1,0	Nb: 1-2.5, Ti: 1,0
ENiCrFe-7	WE152	W86152	0,05	28.0-31.5	7-12	5,00	Основа		0,75	Nb: 1-2.5
ENiMo-7	HAST B-2	W80665	0,02	1,0	2,25	1,75	Основа	26-30	0,2	W: 1,0
ENiCrMo-3	WE112	W86112	0,10	20-23	7,0	1,0	55.0 мин.	8-10	0,75	Nb: 3.15-4.15
ENiCrMo-4	WE C-276	W80276	0,02	14.5-16.5	4.0-7.0	1,0	Основа	15-17	0,2	W: 3.0-4.5
ENiCrMo-10	WE C-22	W86022	0,02	20-22.5	2.0-6.0	1,0	Основа	12.4-14.5	0,2	W: 2.5-3.5, Co: 2.5
ENiCrMo-14	WE686	W86686	0,02	19-23	5,0	1,0	Основа	15-17	0,25	W: 3.0-4
ENiCrCoMo-1	WEI 17	W86117	0.05-0.15	21-26	5,0	0.3-2.5	Основа	8-10	0,75	Co: 9.0-15.0, Nb: 1,0
Голые сварочны	е электроды	И								
присадочные пр	утки									
ERNi-1	FM61	N02061	0,15		1,00	1,0	93.0 min		0,75	Cu: 0,25, Ti: 2.5-3.5,
										Al: 1,5
ERNi-CI	FM99	N02215	1,00		4,00	2.5	90.0 мин.		0,75	Cu: 4,0
ERNiFeMn-CI	FM44	N02216	0,50		Основа	10.0-14.0	35.0-15.0		1,0	Cu: 2.5
ERNiCu-7	FM60	N04060	0,15		2,50	4,0	62.0-69.0		1,25	Си основа, Ті: 1.5-3.0,
										Al: 1,25
ERNiCu-8	FM64	N05504	0,25		2,0	1,5	63.0-70.0			Си основа, Ті: 0.35-0.85,
										Al: 2.3-3.15
ERNiCr-3	FM82	N06082	0,10	18.0-22.0	3,0	2.5-3.5	67.0 мин.			Nb: 2.0-3.0
ERNiCr-4	FM72	N06072	0.01-0.10	42.0-46.0	0,50	0,2	Основа			Ti: 0.3-1.0

Присадочные металлы для никелевых сплавов

ERNiCrFe-5	FM62	N06062	0,08	14.0-17.0	6.00-10.0	1,0	70.0 мин.		0,35	Nb: 1.5-3.0
ERNiCrFe-6	FM92	N07092	0,08	14.0-17.0	8,00	2.0-2.7	67.0 мин.		0,35	Ti: 2.5-3.5
ERNiCrFe-7	FM52	N06052	0,04	28.0-31.5	7.00-11.0	1,0	Основа		0,50	Al: 1,10, Ti: 1,0
ERNiCrFe-7A	FM52M	N06054	0,04	28.0-31.5	7.00-11.0	1,0	Основа	_	_	Al: 1,10, Ti: 1.0, Nb: 0.5- 1.0
ERNiCrFe-8	FM69	N07069	0,08	14.0-17.0	5.0-9.0	1,0	70.0 мин.	—	_	Ti: 2.25-2.75, Al: 0.4-1.0, Nb: 0.70-1.2
ERNiFeCr-1	FM65	N08065	0,05	19.5-23.5	22.0 мин.	1,0	38.0-6.0	2.5-3.5	0,5	Cu: 1.50-3.0, Al: 0.20, Ti: 0.6-1.2
ERNiFeCr-2	FM718	N07718	0,08	17.0-21.0	Основа	0,35	50.0-55.0	2.8-3.3		Ti: 0.65-1.15, Al: 0.2-0.8, Nb: 4.75-5.50
ERNiMo-3	HAST W	N10004	0,12	4.0-6.0	4.0-7.0	1,0	Основа	23-26	1,0	W: 1,0, Co: 2.5
ERNiCrMo-3	625	N06625	0,10	20-23	5,0	0,5	58.0 мин	8-10	0,5	Nb: 3.15-15, Al: 0.40, Ti: 0,4
ERNiCrMo-7	C-4	N06455	0,015	14-18	3,0	1,0	Основа	14-18	0,08	W: 0,50, Ti: 0,70
ERNiCrMo-10	C-22	N06022	0,015	20-22.5	2-6	0,5	Основа	12.5-14.5	0,08	W: 2.5-3.5, Co: 2.5
ERNiCrMo-13	59	N06059	0,01	22-24	1,5	0,5	Основа	15-16.5	0,1	Al: 0.1-0.4
ERNiCrMo-14	FM686	N06686	0,01	19-23.	5,0	1,0	Основа	15-17	0,08	W: 3.0-4.4, Al: 0.5, Ti: 0,25
ERNiCrMo-15	FM725	N07725	0,03	19.0-22.5	Основа	0,35	55.0-59.0	7.0-9.5	_	Ti: 1.0-1.7, Al: 0.35, Nb: 2.75-4.0
ERNiCrMo-17	C-2000	N06200	0,01	22-24	3,0	0,5	Основа	15-17	0,08	Al: 0.5, Co: 1.3-1.9, Co: 2,0
ERNiCrWMo-1	230-W	N06231	0.05-0.15	20-24	3,0	0.3-1.0	Основа	1-3	0,50	Al: 0.2-0.5, Co: 5.0, W: 13-15
ERNiCrCoMo-1	617	N06617	0.05-0.15	20-24	3,0	1,0	Основа	8-10	1,0	Co: 10-15, Al: 0.8-1.5

ПРИЛОЖЕНИЕ D: Техника травления

Микроструктура сварных швов может быть выявлена с использованием различных методов травления. Металл шва, зона частичного расплавления вокруг шва и (иногда) ЗТВ не являются однородными, поэтому результат их травления отличается от такового для основных металлов. Методы травления можно разделить на химические методы, электролитические методы и методы окрашивания. В целом, химические методы проще в применении и требуют меньше оборудования, поэтому неспециалисты предпочитают их. Электролитические методы предпочитают те, кто специализируется на исследовании коррозионностойких сплавов. Различные методы окрашивания помогают выявить интересующие фазы при более высоком контрасте (или в цвете), чем это возможно с другими методами.

В этом разделе представлены некоторые методы травления, которые обычно используются для сталей, нержавеющих сталей и сплавов на основе никеля. В последнем разделе описана методика очистки, которая очень помогает при удалении накипи со стальных поверхностей излома. Перечисленные здесь реактивы для травления — это те, для которых у автора есть личный опыт применения. техник травления можно найти в Справочнике по металлам и Справочнике по травлению металлов издательства CRC [1, 2].

А4.1 Стали

Наиболее распространенным реактивом для травления для простых углеродистых и низколегированных сталей является нитал. Нитал представляет собой разбавленную смесь этанола (или метанола) и концентрированной азотной кислоты. Смеси 1—5 % являются наиболее распространенными. Отполированный образец просто погружают в травитель до достижения желаемого после травления. Поскольку содержание хрома в стали увеличивается, нитал становится менее эффективным и должны использоваться более агрессивные реагенты. Например, такие сплавы, как A508, марка 22 (сталь 2,25Cr–1Mo) и стали 9Cr обычно травятся реагентом Вилелла. Есть также ряд реагентов, которые включают пикриновую кислоту. Эти реагентыи раскрывают мелкие детали микроструктуры, такие как перлитные колонии и структура мартенситной рейки. Для макротравления стальных сварных конструкций, чтобы выявить проникновение в шов или общую форму шва, можно использовать раствор 5–25 % азотной кислоты в этаноле (или метаноле). Образец погружают в этот раствор до достижения желаемого эффекта. Список некоторых широко используемых реагентов для сталей приведен в таблице A4.1.

Металлургия сварки и свариваемость, первое издание. Джон К. Липпольд.

© 2015 Издательство John Wiley & Sons, Inc. Опубликовано в 2015 году издательством John Wiley & Sons, Inc.

1 аблица 211.1	лими неские реактивы,	для травлення для стален	
Реактив для травления	Материалов	Состав/использование	Примечания:
Нитал	Простые		Общая микроструктура для
	углеролистые и		большинства стальных
	низколегированные	1—5 мл HNO3 в 100 мл	сварных швов. Развивает
	стали	этанола или метанола.	хороший контраст феррита
		Погрузите образен на	на границах аустенитного
		несколько секунл	зерна.
Пикраль	Простые	4 % (насышенный)	Общая микроструктура лля
p	углеролистые и	раствор пикриновой	большинства стальных
	низколегированные	киспоты в этаноле или	сварных швов
	стали	метаноле. Погрузите	Обеспечивает лучшую
	Citalin	образец на несколько	летализацию тонкой
		секунд	
Супер пикраль	Пегированные стали	Tot we pacteon uto u	Этот реактив лля
Cynop mikpuib	ster npobalitible etash	выше но с несколькими	травления часто
		каплями НС1 Погрузите	
		образец на несколько	термообработанных
		секунд	пермосориостинных
Виделла		$5 \text{ MT} \text{HC} 1 1 \Gamma$	Используется ная
Dhileilila	легированные стали		используется для
		100 мл этанола или	
		по мл этанола или	видрядет граници
			рыявляет границы
		образец на несколько	аустенитных зерен в
		Секунд	мартенситных и осинитных
Marinaman	Daa ama wax	2 25.0 UC1 a provide	микроструктурах
макротравлени	евсе стали	2—25 % HC1 в этаноле.	Выявляет оощии контур
		Погрузите на несколько	сварного шва и
		минут, чтооы проявилась	используется для
		общая структура	составления методики
			сварки. Поверхность
			образца должна быть
			отшлифована до уровня
			приблизительно 240
			зернистости для
			достижения лучшего
			контраста

Таблица А4.1 — Химические реактивы для травления для сталей

А4.2 Нержавеющие стали

Поскольку нержавеющие стали содержат минимум 11% Сг, для выявления микроструктуры сварного шва необходимо использовать более агрессивные травильные растворы. Стандартные химические травители представлены в таблице А4.2. Смешанные кислоты и глицеридии являются травителями общего назначения, которые хорошо работают для выявления микроструктуры в большинстве сплавов из нержавеющей стали. Они также хорошо подходят для макротравления.

Реактив для травления	Материалов	Состав/использование	еПримечания:
Kalling's № 1	Мартенситная сталь	1,5 г CuCl 2, 33 мл HC1, 33 мл этанола и 33 мл H ₂ O. Погрузите или намазать при комнатной температуре	Темнит мартенсит, окрашивает феррит и не затрагивает аустенит
VileHa's	Мартенситная сталь	1 г пикриновой кислоты, 5 мл HC1 и 100 мл этанола. Погрузить или намазать при комнатной температуре	Выявляет мартенсит, не затрагивает карбиды, сигма-фазу и феррит
Kalling's no. 2	Аустенитный Дуплексный	5 г CuCl ₂ , 100 мл HC1 и 100 мл этанола. Погрузить или намазать при комнатной температуре	Темнит феррит в номинально аустенитном и дуплексном металле шва из нержавеющей стали и оставляет аустенита светлым. Очень универсальный травитель, но его следует использовать в свежем виде, так как более выдержанный травитель обычно приводит к образованию ямок
Кислотные смеси	Ферритный Аустенитный Дуплексный	Равные части HC1, HNO _s , и уксусная кислота. Использовать свежим. Смазать при комнатной температуре	Общее травление выявит феррит и аустенит, рисунок сегрегации, выделения и границы зерен. Этот травитель необходимо использовать в течение нескольких минут после смешивания, и выбросить, когда он станет оранжевого цвета
Реактив Вилелла	Мартенситная сталь Ферритный Аустенитный Дуплексный	3 части глицерина, 2—5 частей НС1 и 1 часть НNO _s . Использовать свежим. Погрузить или намазать при комнатной температуре	Травление общего назначения, похожее на кислотные смеси, но не настолько агрессивное. Он выделяет феррит и аустенит и атакует мартенсит и сигма-фазу. Следует также использовать в свежем виде и выбрасывать, когда он становится оранжевого цвета
Разбавленная смесь азотной и соляной кислот	Сварные соединения разнородных металлов	15 мл HCl, 5 мл HN0 ₃ and 100 мл H ₂ 0 при комнатной температуре	,Полезно для травления стыков из нержавеющей стали и углеродистой или низколегированной стали, для присадочного металла из нержавеющей стали, используемого в высокоуглеродистых сталях, и для наплавки нержавеющей стали на углеродистую сталь. Обычно обнаруживает также структуру в зонах термического воздействия углеродистой стали и низколегированной стали, хотя время

Таблина	A4.2	— Хи	мические	травит	ели лля	нержат	веющих	сталей

		колпаком, так как выделяются пары цианидов	
	нержавеющая сталь	Погрузить в свежий раствор. Используйте под вытяжным	окрашивает ее в голубой цвет и оставляет аустенит без изменений
	сплав и супердуплекс- ная	КОН или 7 г NaOH, и 100 мл H ₂ 0, нагретый до 80—100 °С.	так как испарение меняет его силу. Он затемняет феррит, обрисовывает в общих чертах сигма-фазу и
Мураками	Двухфазный	10 г К ₃ Fe(CN) ₆ , 10 г	воздействия должно быть ограничено, чтобы избежать перетравления ЗТВ. Затемняет аустенит и выделяет феррит, сигма-фазу и карбиды Следует использовать в свежем виде,

T C 110	1.6				v
Таопина А4.3 —	Метолы элект	попитического т	гравления н	епжявеющих	стя пеи
1 40/11114 1 1 100	тегоды элект	point in iteration	paperennin in	сриция	c i asi cii

Реактив для	Материалов	Состав/использование	Примечания:
Щавелевая кислота: 10%	Ферритный Аустенитный	10 г щавелевой кислоты и 90 мл H ₂ 0. Использовать при комнатной температуре. Травление при 3—6 вольтах в течение 5—60 с	Очень эффективно выявляет границы зерен, особенно при наличии карбидных осадков. Этот метод часто используется для обнаружения межкристаллитной
Хромовая кислота: 10%	Аустенитный	10 g CrO _s (хромовая кислота) и 90 мл воды. Использовать при комнатной температуре. Травление при 3—6 В в течение 5—60 с	Коррозии Хороший общий травитель для выявления микроструктуры основных металлов и сварных швов. Выявление сегрегации и границ зерен в металлах швов. Для разнородных сварных швов с углеродистыми или низколегированными сталями этот травитель можно использовать после травления стали с помощью нитала.
NaOH: 40 %	Дуплексный	40 г гидроксида натрия (NaOH) в 100 г дистиллированной воды Травление при 1—3 вольтах в течение 5—60 с	Хороший контраст между ферритом и аустенитом. Может использоваться для различения сигма-фазы согласно стандарту ASTM A923
Ramirez's [5]	Двухфазный сплав и	40 об.% HNO ₃ в воде. Шаг 1: подать 1—1,2 В	Этот метод позволяет выявить различные виды

супердуплексная	на 2 мин.	Шаг 2: подать	аустенита, которые
нержавеющая	0,75 В на	7 мин.	проявляются без
сталь			перетравления нитридов
			хрома.

Ряд методов электролитического травления представлен в таблице A4.3. Метод с 10 % щавелевой кислоты широко используется, поскольку он показывает выпадение карбидов на границах зерен в ферритных и аустенитных сплавах. Это также обеспечивает хороший контраст феррита и аустенита в металлах шва и показывает эффекты сегрегации в полностью аустенитных металлах сварного шва. Электролитический метод с использованием 40 % NaOH обеспечивает хороший фазовый контраст феррит-аустенит в двухфазных нержавеющих сталях, а также используется для обнаружения осаждения сигма-фазы согласно стандарту ASTM A923.

Реактив для травления	Материалов	Состав/использование	Примечания:
Модифицированный Murakami [6]	іДуплексный	Электролитическая 10 % щавелевая кислота при 6 В в течение 10—20 с. Погружение в кипящий реактив Мураками (10 г перманганата, 10 г КОН, 100 мл H ₂ O) на срок до 60	Первые два шага показывают фазы аустенита и феррита. Кипячение реагента Мураками создает интерференционную пленку на феррите, которая выявляет сегрегацию внутри
		МИН.	феррита. Аустенит остается белым
Феррожидкость [7]	Аустенитный Дуплексный	Нанести коллоидную суспензию «феррожидкость» (Fe ₃ O ₄) в парафине. Образец промыть и высушить	Частицы Fe ₃ O ₄ присоединяются к ферритовой фазе благодаря остаточному магнетизму и окрашивают феррит. Аустенит остается белым. Этот метод обеспечивает очень хороший контраст между ферритом и аустенитом

Таблица А4.4 —	Техника он	рашивания	нержавеющих	сталей

Чтобы отличить феррит от аустенита в аустенитных и двухфазных сортах, были также разработаны методы «окрашивания», которые дают хороший контраст между ферритной и аустенитной фазами. Травление и погружение показало себя достаточно эффективным для окрашивания различных фаз и обеспечения цветового контраста. Этот метод также может вделить сигма-фазу. Другой подход заключается в использовании остаточного ферромагнетизма феррита для обеспечения контраста. Используя раствор Ferrofluid® (частицы Fe3O4) в парафине, раствор наносят на поверхность полированного образца, а затем удаляют спиртовой промывкой. Частицы Fe3O4 прикрепляются к ферриту, но не к аустениту, который является парамагнитным (таблица A4.4).

Для разнородных сварных швов между аустенитными нержавеющими сталями и углеродистыми сталями рекомендуется двухэтапная процедура. После полировки образец протравливается ниталом для воздействия на углеродистую сталь без травления нержавеющей стали. Затем образец подвергается электролитическому травлению 10%-м раствором хромовой кислоты. Предварительное травление ниталом защищает (пассивирует) углеродистую сталь И предотвращает любое дополнительное воздействие раствора хромовой кислоты.

А4.3 Никелевые сплавы

Как и в случае нержавеющих сталей, методы травления, описанные здесь, можно разделить на химические и электролитические методы. В целом, химические методы проще в применении и требуют меньше оборудования. Таблицы A4.5—A4. 6 включают методы травления, которые автор нашел полезными при изучении микроструктуры сварных швов на основе никелевого сплава. Список не является исчерпывающим. Более подробные списки реактивов для травления и методов травления для сплавов на основе Ni можно найти в Справочнике по металлам издательства ASM [1], Справочнике по травлению металлов издательства CRC [2] и Металлографии суперсплавов [3] (таблица A4.7).

···· • • •	The first second s	
Реактив для		
травления	Состав/использование	Примечания:
Lepito's	(a) 15 г (NH ₄) ₂ S ₂ O ₈ (персульфат	Макротравление для общей
	аммония) и 75 мл воды, (б) 250 г	структуры основных металлов и
	FeCl ₃ и 100 мл HC1 и (в) 30 мл	сварных швов. Хорошо подходит для
	HNO3. Смешайте (а) и (б) и	определения проникновения в
	затем добавьте (в), погрузите на	сварной шов и измерения размера
	30—120 с при комнатной	зерна. Не эффективен при выявлении
	температуре	структуры кристаллизации
Кислотные смеси	Равные части HC1, HNO _c и	Общая атака, которая раскрывает как
	уксусной кислот. Использовать	макро-, так и микроструктуру. Этот
	свежим. Смазать при комнатной	травитель необходимо использовать
	температуре	в течение нескольких минут после
		смешивания, и выбросить, когда он
		станет оранжевого цвета
НС1 и пероксид	Равные части HC1 и H ₂ O ₂ .	Раскрывает общую структуру
-	Погрузить или намазать при	
	комнатной температуре	

Таблица A4.6 — Микротравление (намазывание или погружение) для сплавов на основе никеля

Реактив для					
травления	Состав/использование	Примечания:			
Кислотные смеси	Равные части HC1, HNO _c и	Общее травление выявит паттерны			
	уксусной кислот. Использовать	сегрегации, выделения и границы			
	свежим. Смазать при комнатной	зерен. Этот травитель необходимо			
	температуре	использовать в течение нескольких			
		минут после смешивания, и			
		выбросить, когда он станет			
		оранжевого цвета			
Реактив Вилелла	15 мл глицерина, 10 мл HC1, и 5 Можно также использовать				
	мл HNO _c . Использовать свежим.	. сотношения 15/25/5 и 20/10/5.			
	Погрузить или намазать при	Травление общего назначения,			
	комнатной температуре	похожее на кислотные смеси, но не			
		настолько агрессивное. Он			
		обрисовывает в общих чертах			
		феррит и аустенит, атакует			
		мартенситную и сигма-фазу, а			
		также показывает карбиды и			
		границы зерен. Хорошо подходит			

		для сплавов NiCrFe и NiFeCr.			
		Следует также использовать в			
		свежем виде и выбрасывать, когда			
		он становится оранжевого цвета			
Азотная-уксусный	10 мл HNO ₃ и 90 мл уксусной	Использование для сплавов на			
	кислоты. Погрузить или	основе Ni и Ni-Cu			
	намазать при комнатной				
	температуре				
Азотная-	20 мл HNO ₃ и 3 мл плавиковой	Проявление общей			
фтористоводородный	йкислоты (HF). Погрузить или	микроструктуры. Можно также			
	намазать при комнатной	использовать отношения 30/3 и 50/3			
	температуре				
HCl/бром	Погрузить в	Используйте для сплавов NiCrMo и			
	концентрированную НСІ на 3 с,	NiFeCrMo для выявления границ			
	а затем промыть в спирте.	зерен. Внимание: Не вдыхайте пары			
Погрузить в смесь 1 части брома брома					
	и 99 частей метанола на 10—20				
	с				

Таблица А4.7 —	Микрот	равливатели (элект	ролитические)	лля	никелевых сплаво)B
I WOUTHING I I IV/	THEFT	publimbulterin	JUICICI	pound in recitine,		minicore DDia entrado	

Реактив для		
травления	Состав/использование	Примечания:
10%-й хромовый	10 g CrO _s (хромовая кислота) и 90	Хороший общий травитель для
	мл воды. Использовать при	выявления микроструктуры
	комнатной температуре. Травление	основных металлов и сварных швов.
	при 3-6 вольтах в течение 5-60 с	Раскрывает сегрегацию и границы
		зерен в металлах шва.
		Может использоваться для
		разнородных сварных швов с
		углеродистыми сталями, если
		углеродистая сталь предварительно
		подверглась травлению
		погружением в ниталь
Фосфорный	80 мл H ₃ O ₄ и 10 мл воды.	Соотношения 50/50 и 20/80 также
	Использовать при комнатной	могут быть использованы. Выявляет
	температуре. Травление при 3 В в	границы зерен в сплавах NiFeCo и
	течение 5—10 с	NiCrFe. Перетравление обычно
		приводит к образованию ямок на
		образце
	5 мл HF, 10 мл глицерина и 85 мл	
Плавиковая	этанола.	Выявление выпадения гамма-фазы
и глицерол	85 мл этанола. Использовать при	
	комнатной температуре. Травление	
	при 6—12 В	в суперсплавах на основе Ni
Нитал	5 мл HNQ ₃ и 95 мл метанола	Выявлены границы зерен в сплавах
		NiCr, NiFeCr и NiCrFe.

А4.4 Очистка поверхности излома

Как обсуждалось в разделе 8.3.4, образцы стали под воздействием окружающей среды, легко окисляются и образуют налипшую «ржавчину» на поверхности. Это может создавать проблемы с точки зрения анализа излома, так как окисление закрывает основную поверхность излома. В некоторых случаях моющие средства на водной основе можно использовать для удаления поверхностного мусора и легкого окисления. Обычно используется моющее средство Alconox®. Оно поставляется в виде порошка и может быть приобретено в большинстве хозяйственных магазинов. Раствор готовят растворением 15 г Alconox в приблизительно 350 мл воды. Этот раствор затем нагревают до приблизительно 95°C (205°F) и помещают в ультразвуковой очиститель. Образец погружают при ультразвуковом перемешивании на срок до 30 минут, промывают спиртом и сушат.

Для сильно окисленных поверхностей необходимо использовать более агрессивные растворы. Некоторые из них описаны в Справочнике издательства ASM, том 12: Фрактография [4]. Очень эффективный метод удаления стойкого оксида с поверхности стали и нержавеющей стали включает раствор реагента, состоящий из концентрированной соляной кислоты (HCl) и 10 г/л 1,3п-бутил-2-тиомочевины (известной как dBT). Этот исходный раствор затем перед использованием разбавляют в соотношении 50/50 дистиллированной водой [8]. Затем образец погружают в этот раствор при ультразвуковом перемешивании в течение периода от нескольких секунд до минут, пока окисление не будет удалено. Преимущество этого метода в том, что он довольно быстрый (обычно всего несколько минут перемешивания), и было показано, что он практически не повреждает нижележащую поверхность трещины. Он особенно хорошо работает с углеродистыми и низколегированными сталями, но также эффективен при очистке нержавеющих сталей.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

[1] ASM Handbook. 9th ed. Volume 9, Materials Park, OH: ASM International; 1985. p. 279-296.

[2] Walker P, Tarn WH, editors. CRC Handbook of Metal Etchants. Boca Raton, FL: CRC Press; 1991. p. 1188-1199.

[3] Vander Voort GF. Metallography of Superalloys. Lake Bluff, IL: Buehler Ltd.; October 2003.

[4] ASM Handbook. Volume 12: Fractography. 9th ed. Materials Park, OH: ASM International; 1987. p 74-76.

[5] Ramirez AJ, Brandi SD, Lippold JC. Study of secondary austenite precipitation by scanning electron microscopy. Acta Microsc 2001 ;1 (Suppl. A): 147.

[6] Varol I, Baeslack WA, Lippold JC. Characterization of weld solidification cracking in a duplex stainless steel. Metallography 1989;23:1-19.

[7] Ginn BJ. A technique for determining austenite to ferrite ratios in welded duplex stainless steels. Weld Inst Res Bull 1985;26:365-367.

[8] Kayafas I. Technical note: Corrosion product removal from steel fracture surfaces for metallographic examination. Corrosion 1980;36(8):443^-45.

УКАЗАТЕЛЬ

аллотропные превращения, 53, 54 искусственное старение, 68-9 висмут, 126, 128, 131, 133 выделение карбидов, 111, 125, 136, 139, 141, 142, 218, 220, 221, 227, 318, 319 углеродный эквивалент, 194, 205, 206 обеднение хромом, 218 испытание с круглой накладкой, 182 режим разрушения скола, 317-18 холодное растрескивание, 14, 170, 255, 256, 276 компактный образец натяжения (CTS), 296 конкурентный рост, 20, 22, 27 структурное переохлаждение, 14, 16, 17, 18, 19 превращение при непрерывном охлаждении, 51, 55, 179 Кривая Копсона, 222 Коррозионные испытания, 282 щелевая коррозия, 213, 226, 227 критическая температура точечной коррозии, 269-70 диапазон критического затвердевания (Борланд), 88 теория декогезии, 174, 197 расслоение трещин, 155, 156 отсроченное растрескивание, 172, 189, 197 разрыв пластического разрушения, 92 переход от пластического состояния к хрупкому, 184, 232, 237 пластическое растрескивание, 5, 73, 76, 80, 92, 101, 106, 107, 108, 118, 119, 120, 249, 292 дуплексная нержавеющая сталь, 97, 104, 254, 256, 257, 258, 259, 317 эффективная температура солидуса, 98 эпитаксиальная нуклеация, 13, 14, 19, 20, 21, 23, 47 методы травления, 14, 316, 318, 319 эвтектическое зарастание, 87, 89, 90 сварка взрывом, 59, 65 факторы, которые влияют, 70, 84, 114, 144, 232 анализ отказов, 14, 233, 267, 272, 273 усталостное поведение, 230, 240 скорость роста усталостной трещины, 299-304 предел усталости, 238, 239, 244 фрактография, 14, 92, 93, 101, 104, 119, 127, 175, 248, 249, 268 механика разрушения, 230, 231, 232, 233, 235, 244, 273 режимы разрушения, 104, 175, 249, 251 перемешивающая сварка трением, 72 зона проплавления, 4, 7, 8, 9, 20, 21, 23, 25, 28, 34, 35, 36, 37, 38, 39, 40, 47, 52, 69, 70, 76. 103, 120, 126 138, 154, 199, 221, 259, 278, 280 обобщенная теория образования усадочных трещин, модифицированная, 89 ликвация на границе зерен, 41, 48, 99, 104, 107, 140, 142, 145, 154, 292 скольжение на границе зерен, 111, 113, 114, 116, 125, 145 выметание границы зерен, 34, 56 закрепление границ зерен, 142 Гренжон Анри, 5, 14, 1, 2, 191, 296 эффект Холла-Петча, 62 зарастание трещин, 72

неоднородное зарождение центров кристаллизации, 17, 18 однородное зарождение центров кристаллизации, 12 горячее растрескивание, 14, 69, 70, 71, 106, 146, 255, 256, 276, 277, 299 испытание на пластичность в горячем состоянии, 104, 117, 118, 282, 290, 291, 292 Сталь HSLA, 63, 104, 252 растворимость водорода, 197 ножевая коррозия, 220 тест на пластинчатое растрескивание по Лихай, 195 испытание на сдерживание по Лихай, 133, 134 крушение корабля Либерти, 3, 230, 231, 248 ликвационное растрескивание, 39, 44, 69, 98, 99, 100, 101, 102, 103, 104, 105, 117, 129, 131, 136, 142, 145, 146, 147, 154, 156, 163, 164, 167, 249, 252, 255, 256, 258, 259, 276, 278, 282, 284, 291 макроскопическое затвердевание, 29, 30, 31, 91 мартенситная нержавеющая сталь (НТ9), 117 Мацуда, 5, 14, 2, 3, 70, 73, 74, 76, 79, 80, 82, 92, 110, 117, 119, 195, 256 Микробиологическая коррозия, 280 микроскопическое затвердевание, 19, 24, 31, 33 микроструктура, 14, 1, 4, 6, 7, 8, 9, 11, 23, 24, 26, 28, 30, 33, 34, 35, 36, 37, 38, 39, 40, 41, 50, 51, 52, 53, 54, 55, 58, 60, 61, 63, 66, 67, 69, 70, 74, 98, 101, 102, 111, 112, 114, 117, 118, 124, 129, 133, 134, 136, 142, 149, 152, 153, 154, 162, 166, 170, 172, 173, 174, 176, 177, 179, 180, 181, 183, 184, 192, 199, 201, 202, 211, 215, 218, 223, 224, 227, 229, 230, 242, 249, 252, 255, 256, 266, 270, 278, 282, 296, 316, 317, 318, 319, 320 Границы мигрированного зерна, 69, 115, 120, 128, 256, 258, 260, 261 естественное старение, 58 Сплав на основе никеля, 38, 93, 96, 102, 110 Зона частичного расплавления ЗЧР, 8, 69, 139, 284, 316 коэффициент разделения, 12, 18, 28, 77, 79, 216 механизм проникновения, 41, 44, 98, 99 эквивалент сопротивления точечной коррозии, 215 теория плоского давления, 216 плоскость фронта затвердевания, 29, 30 форма бассейна, 21, 22 реакции осаждения, 6, 55, 57 Рекристаллизация и рост зерен, 61 растрескивание при повторном нагреве, 122, 123, 124, 125, 126, 127, 128, 129, 130, 131, 132, 133, 134, 135, 136, 137, 148, 184, 198, 249, 252, 261, 264, 265 294, 295, 296 коэффициент относительной активности, 77 растрескивание при уменьшении внутреннего напряжения, 126, 127, 130, 135, 296 Севедж Уоррен Ф., 5, 14, 16, 2, 7, 38, 42, 50, 149, 150, 166, 174, 197, 277, 288 сканирующий электронный микроскоп, 75, 113, 248, 250 уравнение Шейля, 32, 33 аппроксимация затвердевания по Шейлю, 95,96,100 механизм сегрегации, 41, 44, 46, 98, 99, 101, 102 дифференциальный термический анализ (ДТА ЕД) с единственным датчиком, 100 кривые S-N, усталость, 298 температурный интервал образования усадочных трещин (ТИОУТ), 99, 349 границы затвердевания зерна, 19, 69, 97, 256, 258 скорость роста затвердевания (R), 17 параметры затвердевания, 22 растрескивание в твердом состоянии, 106, 122, 137, 164, 299

растрескивание при деформационном старении, 5, 106, 135, 138, 140, 141, 143, 144, 249, 252, 256, 266, 293

испытание на деформацию до разрушения (ДДР), 144-5, 362-3

коррозионное растрескивание под напряжением, 39, 221, 222, 255, 268

коэффициент интенсивности напряжения, 175, 176, 231, 233, 239, 241

сварка суперсплава при повышенной температуре (ССПТ), 181

восприимчивые материалы, 107, 118, 132, 135, 168, 295

диаграмма Суутала, 106

испытание Теккена, 189, 202

растрескивание при растяжении, 184, 195, 196

извилистая граница зерна, 139-42

испытание на прочность, 293-7

зона переходной структуры, 12, 43-5

ультразвуковая сварка, 79-81

растрескивание под плакирующим покрытием, 129, 130

зона несплавления (ЗНС), 8, 9, 217

испытание Варестрейнта, 76, 83, 117, 166, 276, 278, 282, 283, 284, 290, 291

растрескивание при затвердевании сварного шва, 14, 5, 22, 27, 31, 70, 71, 73, 77, 78, 80, 82, 83, 84, 85, 90, 91, 92, 94, 97, 103, 105, 107, 108, 122, 279, 280, 282, 285

свариваемость, 4, 14, 15, 16, 1, 2, 3, 5, 6, 7, 9, 10, 33, 39, 79, 84, 85, 89, 90, 117, 119, 140, 199, 270, 273, 276, 277, 288, 296, 297, 299

процесс сварки, 3, 9, 34, 66, 92, 122, 138, 154, 170, 171, 178, 179, 197, 221, 233, 265, 278 испытание Y-образной канавки, 133, 134, 188, 189, 190, 203, 209

ПОЛЬЗОВАТЕЛЬСКОЕ СОГЛАШЕНИЕ WILEY

Перейдите по адресу www.wiley.com/go/eula чтобы получить доступ к пользовательскому соглашению на электронные книги от компании Wiley.