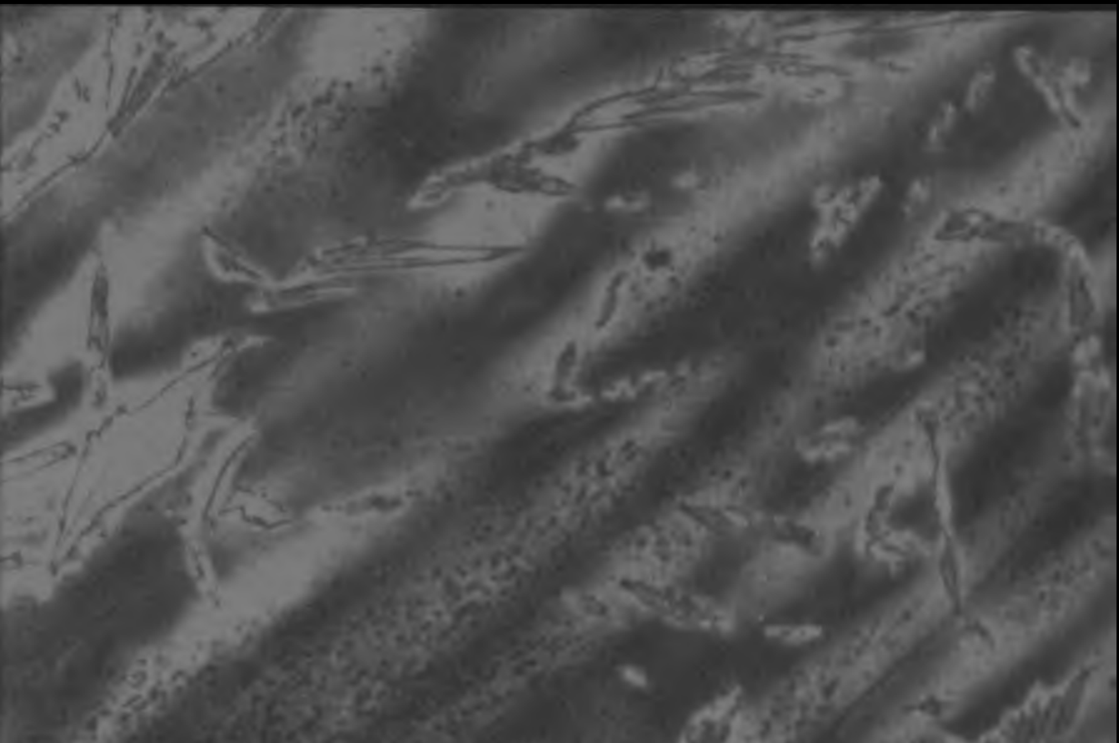
Издательство
Политехнического университета

Металлургия сварки и свариваемость нержавеющих сталей

Джон С. Липпольд Дамиан Д. Котеки



Д. ЛИППОЛЬД Д. КОТЕКИ

МЕТАЛЛУРГИЯ СВАРКИ И СВАРИВАЕМОСТЬ НЕРЖАВЕЮЩИХ СТАЛЕЙ

Санкт-Петербург
Издательство Политехнического университета

ББК 34.641
Л61

Липпольд Д. Металлургия сварки и свариваемость нержавеющих сталей : [пер. с англ.] / Д. Липпольд, Д. Котеки; под ред. Н. А. Соснина, А. М. Левченко. — СПб.: Изд-во Политехи, ун-та, 2011. — 467 с.

В монографии известных американских специалистов в области металлургии и металловедения сварки John C. Lippold, Damian J. Kotecki “Welding Metallurgy and Weldability of Stainless Steels” представлен подробный анализ металловедения и металлургии сварки высоколегированных хромистых, хромоникелевых, сложнолегированных нержавеющих сталей и сплавов различного назначения.

Детально проанализирован механизм кристаллизации таких сталей и сплавов при сварке плавлением и его влияние на образование различных дефектов — горячих трещин, охрупчивания вследствие сигматизации (выделения сигма-фазы) и т. п.

Даны подробные рекомендации по выбору основного и присадочного материалов и изложены требования к технологии сварки. Приведены химический состав и механические свойства наиболее часто применяемых марок нержавеющих сталей и сплавов на никелевой основе, а также указаны материалы для их сварки.

Монография предназначена для специалистов, работающих в области металлургии, металловедения и технологии сварки. Рекомендуется для аспирантов, студентов старших курсов специальности 110700 “Металлургия сварочного производства", а также для слушателей курсов повышения квалификации при подготовке к аттестации специалистов сварочного производства.

Научные редакторы издания: д-р техн, наук, профессор СПбГПУ ***Н. А. Соснин*** и канд. техн, наук, доцент СПбГПУ, директор ООО «РСЗ “МАЦ”» ***А. М. Левченко.*** Перевод с английского осуществил канд. техн, наук, доцент СПбГПУ ***Б. В. Федотов.***

ISBN 978-5-7422-2916-2 (рус.)
ISBN 978-0-471-47379-4 (англ.)

ПРЕДИСЛОВИЕ НАУЧНЫХ РЕДАКТОРОВ И ПЕРЕВОДЧИКА

Монография известных во всем мире американских специалистов — профессора университета штата Огайо Д. Липпольда (John C. Lippold) и Д. Котеки (Damian J. Kotecki) является научно-технической базой современных знаний в области свариваемости и проектирования технологий сварки и производства сложнейших материалов.

Профессор Д. Липпольд длительное время работает в этой области, он возглавлял одну из самых престижных в США кафедр, проводящих исследования и осуществляющих подготовку специалистов на степени всех трех уровней (BS, MS и PhD) в области сварки. Следует отметить, что степень PhD в США в области сварки присуждают всего два университета, включая университет штата Огайо.

Д. Котеки длительное время работал техническим директором по сварке рассматриваемых в монографии материалов в одной из крупнейших в мире компаний по производству сварочных материалов и оборудования — Lincoln Electric. В настоящее время возглавляет собственную консалтинговую фирму. Д. Котеки был президентом Американского сварочного общества (AWS) и председателем подкомиссии по сварке нержавеющих сталей и сплавов на никелевой основе Американского совета по исследованиям в области сварки (WRC), а также вице-президентом Международного института сварки (UW).

В монографии приведен детальный анализ многочисленных публикаций в рассматриваемой области, по сути, начиная с фундаментальных работ А. Шеффлера в начале 40-х годов XX века и до начала

XXI века, а также представлены результаты собственных исследований авторов монографии и подробный их анализ и исследований сотрудников и аспирантов авторов.

В монографию включен ряд наименований стандартов разных стран.

Монография представляет собой фундаментальный труд по металлургии и свариваемости нержавеющих и жаропрочных сталей различных классов и назначения, а также сплавов на никелевой основе. Она весьма полезна, по нашему мнению, российским специалистам сварочного производства в этой области, работающим, прежде всего, в ответственных отраслях промышленности, преподавателям, аспирантам и студентам как университетов, так и средних профессиональных учебных заведений для приобретения знаний, отвечающих уровню XXI века.

Инициатива опубликования монографии на русском языке, финансирование перевода монографии и издания принадлежат и осуществлены ООО «Региональный Северо-Западный Межотраслевой Аттестационный Центр» системы аттестации сварочного производства НАКС РФ (Санкт-Петербург). Два года напряженного труда коллективов ООО «РСЗ МАЦ» — Т. И. Гусевой (редактор перевода), Т. А. Ивановой, О. В. Панченко, А. М. Ростовского и кафедры сварки и лазерных технологий С. А. Ермакова. В. А. Кархина, А. М. Левченко, Н. А. Соснина, Б. В. Федотова над переводом и редактированием монографии дали российским специалистам сварочного производства прекрасную техническую книгу для научного и производственного совершенствования.

Посвящаю моим родителям Карлу и Хильде (Шмидер) Липпольд, которые всегда были для меня примером достоинства, источником вдохновения, жизненной стойкости и мужества.

Джон Липпольд

Посвящаю Кате (Зандер) - моей жене, без чьей поддержки и любви на протяжении более 40 лет мое образование, карьера и личная жизнь были бы менее успешными.

Дамиан Котеки

ОГЛАВЛЕНИЕ

Предисловие научных редакторов и переводчика.. 3

Глава 1 ОСНОВНЫЕ ПОЛОЖЕНИЯ.. 15

1.1 Описание нержавеющих сталей...16
1.2 История разработки нержавеющих сталей....................................... 17
1.3 Типы нержавеющих сталей и их применение...................................19
1.4 Коррозионная стойкость..20
1.5 Производство нержавеющих сталей...21
Библиографический список к главе 1.. 23

Глава 2 ФАЗОВЫЕ ДИАГРАММЫ..24

2.1 Система железо-хром.. 25
2.2 Система железо—хром—углерод...26
2.3 Система железо-хром-никель...29
2.4 Фазовые диаграммы для специфических систем легирования . . .32
Библиографический список к главе 2.. 36

Глава 3 ЛЕГИРУЮЩИЕ ЭЛЕМЕНТЫ
И СТРУКТУРНЫЕ ДИАГРАММЫ..37

3.1 Легирующие элементы в нержавеющих сталях............................ 37
3.1.1 Хром...38
3.1.2 Никель.. 39
3.1.3 Марганец..39
3.1.4 Кремний... 40
3.1.5 Молибден..41

3.1.6 Карбидообразующие элементы..41
3.1.7 Дисперсионно-упрочняющие элементы............................ 42
3.1.8 Элементы, образующие твердые растворы внедрения: углерод и азот.. 42
3.1.9 Другие элементы..43
3.2 Сопоставление феррито- и аустенитообразующих элементов ... 44
3.3 Структурные диаграммы.. 44
3.3.1 Аустенито-ферритные системы легирования: ранние диаграммы и соотношения эквивалентов............... 45
3.3.2 Диаграмма Шеффлера..50
3.3.3 Диаграмма Делонга.. 55
3.3.4 Другие диаграммы..57
3.3.5 Диаграммы WRC-1988 и WRC-1992 63
3.4 Аустенито-мартенситные системы легирования.............................. 66
3.5 Феррито-мартенситные системы легирования..................................70
3.6 Прогнозирование содержания феррита с помощью нейронной сети.. 76
Библиографический список к главе 3...77

Глава 4 МАРТЕНСИТНЫЕ НЕРЖАВЕЮЩИЕ СТАЛИ 82

4.1 Стандартные стали и присадочные материалы................................83
4.2 Физическая и механическая металлургия..86
4.3 Металлургия сварки...92
4.3.1 Зона расплавления...92
4.3.2 Зона термического влияния.. 95
4.3.3 Фазовые превращения..99
4.3.4 Послесварочная термическая обработка..........................101
4.3.5 Рекомендации по выбору температуры предварительного подогрева, между проходами и послесварочной термической обработки...104
4.4 Механические свойства сварных соединений 109
4.5 Свариваемость...110
4.5.1 Кристаллизационное и ликвационное растрескивание . 110
4.5.2 Растрескивание при повторном подогреве........................113
4.5.3 Растрескивание, вызванное водородом............................ 113
4.6 Супермартенситные нержавеющие стали....................................... 114
4.7 Примеры расчета температуры начала мартенситного превращения для мартенситных нержавеющих сталей.................. 120
Библиографический список к главе 4...122

Глава 5 ФЕРРИТНЫЕ НЕРЖАВЕЮЩИЕ СТАЛИ..................................... 124

5.1 Стандартные марки сталей и присадочных материалов.................125
5.2 Металловедение и механические свойства сталей.......................... 130
5.2.1 Влияние легирующих элементов на микроструктуру . . 133
5.2.2 Влияние мартенсита...133

5.2.3 Явление охрупчивания..135
5.2.3.1 Охрупчивание при температуре 475 °С............136
5.2.3.2 Охрупчивание за счет образования сигма- и хи-фазы.. 137
5.2.3.3 Высокотемпературное охрупчивание.............. 138
5.2.3.4 Чувствительность к надрезу............................. 143
5.2.4 Механические свойства..144
5.3 Металлургия сварки...146
5.3.1 Зона расплавления...146
5.3.1.1 Последовательность кристаллизации и превращения...146
5.3.1.2 Поведение дисперсионных выделений 150
5.3.1.3 Прогнозирование микроструктуры.................. 152
5.3.2 Зона термического влияния..154
5.3.3 Швы, выполняемые методами сварки давлением 156
5.4 Механические свойства сварных соединений................................ 158
5.4.1 Низкохромистые стали...158
5.4.2 Среднехромистые стали... 159
5.4.3 Высокохромистые стали... 163
5.5 Свариваемость.. 167
5.5.1 Кристаллизационное растрескивание при сварке 167
5.5.2 Высокотемпературное охрупчивание................................169
5.5.3 Растрескивание, вызванное водородом.............................171
5.6 Коррозионная стойкость.. 171
5.7 Послесварочная термическая обработка... 176
5.8 Выбор сварочного материала..178
5.9 Конкретный пример: растрескивание в зоне термического влияния стали марки 436 в процессе холодного деформирования...179
5.10 Конкретный пример: межкристаллитное коррозионное растрескивание под напряжением в зоне термического влияния стали марки 430.. 182
Библиографический список к главе 5...185

Глава 6 АУСТЕНИТНЫЕ НЕРЖАВЕЮЩИЕ СТАЛИ................................ 189

6.1 Стандартные стали и присадочные материалы............................... 191
6.2 Металлургические и механические особенности аустенитных сталей..197
6.2.1 Механические свойства..203
6.3 Металлургия сварки.. 204
6.3.1 Микроструктурные превращения в зоне расплавления 204
6.3.1.1 Кристаллизация типа А — полностью аустенитная..206
6.3.1.2 Кристаллизация типа AF....................................207
6.3.1.3 Кристаллизация типа FA....................................209
6.3.1.4 Кристаллизация типа F.......................................212

6.3.2 Границы в однофазном аустенитном металле шва 216
6.3.2.1 Границы субзерен кристаллизации....................217
6.3.2.2 Границы зерен кристаллизации..........................217
6.3.2.3 Мигрирующие границы зерен............................ 218
6.3.3 Зона термического влияния...220
6.3.3.1 Рост зерна...220
6.3.3.2 Образование феррита..220
6.3.3.3 Дисперсионные выделения............................... 220
6.3.3.4 Ликвация по границам зерен.............................221
6.3.4 Температура предварительного подогрева и между проходами. Послесварочная термическая обработка . . 222
6.3.4.1 Охрупчивание при температуре между проходами..223
6.4 Механические свойства сварных соединений.................................225
6.5 Свариваемость...233
6.5.1 Кристаллизационное растрескивание при сварке 233
6.5.1.1 Преимущества кристаллизации с образованием первичного феррита................ 236
6.5.1.2 Использование прогнозирующих диаграмм . 238
6.5.1.3 Влияние примесей... 241
6.5.1.4 Измерение содержания феррита........................ 245
6.5.1.5 Влияние кристаллизации с высокой скоростью... 246
6.5.1.6 Морфология разрушения кристаллизационных трещин............................ 253
6.5.1.7 Предупреждение образования кристаллизационного растрескивания в сварных швах..255
6.5.2 Ликвационные трещины в зоне термического влияния 256
6.5.3 Ликвационные трещины в металле шва............................259
6.5.4 Образование растрескивания вследствие провала пластичности 261
6.5.5 Растрескивание при повторном нагреве.......................... 265
6.5.6 Растрескивание при загрязнении медью.......................... 269
6.5.7 Растрескивание при загрязнении цинком........................ 270
6.5.8 Растрескивание, вызванное гелием..................................270
6.6 Коррозионная стойкость...271
6.6.1 Межкристаллитная коррозия...272
6.6.1.1 Методы по предотвращению повышенной чувствительности к коррозии...........................276
6.6.1.2 Ножевая коррозия..277
6.6.1.3 Повышенная чувствительность к коррозии при низких температурах.................................278
6.6.2 Коррозионное растрескивание под напряжением 279
6.6.3 Питтинговая и щелевая коррозия.....................................281
6.6.4 Коррозия, вызванная микробиологическим фактором .283
6.6.5 Селективное коррозионное воздействие на феррит . . .285

6.7 Специальные стали......286
6.7.1 Теплоустойчивые стали......286
6.7.2 Стали с высоким содержанием азота......290
6.8 Частный пример: правильный выбор присадочного материала . 296
6.9 Частный пример: что не в порядке с моим бассейном?......300
6.10 Частный пример: трещины в зоне термического влияния......301
Библиографический список к главе 6......302

Глава 7 ДУПЛЕКСНЫЕ НЕРЖАВЕЮЩИЕ СТАЛИ......309

7.1 Стандартные стали и присадочные материалы......311
7.2 Физическая металлургия......311
7.2.1 Баланс фаз аустенит—феррит......311
7.2.2 Реакции выделений......317
7.3 Механические свойства......318
7.4 Металлургия сварки......319
7.4.1 Особенности кристаллизации......319
7.4.2 Роль азота......319
7.4.3 Вторичный аустенит......326
7.4.4 Зона термического влияния......329
7.5 Управление балансом феррит-аустенит......333
7.5.1 Тепловложение......334
7.5.2 Влияние скорости охлаждения......335
7.5.3 Прогнозирование содержания феррита и его измерение......337
7.6 Свариваемость......338
7.6.1 Кристаллизационное растрескивание при сварке 338
7.6.2 Растрескивание, вызванное водородом......339
7.6.3 Охрупчивание при промежуточных температурах 340
7.6.3.1 Охрупчивание за счет альфа-прим фазы. . . . 341
7.6.3.2 Охрупчивание за счет образования сигма-фазы......341
7.7 Механические свойства сварных соединений......345
7.8 Коррозионная стойкость......347
7.8.1 Коррозионное растрескивание под напряжением 347
7.8.2 Питтинговая коррозия......347
Библиографический список к главе 7......349

Глава 8 ДИСПЕРСИОННО-ТВЕРДЕЮЩИЕ НЕРЖАВЕЮЩИЕ СТАЛИ......352

8.1 Стандартные стали и присадочные материалы......354
8.2 Физическая металлургия и механические свойства......357
8.2.1 Мартенситные дисперсионно-твердеюшие нержавеющие стали......361
8.2.2 Полуаустенитные дисперсионно-твердеюшие нержавеющие стали......369

8.2.3 Аустенитные дисперсионно-твердеющие нержавеющие стали 371
8.3 Металлургия сварки 373
8.3.1 Оценка микроструктуры 374
8.3.2 Послесварочная термическая обработка 374
8.4 Механические свойства сварных соединений 376
8.5 Свариваемость 378
8.6 Коррозионная стойкость 383
Библиографический список к главе 8 384

Глава 9 СВАРКА РАЗНОРОДНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ИЗ НЕРЖАВЕЮЩИХ СТАЛЕЙ 386

9.1 Применение разнородных сварных соединений 386
9.2 Соединения углеродистых и низколегированных сталей с аустенитными нержавеющими сталями 388
9.2.1 Определение структуры металла сварного шва 388
9.2.2 Переходная область границы сплавления 392
9.2.3 Природа границ типа 11 396
9.3 Свариваемость 399
9.3.1 Кристаллизационное растрескивание 399
9.3.2 Отслоение наплавленных слоев 401
9.3.3 Разрушение по механизму ползучести в углеродистых и низколегированных сталях 402
9.4 Другие разнородные сочетания 405
9.4.1 В зоне расплавления номинально аустенитных сталей ожидается некоторое количество феррита или происходит кристаллизация с образованием первичного феррита 405
9.4.2 В зоне расплавления номинально аустенитных сталей, соединенных сваркой с полностью аустенитными нержавеющими сталями, ожидается некоторое количество феррита 405
9.4.3 Соединение аустенитной нержавеющей стали с дуплексной нержавеющей сталью 406
9.4.4 Соединение аустенитной нержавеющей стали с ферритной нержавеющей сталью 406
9.4.5 Соединение аустенитной нержавеющей стали с мартенситной нержавеющей сталью 407
9.4.6 Соединение мартенситной нержавеющей стали с ферритной нержавеющей сталью 407
9.4.7 Нержавеющий присадочный металл для трудносвариваемых сталей 408
9.4.8 Соединение сплавов на медной основе с нержавеющими сталями 412
9.4.9 Соединение сплавов на никелевой основе с нержавеющими сталями 412
Библиографический список к главе 9 414

Глава 10 ИСПЫТАНИЕ НА СВАРИВАЕМОСТЬ.. 416

10.1 Свариваемость.. 416
10.1.1 Подходы к испытаниям на свариваемость........................ 417
10.1.2 Методы испытания на свариваемость.............................. 417
10.2 Испытание по методике Varestraint...419
10.2.1 Методика создания количественных критериев образования кристаллизационного растрескивания при сварке.. 421
10.2.2 Методика количественной оценки склонности к образованию ликвационных трещин в зоне термического влияния..425
10.3 Испытание на пластичность в горячем состоянии..429
10.4 Испытание на изгиб для определения образования трещины... 434
10.5 Испытание “деформация—разрушение”..440
10.6 Другие испытания на свариваемость...442
Библиографический список к главе 10..443

Приложение 1 Номинальный химический состав нержавеющих сталей, %...445

Приложение 2 Методы травления сварных швов нержавеющих сталей . 459
Библиографический список к приложению 2...463

Приложение 3 Сокращения и определения, применяемые в США в области сварки и материалов..............................464

ГЛАВА 1

ОСНОВНЫЕ ПОЛОЖЕНИЯ

Нержавеющая сталь — важный класс технических материалов, которые широко используются в различных отраслях техники при производстве оборудования. Сварка является важным технологическим процессом для изготовления конструкций из нержавеющих сталей. За последние 75 лет было разработано множество технических стандартов, руководящих документов и рекомендаций, издано справочников, статей. Это дало возможность понять особенности способов сварки и выявить необходимые меры предосторожности для получения качественных сварных швов. Считается, что нержавеющие стали это свариваемые материалы, но существует много технологических тонкостей, которые необходимо учитывать, чтобы застраховаться от возможного образования дефектов как во время, так и после сварки. Когда пренебрегают соблюдением требований технологии, нередко возникают сложности во время производства или при эксплуатации сварных конструкций. Часто это связано с несоответствующим регулированием микроструктуры сварного шва и несоответствием связанных с ней свойств, а также с неправильно выбранными процессами сварки для данных материалов с учетом их микроструктуры.

Монография содержит основную информацию о металлургии сварки и свариваемости различных нержавеющих сталей, которые в настоящее время используются как технические материалы. Разные типы нержавеющих сталей приведены в соответствии с их классификацией по микроструктуре: мартенситные, ферритные, аустенитные, дуплексные (аустенит + феррит) и многие специальные марки сталей, которые разрабатывались с начала 70-х годов XX века. Кроме того, в монографии приведены многочисленные примеры анализов технологии сварки, разрушения сварных соединений и рекомендации по выбору сталей, процессов и технологий сварки конструкций.

1.1 ОПИСАНИЕ НЕРЖАВЕЮЩИХ СТАЛЕЙ

Нержавеющие стали представляют собой группу высоколегированных сталей на основе систем: Fe—Cr; Fe—Cr—C и Fe—Cr—Ni. Чтобы сталь была нержавеющей, содержание хрома в ней не должно быть ниже 10,5 %. В этом случае образуются пассивные поверхностные пленки оксидов, предотвращающие окисление и коррозию металла в окружающей среде. Некоторые стали, содержащие менее 11 % хрома, например 9 %, используемые в энергетическом оборудовании, иногда рассматриваются совместно с нержавеющими сталями, однако в рамках данной монографии это не предусмотрено. Следует также отметить, что многие стали с содержанием хрома 12 % и более фактически будут подвергаться коррозии в атмосферных условиях. Это происходит вследствие способности хрома соединяться с другими элементами, содержащимися в сталях, образуя карбиды или другие химические соединения, и в результате снижения содержания хрома в твердом растворе. Классический пример в такой ситуации: поверхностное упрочнение сталей, содержащих 25 % хрома и 4 % углерода, которые корродируют благодаря интенсивному образованию карбидов хрома. Такие стали в настоящей монографии не рассматриваются.

Причина коррозии нержавеющей стали - воздействие среды на пассивирующие оксиды. Возможны различные виды коррозии, включая питтинговую (точечную), ножевую и межкристаллитную. На образование коррозии того или иного вида влияют характер окружающей среды, химический состав, металлургические особенности и напряженное состояние металла. Инженеры и проектировщики должны быть хорошо осведомлены об условиях эксплуатации, способах сварки и о металлургических характеристиках нержавеющих сталей при выборе их для использования в коррозионных средах.

Нержавеющие стали также имеют хорошую стойкость к окислению даже при высоких температурах, и поэтому их часто относят к жаростойким сталям. Это их свойство зависит от содержания хрома. Некоторые высоколегированные стали, содержащие от 25 до 30 % хрома, могут быть использованы при температурах свыше 1000 °C (1830 °F). Другая форма стойкости к окислению при повышенных температурах — сопротивление к науглероживанию стали. Чтобы получить такие свойства, были разработаны нержавеющие стали с умеренным содержанием хрома (приблизительно 16 %), но с высоким содержанием никеля (до 35 %).

Нержавеющие стали широко используются в электроэнергетике, химическом, бумажном и во многих других производствах, например, таких как изготовление кухонного оборудования, и в автомобильной промышленности. Они также находят широкое применение в фармацевтической, молочной и пищевой промышленности для обеспечения должных требований по санитарным нормам.

Большинство нержавеющих сталей поддаются сварке, но для многих требуются специальные приемы. В большинстве случаев в результате сварки происходят изменения в металле шва и в зоне термического влияния (ЗТВ) по сравнению с основным металлом. Это может привести к нежелательным фазовым изменениям, к образованию интерметаллидов, росту зерна, сегрегации легирующих примесей и к другим реакциям, т. е. в основном к некоторому ухудшению свойств металла, что должно быть учтено при проектировании и производстве.

1.2 ИСТОРИЯ РАЗРАБОТКИ НЕРЖАВЕЮЩИХ СТАЛЕЙ

Краткая история нержавеющих сталей.

В 1821 г. французский исследователь Berthier экспериментировал с добавками хрома к стали.

В 1897 г. немецкий исследователь Goldschmidt разработал технологию производства низкоуглеродистых хромистых сталей.

В 1904-1909 гг. во Франции и Германии произведены стали с содержанием 13 и 17 % хрома.

В 1913 г. 20 августа английский исследователь Bready отлил первый коммерческий слиток № 1008 на фирме Thomas Firth and Sons. Химический состав слитка, %: углерод - 0,24; кремний - 0,20; марганец-0,44; хром — 12,86.

В 1916 г. 5 сентября получен патент США 1, 197,256 для сталей, содержащих хрома от 9,0 до 16,0 % и углерода - менее 0,7 %.

Введение хрома в сталь и обнаружение его благоприятного воздействия на сопротивление коррозии принадлежит французскому исследователю Berthier, который в 1821 г. получил сталь с содержанием 1,5 % хрома и рекомендовал ее для производства столовых приборов. Однако ранние эксперименты показали, что с увеличением содержания хрома способность сталей к формообразованию резко ухудшается из-за высокого содержания углерода, и интерес к ним упал до начала двадцатого столетия. Интерес к коррозионно-стойким сталям возобновился в период с 1900 по 1915 г., и ряд металлургов получили финансирование для разработки коррозионно-стойких сплавов [1]. Очевидно, катализатором для возобновления этих разработок послужило развитие в

1897 г. в Германии метода получения низкоуглеродистых хромсодержащих сталей [2]. Вскоре после этого Guillet (1904 г. [3]), Portevin (1909 г. [4] и Giesen (1909 г. [51) опубликовали работы, описывающие микроструктуру и свойства нержавеющих сталей с содержанием 13 % хрома в мартенситных и 17 % — в ферритных сталях. В 1909 г. Guillet также опубликовал результаты исследования хромоникелевых сталей, которые были предшественниками аустенитных нержавеющих сталей. Другим движущим фактором для широкого распространения производства нержавеющих сталей явилось усовершенствование электродуговой плавящей печи в 1899 г. французским исследователем Heroult.

Эти лабораторные исследования инициировали значительный интерес к коррозионно-стойким сталям для развития производственной деятельности, и с 1910 по 1915 г. были приложены значительные усилия, чтобы использовать их в коммерческих целях. Первое упоминание о коммерческих нержавеющих сталях приписывается Harry Brearly [6]. Родом из бедной рабочей семьи, он с 12 лет начал работать в фирме Thomas Firth and Sons (Англия) в качестве мойщика посуды химической лаборатории. В 1907 г. в возрасте 36 лет он был назначен главой научно-исследовательских лабораторий. В мае 1912 г. Brearly посетил Малую королевскую военную фабрику в Энфилде, чтобы исследовать причину разрушения подвергнувшихся коррозии оружейных стволов, которые были изготовлены из стали с 5%-ным содержанием хрома. Он пришел к выводу, что можно решить проблему коррозии, повышая содержание хрома. Сначала он отливает две плавки сталей с содержанием хрома 10 и 15 % при номинальном содержании углерода 0,30 %. Обе стали были неудачными из-за чрезмерно высокого содержания углерода. Однако в августе 1913г. приемлемый слиток был отлит и имел химический состав, %: хром — 12,86, углерод - 0,24, кремний - 0,20 и марганец - 0,44. Этот материал был использован для производства 12 орудийных стволов, но новые стволы не показали ожидаемых результатов. Часть этого материала пошла на изготовление лезвий для столовых приборов, и с этого времени начался век нержавеющих сталей.

Первый слиток нержавеющей стали в США был отлит 3 марта 1915г. в Питсбурге в фирме Firth Sterling Ltd. Это в конечном итоге привело к выдаче патента США 1,197,256 Brearly на ножевую сталь, в котором был приведен ряд сплавов, содержащих от 9 до 16 % хрома и менее 0,7 % углерода. Вскоре стали, производимые по этому патенту, были названы Фирсовыми нержавеющими сталями ***(Firth Stainless).***

Несмотря на то, что Brearly широко известен как “изобретатель нержавеющей стали”, запатентовавший свое изобретение в 1915 г., его разработка была бы невозможна без инновационных исследований во

Франции и Германии в предыдущие десятилетия. Следует также признать работы других современников Brearly, включая американских исследователей Dansitzen и Becket (ферритные стали) и немецких исследователей Maurer и Strauss (аустенитные стали) [7].

1.3 ТИПЫ НЕРЖАВЕЮЩИХ СТАЛЕЙ И ИХ ПРИМЕНЕНИЕ

Нержавеющие стали после углеродистых и марганцовистых наиболее широко используемые. Большое разнообразие марок нержавеющих сталей и широкий диапазон их свойств позволяют применять эти стали для самых различных целей. Не удивительно, что проводились значительные дальнейшие исследования с целью определения их микроструктуры и свойств.

В отличие от материалов других систем, которые обычно классифицируют по химическому составу, нержавеющие стали принято классифицировать по микроструктуре. В нержавеющих сталях образуются три микроструктуры: мартенситная, ферритная и аустенитная. Дуплексные нержавеющие стали состоят примерно из 50 % аустенита и 50 % феррита, при этом используются желательные свойства каждой фазы. *Дисперсионно-твердеющие* стали названы так потому, что в них образуются дисперсионные выделения, способные упрочнять сталь во время термической обработки — старения. Дисперсионно-твердеющие стали по структуре матрицы разделяют на мартенситные, полуаустенитные и аустенитные.

Американский институт стали и железа (AISI) использует для классификации систему с тремя цифрами, иногда сопровождаемыми буквой для обозначения нержавеющих сталей, например. 304; 304L; 410 и 430. Магнитные свойства также могут быть использованы для идентификации некоторых нержавеющих сталей. Аустенитные стали преимущественно немагнитные. Небольшое количество остаточного феррита или холодная обработка могут вызвать слабые ферромагнитные свойства, но они намного слабее свойств магнитных материалов. Ферритные и мартенситные стали — ферромагнетики.

Типы нержавеющих сталей:
мартенситные (4XX);
ферритные (4XX);
аустенитные (2XX, 3XX);
дуплексные (аустенитные и ферритные);
дисперсионно-твердеющие.

Дуплексные нержавеющие стали являются магнитными из-за высокого содержания феррита.

Физические свойства различных марок сталей, такие как теплопроводность и коэффициент термического расширения, а также механические свойства изменяются в широких диапазонах и оказывают соответствующее влияние на их свариваемость. Например, аустенитная нержавеющая сталь обладает низкой теплопроводностью и большим коэффициентом термического расширения, что приводит к более высоким деформациям во время сварки, чем у других классов сталей, прежде всего таких как ферритные или мартенситные.

1.4 КОРРОЗИОННАЯ СТОЙКОСТЬ

В большинстве случаев нержавеющие стали выбирают благодаря их коррозионной стойкости и жаропрочности. Эти стали, содержащие на поверхности оксид хрома, пассивный по своей природе, фактически не подвержены атмосферной коррозии, которая разрушает углеродистые и низколегированные стали. Однако нержавеющие стали восприимчивы к другим видам коррозии, поэтому их выбор следует тщательно обосновывать, учитывая применение в конкретных условиях эксплуатации. В этой монографии невозможно детально рассмотреть различные механизмы возникновения коррозии нержавеющих сталей, и читателю предлагаются другие источники, чтобы обеспечить его более подробной информацией [8-11]. В данном разделе приводятся краткие сведения о механизмах коррозии сварных соединений нержавеющих сталей. Более детальные описания содержатся в соответствующих главах.

В нержавеющих сталях могут возникнуть две формы локальной коррозии: питтинговая (точечная) и щелевая. Механизмы их образования схожи и являются результатом высоколокализованных воздействий. Питтинговая коррозия возникает под влиянием местного разрушения пассивной поверхностной пленки, она обычно связана с микроструктурными особенностями, такими как границы зерен, или с образованием интерметаллидных включений. Как только возникает очаг, начинается коррозийное воздействие на поверхность материала. Сначала формируется маленькая точка (ямка), со временем химический состав в пределах этого очага начинает изменяться, становясь более агрессивным (кислым). Это приводит к быстрому подповерхностному (внутреннему) воздействию и слиянию соседних пятен коррозии, что резко ускоряет разрушение материала. Точечная коррозия очень коварна — одна маленькая точка может привести к разрушениям по большим поверхностям.

Щелевая коррозия подобна питтинговой по механизму образования, но не требует для инициирования металлургического фактора.

Термин “щелевая коррозия" подразумевает, что должно существовать замкнутое пространство (щель), в котором происходят аналогичные изменения химического состава. Щелевая коррозия часто возникает в болтовых соединениях, где между головкой болта и опорной поверхностью нержавеющей стали есть полость. Часто питтинговая и щелевая коррозии возникают в средах, содержащих ионы хлора (морская вода). Сварка может привести к формированию микроструктур, которые ускоряют точечную атаку или создают щели (непровары, шлаковые включения), ускоряющие локальную коррозию. Оставшиеся на сварных швах оксидные пленки, формирующиеся при сварке, могут также снизить сопротивление к коррозии в определенных средах.

Наиболее опасны межкристаллитная коррозия, которой посвящены многочисленные статьи и обзоры [11, 12], а также связанное с ней явление — коррозионное межкристаллитное растрескивание. Этот вид коррозии наиболее часто встречается в зоне термического влияния сварных соединений аустенитных сталей и возникает вследствие “повышенной чувствительности” (сенсибилизации (sensitization)). Под этим термином авторы монографии понимают выделение карбидов хрома по границам зерен и в результате - обеднение прилегающих микрообъемов металла по содержанию хрома ниже 12 %, что и вызывает в металле чувствительность к коррозии. Подобное явление происходит в зоне термического влияния (ЗТВ) ферритных нержавеющих сталей. Этот механизм более детально рассмотрен в соответствующих главах, посвященных этим сталям.

Коррозионное растрескивание под напряжением — также существенная проблема, особенно в распространенных аустенитных нержавеющих сталях таких марок, как 304L и 316L. Этот вид коррозии не связан с границами зерен. Ее развитие происходит по определенным атомным плоскостям в каждом зерне. При этом направление меняется от зерна к зерну с разветвлениями по мере развития коррозии. Совместное воздействие ионов хлора и остаточных внутренних или действующих напряжений способствует такому коррозионному растрескиванию.

1.5 ПРОИЗВОДСТВО НЕРЖАВЕЮЩИХ СТАЛЕЙ

Нержавеющая сталь производится в большом разнообразии форм и размеров, в том числе доступных для коммерческого использования. Некоторые стали, такие как ферритные и дуплексные, имеют ограничения по формообразованию, но в общем заготовка любой возможной формы может быть получена литьем, а также методами горячей и холодной обработки.

Благодаря внедрению техники аргонокислородного (argon—oxygen decarburization (AOD)) и вакуумкислородного (vacuum-oxygen decarburization (VOD)) обезуглероживания в начале 1970 г. выплавка нержавеющих сталей претерпела революционные изменения. Плавку первоначально ведут в дуговой электропечи, а затем расплав переливают в специальный конвертер для рафинирования. Расплав может содержать от 1,5 до 2 % углерода. При использовании аргонокислородного обезуглероживания смесь аргона и кислорода продувается через расплавленную сталь. Кислород, соединяясь с углеродом, образует оксид углерода, который удаляется из жидкого металла. Для достижения нужного количества углерода смесь аргона и кислорода необходимо контролировать. Процессы, использующие вакуумкислородное обезуглероживание, аналогичны, за исключением того, что аргон не требуется, а кислород вводится непосредственно в расплав. Использование этих процессов для производства низкоуглеродистых нержавеющих сталей с содержанием углерода менее 0,04 % в настоящее время - обычное явление. Вдобавок эти процессы значительно снижают остаточное содержание серы до уровня 0,001 %.

После процесса очистки сталь можно отливать в слитки или передавать непосредственно на литейную машину. В последнем случае сталь может быть отлита в слиток толщиной от 13 до 25 см и шириной до 2 м. Начиная с 80-х годов XX века применение непрерывного литья быстро распространилось и широко используется для производства листового материала.

После отливки сталь подвергают различным процессам горячей обработки, включая горячую прокатку и штамповку или экструзию, чтобы получить заданные размеры заготовок. Для многих нержавеющих сталей может быть использована горячая прокатка с последующей термической обработкой и травлением, а также холодная прокатка. Для производства очень тонкого листа (толщиной менее 0,25 мм) часто используют стан Sendzimir [15], обеспечивающий большое обжатие (до 80 %), уменьшая объем применения или вовсе исключая необходимость промежуточного отжига. При изготовлении сварочной проволоки используют стандартные процессы волочения проволоки и коммерческие смазочные материалы, поэтому во избежание загрязнения во время сварки проволоку необходимо тщательно очистить. Чтобы предупредить образование поверхностных трещин, которые могут поглощать загрязнения, в особых случаях проволоку требуемого диаметра можно получить методом прокатки. Более детальные сведения об этих и других процессах производства нержавеющих сталей можно найти в работах [13, 14].

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК К ГЛАВЕ 1

[1] Castro, R. 1993. Historical background to stainless steels, in ***Stainless Steels,*** P. LaCombe, B. Baroux, and G. Beranger, eds., Les Editions de Physique, Les Ulis, France, p. 3-9.

[2] Goldschmidt, H. 1897. ***Elektrochemische Zeitschrift,*** 4:143.

[3] Guiliet, L.1904. ***Revue de Metallurgie,*** 1:155; 2(1905):350; 3(1906):372.

[4] Portevin, A. 1909. Iron and Steel Institute, ***Carnegie Scholarship Memoirs,*** 1:230.

[5] Giesen, W. 1909. Iron and Steel Institute, ***Carnegie Scholarship Memoirs,*** 1:1.

[6] Stainless steel: the inventor, Harry Brearly, and his invention. ***Materials Performance,*** March 1990, pp. 64—68; reprinted from 1913—1988: 75 ***Years of Stainless Steel,*** British Steel.

[7] Maurer, E., and Strauss, B. 1920. ***Kruppshe Monatsch,*** p. 120-146.

[8] Fontana, M. G., and Green, N. D. 1978. ***Corrosion Engineering,*** 2nd ed., McGraw-Hill, New York.

[9] Jones, D. A. 1995. ***Principles and Prevention of Corrosion,*** 2nd ed., Prentice Hall, Upper Saddle River, NJ.

[10] LaCombe, P., Baroux, B., and Beranger, G., eds. 1993. ***Stainless Steels,*** Les Editions de Physique, Les Ulis, France.

[11] Sedriks, A. ***J.*** 1996. ***Corrosion of Stainless Steels,*** Wiley-Interscience, New York.

[12] Scully, J. R. 2003. Corrosion and oxide films, in ***Encyclopedia of Electro-chemistry,*** Vol. 3, M. Stratmann and G. S. Frankel, eds., Wiley—VCH, Weinheim, Germany, p. 344.

[13] U.S. Steel. 1971. ***The Making, Shaping, and Treating of Steel,*** 9th ed., U.S. Steel Corporation, Pittsburgh, PA.

[14] ASM. 1987. ASM ***Metals Handbook,*** 10th ed., Vol. 13, ASM International, Materials Park, OH.

[15] Sendzimir, M. G. 1980. Cold mills for stainless steels, ***Iron and Steel Engineer,*** November, p. 29—42.

ГЛАВА 2

ФАЗОВЫЕ ДИАГРАММЫ

Равновесные фазовые диаграммы могут быть использованы для описания фазовых превращений и фазового равновесия в нержавеющих сталях. В этой главе рассматриваются бинарная система Fe-Cr и тройные системы Fe-Cr-C, Fe-Cr-Ni, приводятся необходимые сведения по применению равновесных фазовых диаграмм, которые можно использовать для прогнозирования микроструктурных превращений, происходящих в различных классах нержавеющих сталей. Эти диаграммы могут только приблизительно описать реальную микроструктуру, формирующуюся в сварных швах. Во-первых, так как основной и присадочный металлы нержавеющих сталей содержат до 10 легирующих элементов, то вследствие этого возникает несоответствие со стандартными диаграммами. Во-вторых, фазовые диаграммы построены по законам термодинамического равновесия, а нагрев и охлаждение в процессе сварки происходят в резко неравновесных условиях. Для более детального анализа фазовых диаграмм и стабильных фаз, ассоциированных с нержавеющими сталями, следует обратиться к изданиям [1—3].

Некоторые ограничения классических фазовых диаграмм были преодолены за счет применения мощного программного обеспечения, использующего термодинамическую информацию с целью корректировки диаграмм общих систем. Программы и диаграммы, которые оно создает, хороши только как входные данные, хотя являются достаточно точными для систем на основе железа. В этой главе описана одна из таких программ - ThermoCalc™ и приведены некоторые примеры для демонстрации того, как могут быть построены фазовые диаграммы многокомпонентных систем.

2.1 СИСТЕМА ЖЕЛЕЗО-ХРОМ

Равновесная фазовая диаграмма железо—хром (рис. 2.1) является отправной точкой для описания фаз устойчивого состояния нержавеющих сталей, в которых хром — один из основных легирующих элементов. Следует обратить внимание на то, что здесь представлены полное растворение хрома в железе при повышенных температурах и затвердевание всех железохромистых сплавов, встречающихся в виде феррита*. Интервал кристаллизации для железохромистых сплавов

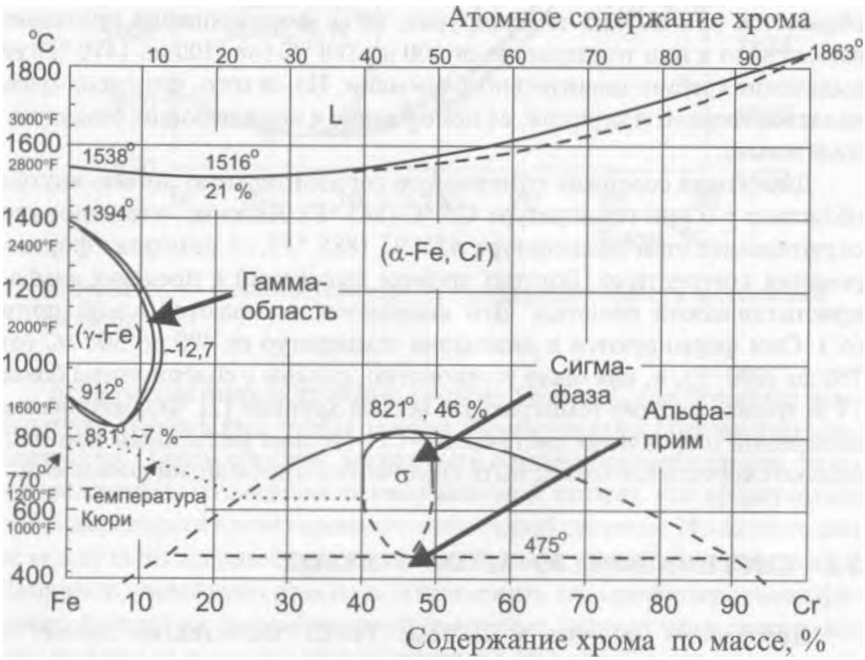


Рисунок 2.1 - Фазовая равновесная диаграмма системы Fe-Cr [4, 5]

* Феррит указан на фазовых диаграммах символами α и δ. Основываясь на системе Fe-C, δ-феррит рассматривают как высокотемпературный феррит, а α-феррит — как низкотемпературный, который образуется из аустенита. В системах Fe-Cr, Fe-Cr-C и Fe-Cr-Ni α и δ часто используются как взаимозаменяемые символы, хотя феррит, формирующийся при высокой температуре, частично или полностью может сохраниться при комнатной температуре. В настоящей монографии символы α и δ используются, как взаимозаменяемые с целью обозначить ОЦК кристаллическую структуру, характерную для сталей на основе железа.

очень узок. При низкой концентрации хрома область существования аустенита находится в диапазоне температуры от 912 до 1394 °C (от 1670 до 2540 °F). Сплавы, в которых содержание хрома более 12,7 %, при повышенных температурах будут полностью ферритными, в то время как другие с меньшим содержанием хрома при температурах в пределах гамма-области будут иметь структуру аустенита. Охлаждаясь, аустенит может трансформироваться в мартенсит.

Низкотемпературная равновесная фаза, называемая сигма-фазой, может образовываться в системе Fe-Cr. Эта фаза имеет стехиометрию FeCr и тетрагональную кристаллическую решетку. Сигма-фаза легко формируется в сплавах, содержащих более 20 % хрома. Так как она образуется при низких температурах, то ее формирование протекает весьма вяло и при температуре от 600 до 800 °C (от 1100 до 1470 °F) ее выделение требует значительного времени. Из-за того, что сигма-фаза является твердой и хрупкой, ее присутствие в нержавеющих сталях нежелательно.

Диаграмма содержит пунктирную горизонтальную линию внутри области $\sigma + \alpha$ при температуре 475 °C (885 °F). Явление, известное как охрупчивание при температуре 475 °C (885 °F), — результат формирования когерентных, богатых хромом выделений в пределах альфа-кристаллической решетки. Эти выделения называются альфа-прим (α'). Они формируются в диапазоне температур от 400 до 500 °C (от 750 до 1000 °F), и, как было установлено, сплавы с содержанием более 14 % хрома при этих температурах весьма хрупкие [2]. Формирование выделений α' в сплавах системы Fc—Cr — весьма медленный процесс, однако скорость его может быть увеличена легирующими добавками.

2.2 СИСТЕМА ЖЕЛЕЗО—ХРОМ—УГЛЕРОД

Добавление углерода к системе Fe—Cr значительно меняет и усложняет фазовое равновесие. Так как углерод является аустенизатором, его добавление расширяет гамма-область, позволяя аустениту при более высоком содержании хрома быть более устойчивым при повышенных температурах. На рис. 2.2 показано влияние содержания углерода на расширение области аустенита. Следует отметить, что даже малое количество углерода приводит к резкому расширению гамма-области. Это важно для получения мартенситных сталей, так как при охлаждении стали должны иметь аустенитную структуру при повышенных температурах. Для ферритных марок сталей размером гамма-области следует управлять так, чтобы при повышенных температурах формировалось незначительное количество аустенита или оно вовсе не формировалось.

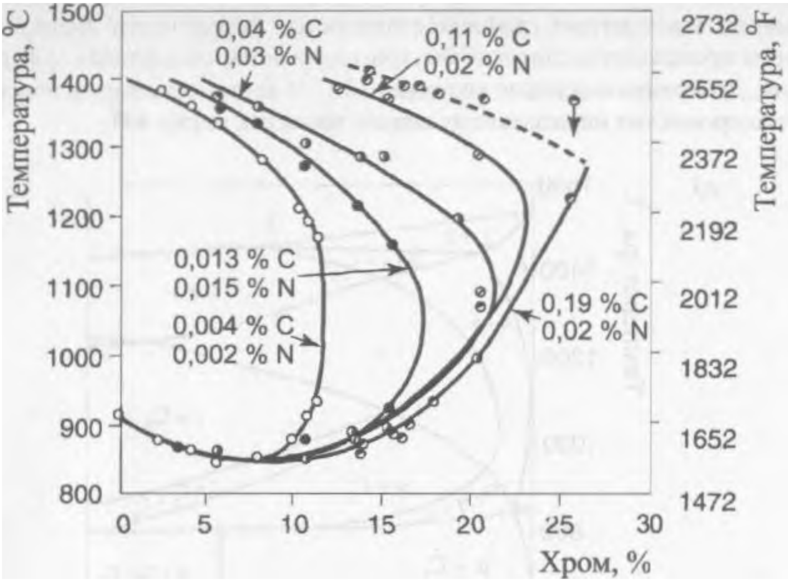


Рисунок 2.2 — Влияние углерода на расширение области аустенитной фазы [6]

Если рассматривать тройную систему Fe—Cr—C как функцию температуры, необходимо, чтобы один из элементов имел постоянную концентрацию. Таким образом, может быть создана псевдобинарная фазовая диаграмма, называемая псевдобинарной потому, что представляет собой двухмерное проектирование трехмерной системы. Из-за этого она не может быть использована таким же образом, как двойная диаграмма. Например, линейную связь нельзя применить для прогнозирования фазового баланса на псевдобинарной диаграмме, потому что у диаграммы есть глубина (т. е. соединяющая линия, не обязательно находящаяся на диаграмме). Такие диаграммы очень полезны для понимания фазового равновесия и фазовых превращений в трехкомпонентных системах. Две псевдобинарные диаграммы, основанные на системах с содержанием 13 и 17 % хрома с переменным количеством углерода, показаны на рис. 2.3. Из-за добавления углерода появились две троичные области, и диаграмма становится более сложной, чем такая же, как для системы Fe—Cr. Также на диаграмме появились два разных карбида - $(Cr, Fe)_{23}C_6$ и $(Cr, Fe)_7C_3$ — вследствие добавления углерода.

Для низкохромистых ферритных и мартенситных сталей с содержанием 13 % хрома псевдобинарная диаграмма может быть использована для объяснения микроструктуры и фазовой стабильности.

При очень низком содержании углерода (менее 0,1 %) стали при повышенных температурах становятся полностью ферритными. Если охлаждение происходит достаточно быстро, сплав остается в основном ферритным. Диаграмма для стали, содержащей 13 % хрома, является основой для низкохромистых нержавеющих сталей, таких как марки 409.

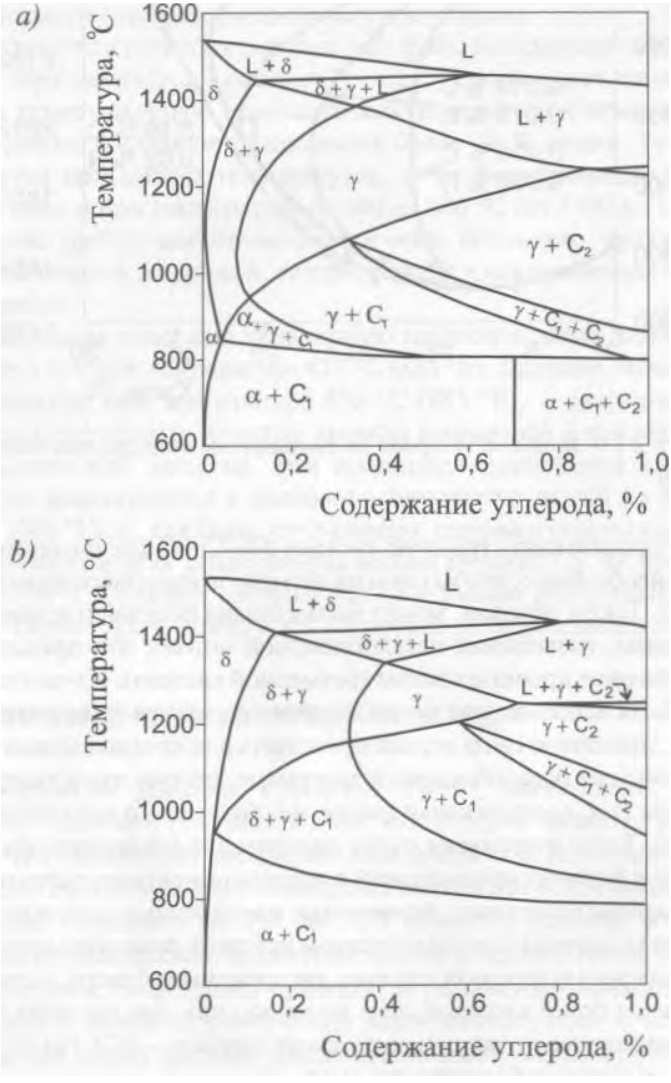


Рисунок 2.3 — Псевдобинарная диаграмма системы Fe-Cr—C при содержании хрома: ***a*** — 13 %; ***b*** - 17 %
C_1 - карбид $(Cr, Fe)_{23}C_6$; C_2- карбид $(Cr, Fe)_7C_3$ [7]

При содержании углерода более 0,1 % будут формироваться аустенит и смесь аустенита и феррита при повышенных температурах ниже интервала температуры кристаллизации. После охлаждения при температуре ниже 1200 °С (2190 °F) структура станет полностью аустенитной. Если скорость охлаждения достаточно высока, то аустенит трансформируется в мартенсит. Это имеет место для низкохромистых мартенситных нержавеющих сталей, таких как марки 410. При низком содержании углерода (0,05 %) в условиях повышенных температур будут существовать аустенит и феррит, при быстром охлаждении — образуется структура из мартенсита и феррита. Такие микроструктуры обычно нежелательны из-за снижения механических свойств.

При высоком содержании хрома (17 %) в системе Fe—Cr—C область ферритной фазы расширяется, а аустенитной сужается (см. рис. 2.3*b*). Это результат ферритизирующей способности хрома. Феррит, сформированный при повышенных температурах, более устойчив, а для формирования высокотемпературного аустенита требуется повышенное содержание углерода. Эта диаграмма является основой среднехромистых ферритных нержавеющих сталей, таких как марки 430, и среднехромистых высокоуглеродистых мартенситных сталей, таких как марки 440.

2.3 СИСТЕМА ЖЕЛЕЗО—ХРОМ—НИКЕЛЬ

Добавление никеля к системе Fe-Cr также расширяет область аустенитной фазы и позволяет аустениту быть устойчивым при комнатной температуре. Эта троичная система является основой для аустенитных и дуплексных нержавеющих сталей. На диаграммах (рис. 2.4) представлены проекции поверхностей ликвидуса и солидуса, что дает возможность установить и начало, и завершение процесса кристаллизации, соответственно [8]. Следует отметить, что на поверхности ликвидуса имеется полужирная линия, которая начинается почти от вершины треугольника, богатой железом (100 %), и направляется к стороне Cr—Ni. Эта линия разделяет состав, который отвердевает как первичный феррит (выше и левее), от состава, который отвердевает как первичный аустенит. Имеется точка эвтектики, примерно соответствующая химическому составу 48Cr—44 Ni—8Fe.

Поверхность солидуса представлена на диаграмме двумя полужирными линиями, проходящими от богатой железом вершины к стороне Cr—Ni диаграммы. Между двумя линиями аустенитная и ферритная фазы сосуществуют с жидкостью выше солидуса, а ниже солидуса — друг с другом. Эта область разделяет ферритные и однородные аустенитные области ниже солидуса. Следует отметить, что линии заканчиваются в троичной точке эвтектики. Стрелки на линиях указывают направление снижения температуры.

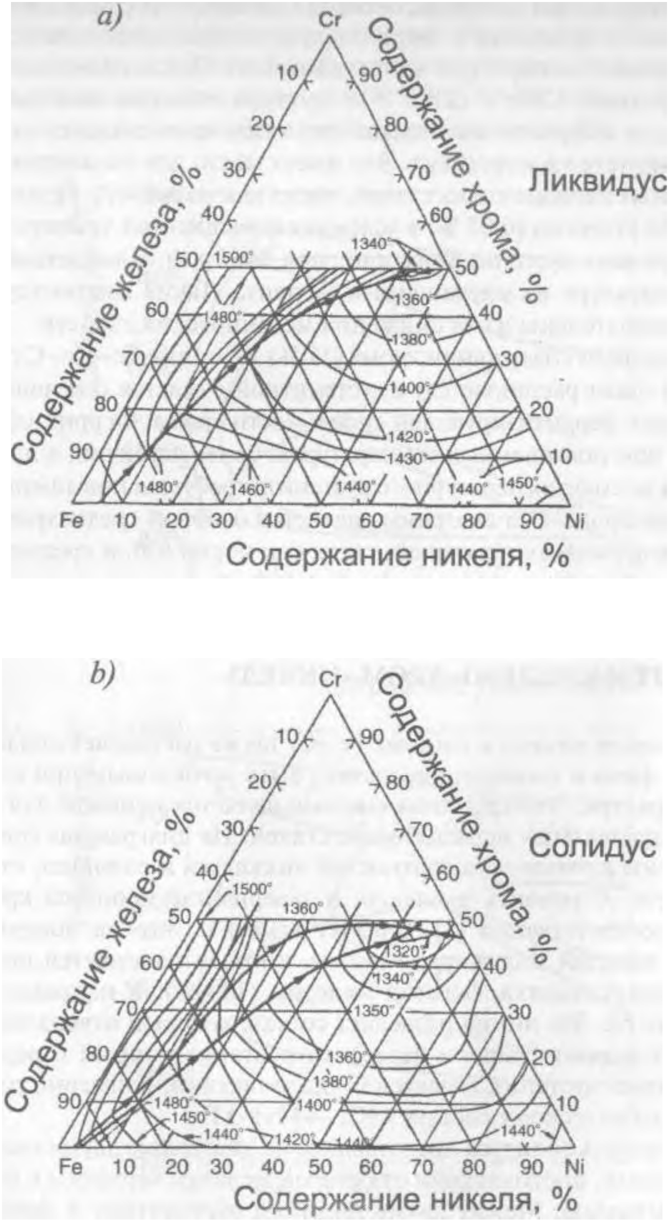


Рисунок 2.4 — Проекция ликвидуса и солидуса тройной системы Fe-Cr-C [8]

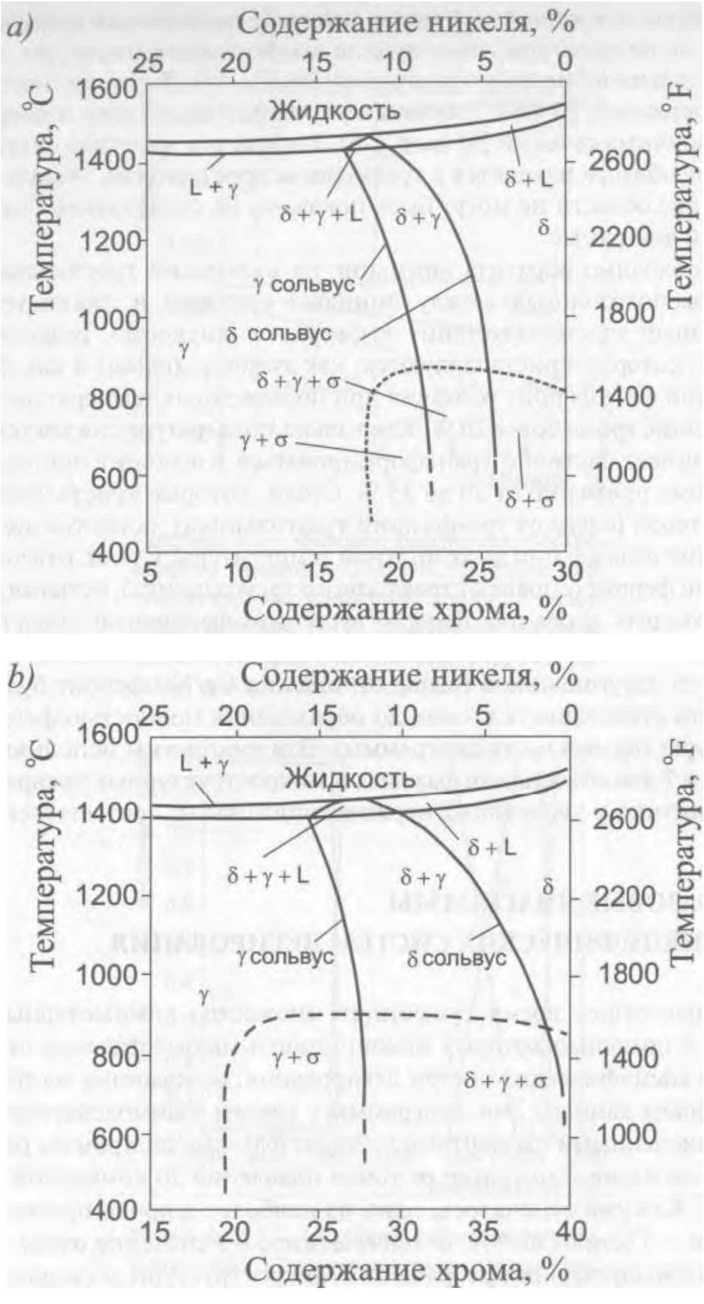


Рисунок 2.5 - Псевдобинарные сечения тройной системы
Fe — Cr — Ni при содержании железа: ***a*** — 70 %; ***b*** — 60 % [9]

Выбрав на тройной диаграмме сечение с постоянным содержанием железа от температуры ликвидуса до комнатной температуры, можно получить псевдобинарную диаграмму Fe—Cr-Ni. Две такие диаграммы при содержании 70 и 60 % железа построены при помощи изотермических троичных сечений [9] (рис. 2.5). Так как это троичная система, то фазовые области находятся в трехмерном пространстве, отсюда следует, что эти области нс могут быть показаны на стандартной бинарной фазовой диаграмме.

Необходимо обратить внимание на маленький треугольный участок, расположенный между линиями солидуса и ликвидуса. Это трехфазный участок (аустенит + феррит + жидкость), разделяющий сплавы, которые кристаллизуются, как аустенит (слева) и как феррит. В твердой фазе феррит устойчив при повышенных температурах, если содержание хрома более 20 %. Как только температура снижается, феррит начинает частично трансформироваться в аустенит при содержании хрома примерно от 20 до 25 %. Стали, которые кристаллизуются, как аустенит (слева от трехфазного треугольника), остаются аустенитными при охлаждении до комнатной температуры. Стали, отвердевающие, как феррит (справа от трехфазного треугольника), остывая, должны проходить через двухфазную аустенито-ферритную область. Это приводит к частичному превращению феррита в аустенит. На рисунке справа от треугольников (выше отношения Cr/Ni) феррит будет увеличивать стабильность вплоть до образования полностью ферритной структуры (правая часть диаграммы). Эти диаграммы использованы в главе 6 и 7 для объяснения фазовых и микроструктурных превращений в аустенитных и дуплексных нержавеющих сталях, соответственно.

2.4 ФАЗОВЫЕ ДИАГРАММЫ ДЛЯ СПЕЦИФИЧЕСКИХ СИСТЕМ ЛЕГИРОВАНИЯ

В настоящее время существует множество компьютерных программ, с помощью которых можно строить любые фазовые диаграммы для специфических систем легирования, основанные на термодинамических данных. Эти программы с учетом взаимодействия между многочисленными элементами и строят фазовые диаграммы равновесия в диапазоне температур от точки плавления до комнатной температуры. Как уже отмечалось, один из наиболее широко применяемых пакетов - ThermoCalc™. Это программное обеспечение очень удобно для прогнозирования превращений микроструктуры в сварных швах и ЗТВ нержавеющих сталей. Следует признать, что такие диаграммы описывают равновесные состояния, которые обычно не достигаются при сварке из-за быстрого нагрева и охлаждения.

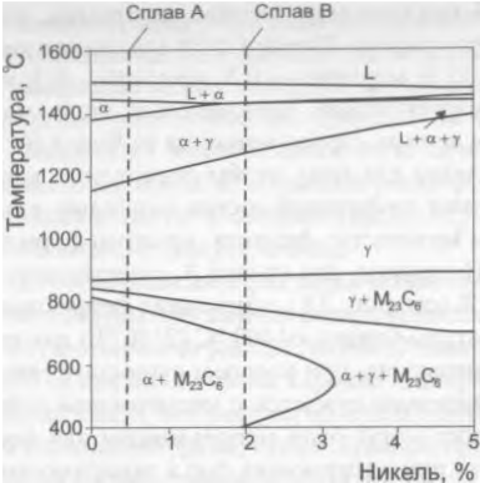


Рисунок 2.6 — Фазовая диаграмма, построенная с помощью ThermoCalc™ для мартенситной нержавеющей стали с содержанием хрома 12 %, показывает влияние добавок никеля (Antonio Ramirez, Университет штата Огайо, 2002)

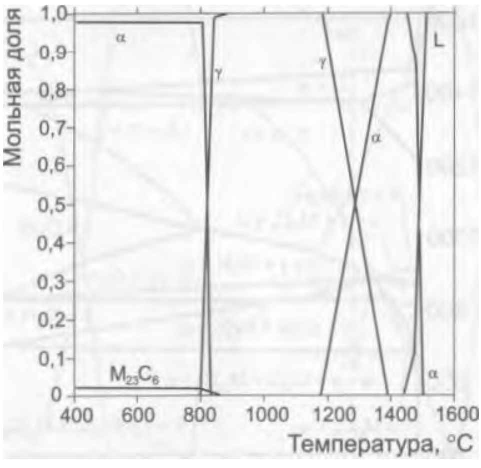


Рисунок 2.7 - Мольная доля присутствующих фаз в зависимости от температуры для стали с содержанием хрома 12 % (в соответствии с рисунком 2.6) и никеля 0,3 % (Antonio Ramirez, Университет штата Огайо, 2002)

На рис. 2.6 представлена фазовая диаграмма, построенная с использованием программы ThermoCalc™ для стали с химическим составом, %: хром — 12,0; марганец — 0,5; кремний — 0,5; углерод — 0,1, что соответствует мартенситной нержавеющей стали марки 410. Содержание никеля в данном случае меняется от 0 до 5 %. Такая диаграмма может быть полезна для того, чтобы определить, как количество никеля в стали влияет на фазовый состав, особенно, как добавки никеля могут влиять на количество феррита, который формируется в металле шва или ЗТВ. Например, для сплава А, содержащего 0,3 % никеля, и сплава В — 2,0 % (см. рис. 2.6), одиночная ферритная а-область в интервале температуры близко к 1400 °С (2550 °F) для сплава В исчезает, а интервал температуры, при котором существует двухфазная область α + γ последовательно сужается с увеличением содержания никеля. Эти данные также могут быть использованы для построения графика мольной доли присутствующих фаз в зависимости от температуры (рис. 2.7). Применяя такие подходы, легко определить состав основного и присадочного металлов по стабильности фаз и превращениям микроструктуры при сварке и термической обработке.

На рис. 2.8 приведен другой пример. Эта фазовая диаграмма рассчитана для дуплексной нержавеющей стали марки 2205, содержащей

Рисунок 2.8 - Фазовая диаграмма, построенная с помощью ThermoCalc™ для дуплексной нержавеющей стали 2205, показывает влияние добавок азота [10]

азот в различных концентрациях. Типичное содержание азота для этой стали — 0,15 %, что обозначено на рисунке вертикальной пунктирной линией. На этой диаграмме видно, что при повышенных температурах такая сталь никогда не будет полностью ферритной. Скорее всего, в микроструктуре всегда будет иметься какое-то количество аустенита, что может эффективно повлиять на снижение роста ферритного зерна в ЗТВ. Также показаны области, в которых карбид $M_{23}C_6$, нитрид Cr_2N и сигма-фаза термодинамически устойчивы.

Как и по рис. 2.7, объемная доля фаз также может быть подсчитана в зависимости от температуры при данном содержании азота (0,15%), что показано на рис. 2.9. В отличие от рис. 2.7, на рис. 2.9 дана объемная, а не мольная доля фаз. Так как доли объема карбида и нитрида очень малы, их фазы не показаны. Такой тип диаграммы очень полезен для определения количества конкретной фазы, существующей при заданной температуре. Например, при температуре приблизительно 1375 °C (2510 °F) микроструктура состоит примерно из 95 % феррита и 5 % аустенита.

Следует отметить, что на рис. 2.9 показано, что сигма-фаза является равновесной фазой при температуре ниже 900 °C (1650 °F). Сигма-фаза очень медленно образуется в железохромистых сплавах, одна-

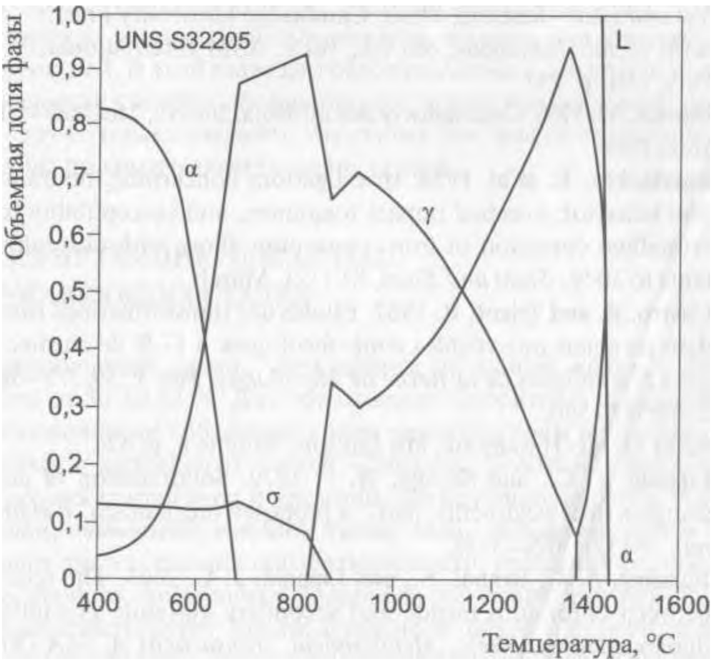


Рисунок 2.9 — Объемная доля фаз, присутствующих в дуплексной нержавеющей стали 2205 в зависимости от температуры [10]

ко она быстрее формируется в железохромникелевых нержавеющих сталях, содержащих феррит при температуре приблизительно 700 °С (1290 °F), особенно в сталях с повышенным содержанием хрома и молибдена. Это характерно для дуплексных нержавеющих сталей при высоком содержании в них феррита, что делает эти стали склонными к охрупчиванию вследствие образования а-фазы. Предотвращение образования σ-фазы из феррита требует быстрого охлаждения с температуры 900 до 500 °С (с 1650 до 930 °F). Эта особенность нержавеющих дуплексных сталей также предполагает серьезные ограничения на их обработку при повышенных температурах, включая послесварочную термическую обработку, что и рассматривается в главе 7.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК К ГЛАВЕ 2

[1] **Folkhard, E.** 1984. ***Welding Metallurgy of Stainless Steels,*** Springer—Verlag, Berlin (in German; 1988, English translation).

[2] **Peckner, D., and Bernstein, I. M.** 1977. ***Handbook of Stainless Steels,*** McGraw-Hill, New York.

[3] **Castro, R. J., and de Cadenet, J. J.** 1974. ***Welding Metallurgy of Stainless and Heat-Resisting Steels,*** Cambridge University Press.

[4] ***ASM Metals Handbook,*** 8th ed., Vol.8, ASM International, Materials Park, OH, p. 291.

[5] **Hansen, M.** 1958. ***Constitution of Binary Alloys,*** 2nd ed., McGraw-Hill, New York, 1958.

[6] **Baerlacken, E. et al.** 1958. Investigations concerning the transformation behavior, notched impact toughness, and susceptibility to intercrystalline corrosion of iron—chromium alloys with chromium contents to 30 ***%>, Stahl und Eisen,*** 81 (12), March.

[7| **Castro, R. and Tricot, R.** 1962. Etudes des transformations isothermes dans les aciers inoxydables semi—ferritiques a 17 % de chrome, ***Memoires Scientifiques de la Revue de Metallurgie,*** Part 1, 59:571-586; Part 2, 59:587-596.

[8] ASM Metals Handbook, 8th Edition, Volume 8, p. 424.

[9] **Lippold, J. C., and Savage, W. F.** 1979. Solidification of austenitic stainless steel weldments, parti: a proposed mechanism, ***Welding Journal,*** 58 (12):362s—374s.

[10] **Ramirez, A. J., Brandi. S., and Lippold, J. C.** 2003. The relationship between chromium nitride and secondary austenite precipitation in duplex stainless steels, ***Metallurgical Transactions A,*** 34A (8): 1575—1597.

ГЛАВА 3

ЛЕГИРУЮЩИЕ ЭЛЕМЕНТЫ И СТРУКТУРНЫЕ ДИАГРАММЫ

Нержавеющие стали содержат различные легирующие добавки (не только хром, углерод и никель), которые необходимы для улучшения механических и коррозионных свойств, а также для управления микроструктурой. В этой главе дан обзор различных легирующих добавок нержавеющих сталей и обобщены результаты исследований по разработке структурных диаграмм, служащих для прогнозирования микроструктуры по химическому составу сталей.

3.1 ЛЕГИРУЮЩИЕ ЭЛЕМЕНТЫ В НЕРЖАВЕЮЩИХ СТАЛЯХ

Нержавеющие стали — это сплавы на основе железа с содержанием его от 50 до 88 %. Для образования ферритных и мартенситных сталей основными добавками к ним являются хром и углерод, для аустенитных и дуплексных сталей — никель. Почти все нержавеющие стали содержат марганец и кремний. Легирующие добавки, такие как молибден, алюминий, ниобий, титан, медь, вольфрам, азот и другие, включают для улучшения обрабатываемости, придания сталям специальных свойств, повышения коррозионной стойкости или для влияния на микроструктуру. Вредные примеси, обычно присутствующие в нержавеющих сталях — азот, кислород, сера и фосфор. Все эти легирующие примеси влияют на свариваемость и работоспособность сварных соединений.

Во многих случаях уровень содержания различных элементов, а также легирующих и вредных примесей в основном и присадочном металлах регулируется нормативной документацией на материал для обеспечения ожидаемой работоспособности стали.

3.1.1 Хром

Хром в основном добавляют, чтобы защитить сталь от коррозии. Это особенно эффективно в окислительных средах типа азотной кислоты. При добавлении хрома на поверхности стали формируется оксид $(Fe,Cr)_2O_3$. Присутствие хрома увеличивает стабильность оксида, так как он имеет намного более высокую склонность к окислению, чем железо. Если уровень содержания хрома превышает 10,5 %, то эта сталь называется нержавеющей по отношению к условиям окружающей среды. Для защиты от окисления в более агрессивных средах может потребоваться большее количество хрома.

Хром также способствует образованию феррита. Как показано в главе 2, железохромистые сплавы, содержащие более 12 % хрома, полностью ферритные. В сплавах систем Fe—Cr—C и Fe—Cr—Ni-C при увеличении содержания хрома образуется феррит и сохраняется в мартенситных, аустенитных и дуплексных сталях. В ферритных сталях хром является основным легирующим элементом, стабилизирующим ферритную микроструктуру.

Хром также сильный карбидообразователь, $M_{23}C_6$ - наиболее распространенный, богатый хромом карбид. Под символом “M” понимается прежде всего хром, однако определенная часть его атомов может быть заменена атомами железа и молибдена. Для большинства марок нержавеющих сталей под символом “M” также понимается хром. Этот тип карбида хрома существует практически во всех нержавеющих сталях. Также возможно образование карбида Cr_7C_3, однако карбиды этого типа мало распространены. Существуют и более сложные карбиды и карбонитриды $(M_{23}(C,N)_6)$ [1]. Соединяясь с азотом, хром образует нитриды. Наиболее распространенным является нитрид Cr_2N, наблюдаемый в ферритных и дуплексных сталях. Хром также активно образует интерметаллиды, из которых большинство охрупчивают нержавеющие стали. Наиболее распространена сигма-фаза, в системе Fe—Cr являющаяся соединением (Fe, Cr), которое формируется при температуре ниже 815 °С (1500 °F). Сигма-фаза фактически может формироваться во всех нержавеющих сталях, но наиболее распространена в высокохромистых аустенитных, ферритных и дуплексных сплавах. Хром также присутствует в интерметаллидных фазах — χ-фазе и фазах Лавеса. Это рассматривается более детально в следующих главах, связанных с определенными системами легирования.

В отношении механических свойств хром обеспечивает некоторое упрочнение твердого раствора, так как его атомы замешают атомы основы как в объемно-центрированной кристаллической решетке, так и в гранецентрированной. Высокий уровень содержания хрома в ферритных сталях может привести к очень низким пластичности и ударной вязкости, особенно когда присутствуют азот и углерод. Сварка высокохромистых сталей должна выполняться очень осторожно, либо следует снижать в стали содержание углерода и азота до совсем низкого уровня, что позволит иметь необходимые механические свойства сварных соединений. Это детально рассматривается в главе 5.

3.1.2 Никель

Никель стабилизирует аустенит, что позволяет получить аустенитные или аустенито-ферритные стали. При введении в сталь достаточного количества никеля область существования аустенита в устойчивом состоянии может быть расширена до комнатной температуры и ниже. Никель не является сильным карбидообразователем и не способствует образованию интерметаллидов, однако имеются данные о его влиянии на кинетику дисперсных выделений [1]. Известно, что присутствие никеля в сплавах на основе железа улучшает общую коррозионную стойкость, особенно в средах, содержащих серную кислоту. Однако никель снижает сопротивление к коррозионному растрескиванию под напряжением (SCC). Автор [2] показал, что понижение такого сопротивления в агрессивной хлорсодержащей среде наблюдается при добавлении никеля к сплаву Fe - 20Cr.

Известная кривая этого исследователя показывает, что наименьшее сопротивление имеет место при содержании никеля от 8 до 12 % и повышается как при увеличении, так и при снижении содержания за пределы этого диапазона. Никель сильно упрочняет твердый раствор и особенно эффективен для повышения пластичности как в мартенситных, так и в ферритных сталях. Добавка не более 2 % никеля в высокохромистые ферритные стали может существенно снизить температуру перехода из вязкого состояния в хрупкое (DBTT) [3].

3.1.3 Марганец

Марганец добавляют практически во все стали. Обычное содержание его в аустенитных нержавеющих сталях составляет от 1 до 2 %. В ферритных и мартенситных нержавеющих сталях его, как правило, менее 1 %. Исторически сложилось так, что марганец добавляли для предотвращения горячих трещин в процессе литья. Эти кристаллизационные трещины связаны с образованием легкоплавкой эвтектики железо — сульфид железа. Так как марганец намного активнее, чем железо. соединяется с серой, достаточная добавка его формирует устойчивые сульфиды марганца (MnS), эффективно устраняя проблему горячих трещин.

Марганец способствует главным образом образованию аустенита, эффективность его как аустенизатора зависит от количества марганца и уровня содержания никеля, что и рассматривается далее в этой главе. Марганец очень эффективен для стабилизации аустенита при низкой температуре, что необходимо для предотвращения образования мартенсита. Способность марганца образовывать аустенит при повышенных температурах зависит от общего состава сплава. В аустенитных нержавеющих сталях, таких как марки 304, марганец показывает слабое влияние как аустенизатор.

Марганец иногда добавляют в специальные стали, чтобы увеличить растворимость азота в аустенитной фазе. Например, добавление 15 % марганца к стали Fe - 20Cr повышает растворимость азота от 0,25 до 0,4 % [4]. Марганец слабо влияет на механические свойства. Он обеспечивает некоторое упрочнение твердого раствора и незначительно влияет на охрупчивание.

3.1.4 Кремний

Кремний также присутствует фактически во всех нержавеющих сталях, и в основном его добавляют для раскисления в процессе выплавки. В большинстве сплавов его содержание составляет от 0,3 до 0,6 %. В некоторых случаях в качестве раскислителя кремний заменяют алюминием, но в нержавеющих сталях такое встречается редко. Было обнаружено, что наличие кремния от 4 до 5 % повышает коррозионную стойкость и обеспечивает жаростойкость стали. При содержании кремния в пределах от 1 до 3 % образуется оксидная пленка, улучшающая защиту при повышенных температурах. Роль кремния в образовании феррита и аустенита не совсем ясна. В аустенитных нержавеющих статях, где кремния не более 1 %, кажется, что его наличие не оказывает эффекта на фазовое равновесие, но при увеличении его содержания феррит стабилизируется. В ферритных и мартенситных нержавеющих статях наличие кремния способствует образованию феррита.

Кремний с железом образует ряд силицидов (FeSi, Fe_2Si, Fe_3Si, Fe_5Si_3) и интерметаллид Cr_3Si, которые имеют тенденцию охрупчивать стать, а также расширяют состав диапазона, в котором формируется сигма-фаза [5]. Кремний, как известно, ликвирует (сегрегирует) при кристаллизации, что приводит к образованию легкоплавких эвтектик, особенно в сочетании с никелем [6]. Поэтому его содержание обычно удерживается на уровне не выше 1 %.

Кремний хорошо известен как элемент, улучшающий жидкотекучесть стали, поэтому он может быть добавлен в присадочные материалы в количестве, не более чем обычно. Некоторые нержавеющие стали, особенно аустенитные, имеют низкую жидкотекучесть, и добавка кремния может намного улучшить их жидкотекучесть.

3.1.5 Молибден

Молибден добавляют во многие нержавеющие стали, и его присутствие оказывает различное влияние на стали в зависимости от их класса. Для получения ферритных, аустенитных и дуплексных сталей молибден добавляют в количестве не более 6 % и в большем количестве для так называемых супераустенитных сталей для увеличения коррозионной стойкости, особенно против питтинговой и щелевой коррозий. В аустенитных нержавеющих сталях молибден также повышает прочность при высоких температурах. Например, при добавлении 2 % молибдена к стандартной стали 18Cr — 8Ni при температуре 760 °C (1400 °F) увеличивается предел прочности при растяжении на 40 %. Но это может иметь и негативный эффект, так как сплавы, содержащие молибден, хуже поддаются горячей обработке. Некоторые мартенситные нержавеющие стали содержат молибден как карбидообразователь. Добавка только 0,5 % молибдена увеличивает твердость стали, предел текучести и прочности при комнатной температуре и улучшает ее свойства при повышенных температурах. Молибден является ферритообразуюшим элементом, и его присутствие в сплавах способствует образованию феррита и удержанию его в микроструктуре. Это может оказаться проблемой в мартенситных сталях, когда остаточный феррит при комнатной температуре может снизить ударную вязкость и пластичность.

3.1.6 Карбидообразующие элементы

Помимо хрома и молибдена существует ряд других элементов, образующих карбиды при добавлении их к нержавеющим сталям. Это ниобий, титан, вольфрам, тантал и ванадий. Ниобий и титан добавляют к аустенитным нержавеющим сталям для обеспечения фиксации углерода, чтобы избежать межкристаллитной коррозии. Оба элемента образуют карбиды типа МС, которые не поддаются растворению в процессе сварки и термической обработки, предупреждая образование обогащенных хромом карбидов $M_{23}C_6$. что в свою очередь предупреждает межкристаллитную коррозию. Это явление более подробно рассмотрено в главе 6. Благодаря формированию мелкодисперсных карбидов, в некоторые специальные нержавеющие стали добавляют вольфрам, тантал и ванадий для обеспечения их прочности при повышенных температурах. Такие элементы способствуют образованию феррита в микроструктуре, связывая углерод, активно нейтрализуют этот мощный аустенизатор. В твердом растворе эти элементы сами по себе являются ферритообразующими.

3.1.7 Дисперсионно-упрочняющие элементы

Алюминий, титан, медь и молибден могут быть добавлены в нержавеющие стали для обеспечения дисперсных выделений, которые упрочняют сплав. Дисперсионно-твердеюшие (PH) мартенситные стали, содержащие медь, алюминий и молибден, могут быть подвержены термической обработке для обеспечения предела текучести более 1375 МПа (200 ksi) при комнатной температуре. Аустенитные дисперсионно-твердеюшие нержавеющие стали обычно содержат титан и алюминий, образующие выделения Ni_3Ti и Ni_3Al (фаза γ) по аналогии с жаропрочными сплавами на никелевой основе. Алюминий — сильный ферритообразующий элемент в твердом растворе; медь — слабый аустенизатор. Выделения чистой меди практически могут быть использованы для упрочнения мартенситных нержавеющих сталей, таких как 17-4 PH.

3.1.8 Элементы, образующие твердые растворы внедрения: углерод и азот

Углерод присутствует во всех сталях, однако, в отличие от углеродо-марганцовистых и низколегированных конструкционных, в нержавеющих сталях желательно содержание углерода ниже 0,1 %. Исключением являются мартенситные стали, в которых углерод необходим для упрочнения. В растворе углерод обеспечивает эффект упрочнения, особенно при повышенных температурах. В большинстве сплавов углерод, соединяясь с другими элементами, образует карбиды, что было рассмотрено выше. В случае образования карбидов $M_{23}C_6$, обогащенных хромом, может произойти понижение коррозийной стойкости. По этой причине производят низкоуглеродистые стали (с маркировкой L) с содержанием углерода менее 0,04 %. Необходимо отметить, что карбиды $M_{23}C_6$ содержат почти в четыре раза больше атомов металла (в основном — хрома), чем атомов углерода, а атом хрома более чем в четыре раза тяжелее атома углерода. Поэтому при образовании карбида $M_{23}C_6$ из твердого раствора выносится в 16 раз больше хрома, чем углерода.

Во многих нержавеющих сталях азот обычно представлен как примесь, но его намеренно добавляют к некоторым аустенитным сталям и почти во все дуплексные. Подобно углероду, азот сильно упрочняет твердый раствор, и даже добавка азота менее 0,15 % может значительно увеличить прочность аустенитных сталей [7]. Эффект упрочнения аустенита азотом особенно эффективен в условиях криогенных температур. К дуплексным нержавеющим сталям азот добавляют, чтобы увеличить прочность, но важнее усилить защиту от питтинговой и щелевой коррозий. Некоторые дуплексные стали содержат азота до 0,3 %. Как было отмечено ранее, растворимость азота в нержавеющих сталях относительно низкая, особенно в феррите. Добавление марганца к аустенитным нержавеющим сталям увеличивает растворимость азота. В ферритных и дуплексных сталях, если превышен предел растворимости азота, то Cr_2N будет выпадать в виде дисперсных выделений в ферритной фазе, что может наблюдаться в металлах швов и ЗТВ таких сталей, и если при охлаждении с температур выше 1100 °C (2010 °F) аустенита недостаточно.

Углерод и азот являются наиболее мощными элементами — аустенизаторами. Поэтому, если требуется точный баланс микроструктуры, то необходимо тщательное регулирование уровня содержания этих элементов. Как отмечено ранее, можно регулировать уровень содержания каждого элемента в сплаве или добавлять элементы, образующие карбиды (Nb, Ti) или нитриты (Ti, Al), которые эффективно нейтрализуют влияние углерода и азота в растворе. Если газовая защита в процессе дуговой сварки не отвечает требованиям технологии, то азот из атмосферы может попасть в сварочную ванну и вызвать отклонения от желаемой микроструктуры. В высокоазотистых аустенитных и дуплексных сталях потеря азота во время сварки может привести к осложнениям. Для дуплексных нержавеющих сталей азот иногда добавляют к защитному газу, чтобы поддержать уровень содержания азота в металле шва.

3.1.9 Другие элементы

Существует ряд других специальных легирующих добавок, влияющих на специфические характеристики нержавеющих сталей различного назначения. Серу, селен и свинец добавляют к сталям с улучшенной обрабатываемостью резанием, что позволяет увеличить скорость механической обработки и продлить срок службы инструмента. Эти добавки понижают сопротивление сталей против коррозии и обычно превращают их в несвариваемые. Однако управление процессом кристаллизации может ослабить влияние серы (первичный феррит против первичного аустенита). Это рассматривается в главе 6. Вольфрам добавляют в некоторые дуплексные нержавеющие стали, поскольку он улучшает их защиту от питтинговой коррозии, а также способствует образованию феррита. Алюминий используют в некоторых низкохромистых ферритных сталях, чтобы улучшить их защиту от коррозии. Кобальт является эффективным упрочнителем твердого раствора и может быть добавлен в мартенситные нержавеющие стали для увеличения температуры начала мартенситного превращения (Ms). Кобальт также способствует образованию аустенита.

3.2 СОПОСТАВЛЕНИЕ ФЕРРИТО- И АУСТЕНИТООБРАЗУЮЩИХ ЭЛЕМЕНТОВ

Нержавеющие стали — это сплавы на основе железа с содержанием от 12 до 50 % легирующих добавок. Легирующие элементы влияют на соотношение фаз с учетом стабилизации аустенита, феррита или мартенсита. Элементы, добавляемые в нержавеющие стали, подразделяются на ферритизаторы и аустенизаторы. Следует помнить, что мартенсит это продукт превращений, который образуется из аустенита после охлаждения. Если аустенит не образуется при высоких температурах, то мартенсит не может образовываться при низких температурах.

В аустенитных нержавеющих сталях уровень содержания никеля и других аустенитообразующих элементов высокий, поэтому аустенитная фаза устойчива и при температуре ниже комнатной. Ферритные нержавеющие стали имеют химический состав с высоким содержанием хрома, феррит - основная фаза в этих сталях. Мартенситные нержавеющие стали являются аустенитными при повышенной температуре, но эти аустениты нестабильны и превращаются в мартенсит после охлаждения. Меняя содержание аустенито- и ферритообразующих элементов, можно регулировать микроструктуру нержавеющих сталей. Этот баланс имеет сильное влияние на механические свойства, коррозионную стойкость и свариваемость.

Ферритообразующие элементы: хром, молибден, кремний, ниобий, титан, алюминий, вольфрам, ванадий.

Аустенитообразующие элементы: никель, марганец, углерод, азот, медь и кобальт.

3.3 СТРУКТУРНЫЕ ДИАГРАММЫ

За последние 75 лет были приложены значительные усилия для прогнозирования структуры металла швов нержавеющих сталей. Большинство исследователей имело дело с влиянием химического состава на микроструктуру сварных швов сплавов. Были разработаны различные прогнозирующие диаграммы и уравнения, которые базировались на химическом составе интересующих сплавов. В этом разделе приведена детальная историческая хронология таких исследований. Большинство информации, приведенной ниже, суммировано и обобщено в работах [8, 9].

3.3.1 Аустенито-ферритные системы легирования: ранние диаграммы и соотношения эквивалентов

Наибольший интерес в прогнозировании структуры металла швов нержавеющих сталей имели аустенитные и аустенито-ферритные системы легирования. Интерес этот зародился в 1920 г., когда Strauss и Maurer [10] представили хромоникелевую диаграмму, которая позволяла прогнозировать различные фазы микроструктуры, вызванные медленным охлаждением сталей. Диаграмма включала только линии фазовой стабильности для аустенита, мартенсита, троостосорбита (архаичный термин, относящийся к умеренному мартенситу и бейниту) и перлита. Вид диаграммы послужил моделью для многих следующих диаграмм. По осям ***y*** и ***x*** откладывалось процентное содержание никеля и хрома. Соответственно диаграмма иллюстрировала эффект от влияния каждого элемента на микроструктуру сплава.

В 1939 г. диаграмма Strauss-Maurer была изменена авторами [11], которые добавили феррито-аустенитные линии стабильности. Эта преобразованная диаграмма показана на рис. 3.1. На диаграмме используются оси Strauss—Maurer, которые представляют действительное содержание хрома и никеля.

Левая сторона диаграммы (где линии изображены вогнутыми вверх) содержит линии, предложенные авторами [10]; правая сторона диаграммы является вкладом авторов [11]. Использование кривых линий существенно. Оно стало образцом для исследований в течение последующих 30 лет. На этой диаграмме содержание никеля находится в пределах от 0 до 28 %, хрома — от 0 до 26 %. Диаграмма использовалась для прогнозирования содержания различных фаз в верхних пределах номинального состава по углероду, кремнию и марганцу в листовом прокате нержавеющей стали и в сварных швах. Авторы включили в диаграмму области фаз для аустенита, феррита, мартенсита, перлита, троостосорбита и смесей этих фаз. Хотя диаграмма была разработана для катаного металла, отношения аустенит—феррит также точны и для сварных швов, потому что масштаб диаграммы относительно груб и эффект охлаждения (обрабатывающей процедуры) замаскирован неопределенностью диаграммы [12].

Рисунок 3.1- Диаграмма микроструктуры хромоникелевых сталей Strauss-Maurer, модифицированная авторами работы [11]

Авторы работы [13] вывели уравнение для определения стабильности аустенита на предыдущей диаграмме, основанное на химическом составе сплавов. Они считали, что другие элементы наравне с хромом и никелем также имеют влияние на микроструктуру. Их формула была разработана для того, чтобы определить, действительно ли конкретные хромоникелевые стали могли быть применены для производства бесшовных труб. Чтобы позволить инструменту успешно проникнуть в заготовку, необходимо было выполнить условия, при которых сплав был бы свободен от ферритных образований. Уравнение Newell-Fleischman для границы аустенит—аустенит + феррит имеет вид

$$Ni = (Cr + 2Mo — 16)^2/12 — Mn/2 + 30\ (0{,}10 — C) + 8. \qquad (3.1)$$

В уравнении (3.1) и уравнениях, приведенных далее, химические символы указывают в процентах по массе соответствующего элемента. Согласно уравнению, хром является вдвое более слабым ферритообразователем, чем молибден, а аустенизирующая способность углерода в 30 раз выше, марганца — вдвое ниже, чем никеля. Многие исследования по усовершенствованию структурных диаграмм по прогнозированию микроструктуры металла швов были сосредоточены на определении коэффициентов для подобных формул, которые были названы уравнениями ***хром-эквивалент*** и ***никель-эквивалент.***

Во время Второй мировой войны главной темой исследований стал вопрос об использовании электродов из нержавеющей стали для сварки брони. В 1943 г. авторы работы [14] в исследовании по сварке брони определили, что уравнение Newell—Fleischman не может применяться непосредственно для наплавки сварных соединений. Чтобы учесть более высокие скорости охлаждения при сварке по сравнению со скоростями охлаждения при прокатке, слагаемое 8 было заменено на 11:

$$Ni = (Cr + 2Mo — 16)^2/12\text{-}Mn/2 +30\ (0{,}10\text{-}C)+ 11. \qquad (3.2)$$

При этом преимущественно в аустенитном металле шва в состоянии непосредственно после сварки было обнаружено определенное количество феррита, несмотря на более высокое содержание никеля. Чтобы отделить ферритообразующие элементы (справа) от аустенитообразующих, уравнение (3.2) было представлено в виде

$$Ni + 0{,}5Mn + 30C = (Cr +2Mo - 16)^2/12+ 14. \qquad (3.3)$$

Другие исследователи тоже пришли в выводу, что различные легирующие элементы могут группироваться вместе в эквивалентных соотношениях. В исследовании металла швов 25Cr—20Ni авторы работы [15] показали, как комбинация хрома, молибдена и ниобия влияет на микроструктуру и свойства сплавов. Они представили соотношение

$$\text{хром-эквивалент} = Cr + 1{,}5Mo + 2Nb. \qquad (3.4)$$

Таблица 3.1 — Коэффициенты элементов в хром-эквивалент

Год	Исследователи	Ферритo-образующие					
		Cr	Si	Nb	Mo	Ti	Al
1940	Thielemann [16]		5,20	4,50	4,20	7,2	12,00
1943	Field et al. [14]		-	—	2,00		
1946	Campbell and Thomas [15]			2,00	1,50	-	
1947	Schaeffler [19]		2,50		1,80		
	Avery		1,60	2,80			
1949	Henry et al.		1,00	2,00	2,00	5,0	-
	Schaefler [22]						
	Thomas [18]		1,50	0,50	1,00		
1956	DeLong [26, 28]					—	
1960	Schneider [24]		2,00		1,50		
1967	Guiraldenq		1,50		2,00	4,0	3,00
	Runov		—	-		3,5	
1969	Ferree [51]		1,50		-	—	-
1971	Kaltenhauser [63]		6,00		4,00	8,0	2,00
1972	Potak and Sagalevich [31]	1,0	1,00	2,00	0,90	1,0	4.00
1973	Hull [33]		0,48	0,14	1,21	2,2	2,48
	Lefevre et al. [65]		—	**	*	8,0	
1974	Castro and de Cadenet (52)		1,50	0,50	1,00	2-5	
	Schoefer [29, 30]			1,00		—	
1976	Patriarca et al.[67]		6,00	5,00	4,00	8,0	12,00
1977	Wright and Wood [64]		5,00	—		7,0	
1978	Novozhilov et al.[41]		1,50	0,50	1,50	3,5	
1979	Hammarand Svensson [38]		—	-	1,37	—	-
1980	Kakhovski et al. [25]				1,00	3,5	
	Suutala [46]		1,50	2,0	1,37	3,0	
1982	Espy [34]			0,5	1,00		3,0
1983	Kotecki [42]				0,70	-	-
1988	Siewert et al. |45]		—	0,70	1,00		
1991	Panton-Kent [68]		6,00	4,00	4,00	8,00	2,00
1992	Kotecki and Siewert [54]			0,70	1,00	—	—
1999	Gooch et al. [69]	3,0	-	-		16,0	2,00
2000	Balmforth and Lippold [71]	1,0			2,00	10,0 10,00	

[a] Коэффициенты не относятся к никель-эквивалент. С целью определения

[b] Коэффициент марганца заменен постоянной, равной 0,87.

[c] Коэффициент марганца заменен постоянной, равной 0,35.

Mn^2 - концентрация марганца в квадрате.

и никель-эквивалент

элементы				Аустенито-образуюшие элементы						
V	W	Ta	Mn	Ni	Mn	C	N	Cu	Co	Mn[2]
11.0	2,10	2,80	-	3,0 [a)]	2,00 [a)]	40,0 [a)]	-	1,00 [a)]	-	-
	-	—		1.0	0,50	30,0		—		
				—	—	—				
				1,0	0,50	30,0				
					—	17,0	11,0			
					0,50	30,0	—			
							30,0			
5,00							—		1,00	
-			0,45		-		20,0		-	
			-	—		-	-			
				1.0	0,50	30,0	30,0	0,30		
				4,0 [a)]	2,00 [a)]	40,0 [a)]	40,0 [a)]	-		
4,00	1,50	0,50		1.0	0,50	27,0	27,0	0,33	0,40	
2,27	0,72	0,21			0,11	24,5	18,4	0,44	0,41	0,0086
-	_	-			—	10,0	—	-	-	-
	0,50				0,50	30,0	10-25	0.60		
	—						26,0	—		
11,00	1.50			4,0 [a)]	2,00 [a)]	40,0 [a)]	30,0 [a)]	1,00 [a)]	2,00 [a)]	
-	-			3,0 [a)]			40,0 [a)]		-	
				1,0	0,50	30,0	8-45	—		
					0,31	22,0	14,2			
1,00					0,5	30,0	30,0			
—					0,31	22,0	14,2	1,0		
5,0					0 [b)]	30,0	20-30	0,33		
-				—	-	—	—	—		
				1,0		35,0	20,0			
				—		—	—			
				1,0	0 [c)]	35,0	20,0	0,25		
				4,0 [a)]	-	40,0 [a)]	40,0 [a)]	4,00 [a)]		
				1,0		35,0	20,0	-		

никель-эквивалент следует разделить на коэффициент никеля.

Основываясь на диаграммах равновесия, автор работы [16] показал отличие влияния различных легирующих элементов по сравнению с хромом на расширение гамма-области. Он утверждал, что это удобно для выражения влияния различных легирующих элементов по отношению к хрому, обычно присутствующему практически во всех сталях, работающих при повышенных температурах, а также он наименее эффективен среди легирующих элементов сплава в устранении аустенитной фазы (т. е. способствует образованию феррита) в железе. Согласно работе [16], значения хром-эквивалент приведены в табл. 3.1. Изучая влияние легирующих элементов на межкристаллитную коррозию в низкоуглеродистых аустенитных хромоникелевых сталях, авторы работы [17] представили уравнение для определения границы стабильного аустенита и дельта-феррита:

$$30C + 26N + Ni - 1{,}3Cr + 11{,}1=0. \qquad (3.5)$$

С этой же целью автор работы [18] представил линейное уравнение, которое включило выражение для дополнительных элементов:

$$Ni + 0{,}5Mn + 30C = 1{,}1\,(Cr + Mo + 1{,}5Si + 0{,}5Nb) - 8{,}2. \qquad (3.6)$$

Эти линейные уравнения стали предшественниками линейных диаграмм, которые используются и в настоящее время.

3.3.2 Диаграмма Шеффлера

Антон Шеффлер [19] понял, что если предшествующие исследования объединить и применить к сварке, то они могут послужить для практического использования. Он отметил, что диаграмма Strauss-Maurer представляет описание микроструктур в катаных хромоникелевых сталях, в то время как уравнения Newell—Fleischman [13] и Field [14] могли быть применены непосредственно к сварке. Затем его исследования сосредоточились на объединении этой информации для того, чтобы построить структурную диаграмму для сварки металлов, которая позволила бы определить микроструктуру металла швов на основе химического состава. Диаграмма Шеффлера содержала формулы хром-эквивалент и никель-эквивалент (по осям координат) и конкретные микроструктуры металла шва, нанесенные на ее поле. Ферритообразуюшие элементы включены в уравнение хром-эквивалент, в то время как аустенитообразующие элементы — в уравнение никель-эквивалент. Одна из оригинальных диаграмм Шеффлера показана на рис. 3.2. Она дала хорошие результаты по прогнозированию микроструктуры металла шва и послужила основой для разработки других диаграмм. Шеффлер предложил коэффициенты для расчетов соответствующих эквивалентов на предыдущих исследованиях и на собственном опыте. Он, основываясь на своих исследованиях, предположил значения коэффициентов: кремния—2,5; молибдена—1,8; ниобия—2 и показал, что они были в относительном соответствии со значениями коэффициентов авторов [16, 15]. Оригинальное уравнение никель-эквивалент Шеффлера [19] имеет вид

$$Ni_{эк} = Ni + 0,5\ Mn + 30\ C. \qquad (3.7)$$

После преобразования уравнения Newell—Fleischman (3.1) с целью отделения положительных и отрицательных членов с одной стороны равенства было получено уравнение для никель-эквивалент, совпавшее с выведенным уравнением Шеффлера. Другая сторона равенства — хром-эквивалент, модифицированная Шеффлером [19], имеет вид

$$Cr_{эк} = Cr + 2,5\ Si + 1,8\ Mo + 2Nb. \qquad (3.8)$$

Интересно отметить, что Шеффлер не включил азот в свою формулу никель-эквивалент, несмотря на то, что он является мощным аустенизатором. Возможно, в то время это было связано со сложностью определения содержания количества азота в стали. Диаграмма была разработана применительно к процессу ручной дуговой сварки плавящимся покрытым электродом, при этом максимальное значение содержания азота в металле шва составило приблизительно 0,06 %. Из-за такого низкого значения азот не был включен Шеффлером как легирующий элемент сплава, хотя при постоянном значении 0,06 % его легко было включить в диаграмму. Диаграмма оказалась достаточно точной

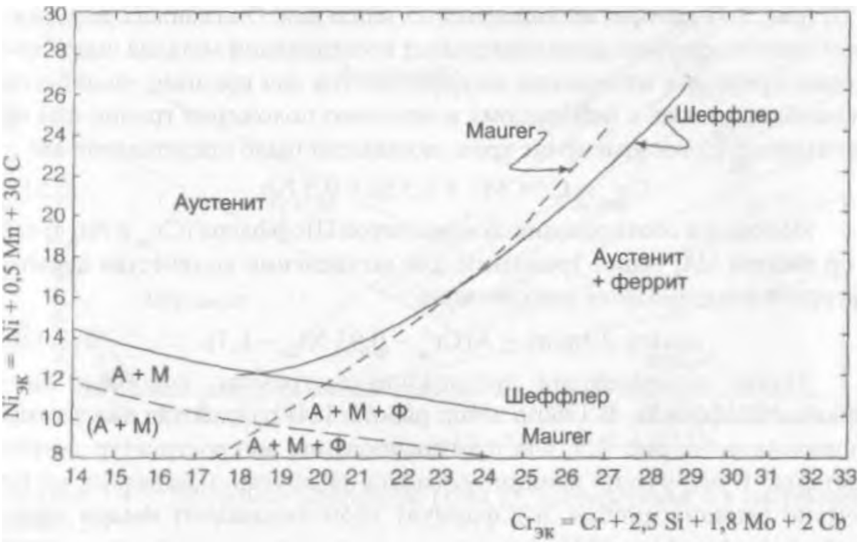


Рисунок 3.2 - Диаграмма Шеффлера (1947 г.) с нанесенной для сопоставления кривой диаграммы Strauss-Maurer [19]

для более трехсот сплавов того времени применительно для ручной дуговой сварки плавящимся покрытым электродом.

Шеффлер также представил новое уравнение для границы фаз между полностью аустенитными сплавами и сплавами, состоящими из феррита и аустенита. Его уравнение стабильности аустенита было представлено как

$$Ni_{эк} = (Cr_{эк} - 16)^2 / 12 + 12, \qquad (3.9)$$

где $Ni_{эк}$ — никель-эквивалент; $Cr_{эк}$ — хром-эквивалент.

Это уравнение отличает от уравнений авторов работ [13, 14] последняя константа. Интересно отметить, что такое уравнение предполагает наличие кривых на диаграмме Шеффлера, и действительно линии на рис. 3.2 изогнуты. Квадратичный характер линий стабильности аустенита был показан позднее — в 1969 г., когда авторы работы [20] опубликовали уравнение для границы аустенит—аустенит + феррит:

$$Ni + 0,5\ Mn + Cu + 35\ C + 27\ N =$$
$$= 1/12\ (Cr + 1,5\ Mo — 20)^2 + 15. \qquad (3.10)$$

В 1948 г. Шеффлер [21] модифицировал свою диаграмму (рис. 3.3). Следует обратить внимание на то, что граница аустенит—аустенит + + феррит стала прямой линией. За счет добавления дополнительных линий изоферрита в двухфазной области аустенит + феррит увеличилась способность диаграммы количественно прогнозировать микроструктуру металла шва, сохраняя при этом оригинальные формулы эквивалентов.

В 1949 г. Шеффлер представил последнюю версию своей диаграммы [22] (рис. 3.4), которая используется и в наши дни. Она явилась результатом многочисленных дополнительных исследований металла швов, которые привели к изменению коэффициентов для кремния, молибдена и ниобия, а также к небольшому изменению положения границ фаз на диаграмме. Новое уравнение хром-эквивалент было представлено как

$$Cr_{эк} = Cr + Mo + 1,5\ Si + 0,5\ Nb. \qquad (3.11)$$

Используя соотношения эквивалентов Шеффлера ($Cr_{эк}$ и $Ni_{эк}$), автор работы [24] вывел уравнение для вычисления количества дельта-феррита в аустенитном металле шва:

$$дельта\text{-}феррит = 3\ (Cr_{эк} - 0,93\ Ni_{эк} - 6,7). \qquad (3.12)$$

Другие исследователи предложили диаграммы, подобные диаграмме Шеффлера. В 1960 г. автор работы [24] разработал диаграмму, показанную на рис. 3.5, для прогнозирования микроструктур литого металла. В ней учтено влияние кобальта на никель-эквивалент, но не учтено влияние ниобия, а в формулу хром-эквивалент введен ванадий. Авторы работы [25] представили модифицированную диаграмму Шеффлера, показанную на рис. 3.6. Она учитывает влияния азота на никель-эквивалент и ванадия на хром-эквивалент.

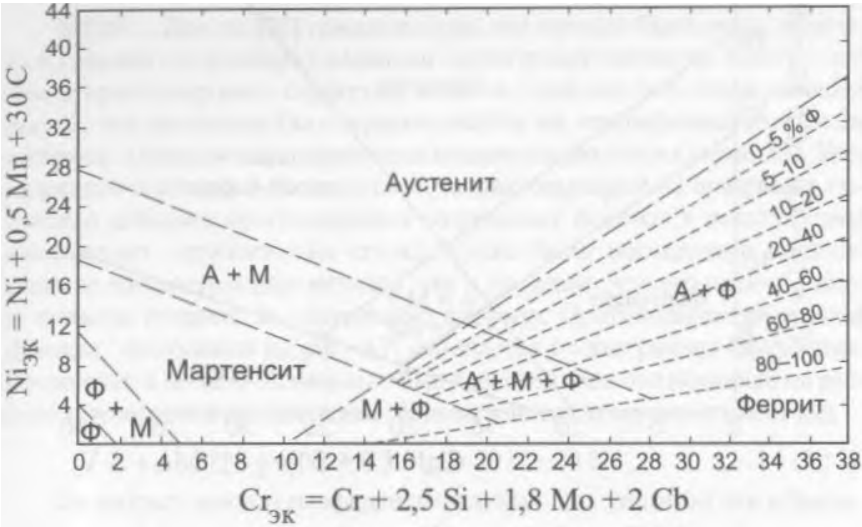


Рисунок 3.3 - Диаграмма Шеффлера (1948 г.), включающая линейные границы [21]

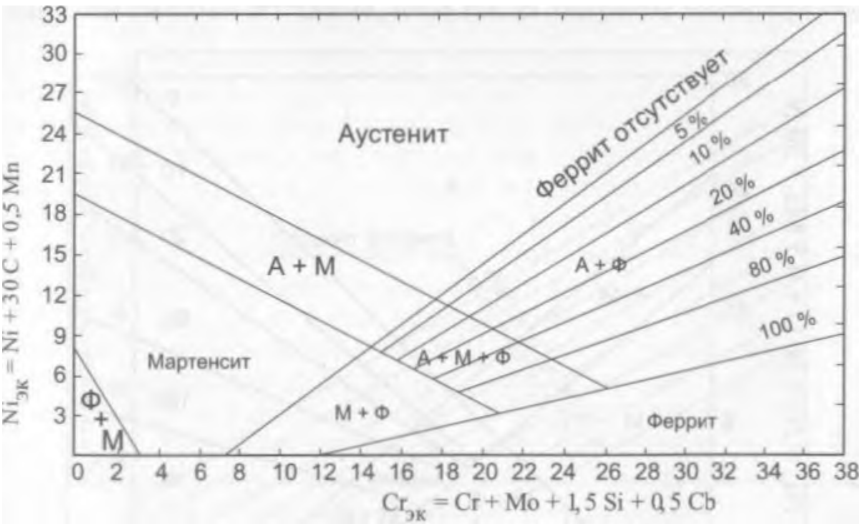


Рисунок 3.4 — Диаграмма Шеффлера (1949 г.), используемая и в настоящее время [22]

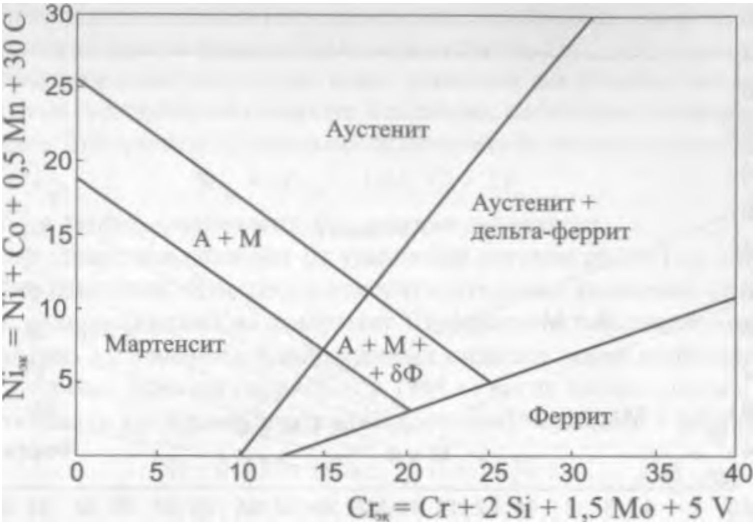


Рисунок 3.5 - Диаграмма для литых сплавов, разработанная автором работы [24]

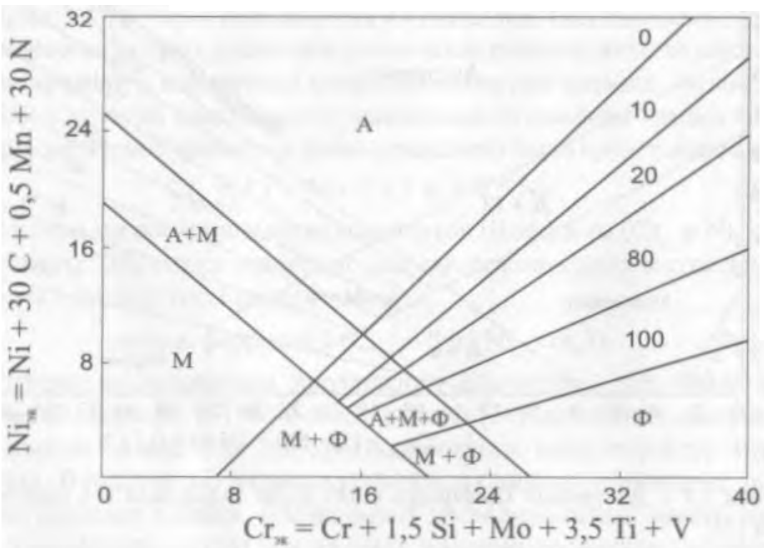


Рисунок 3.6 — Диаграмма Каховского и сотрудников [25]

3.3.3 Диаграмма Делонга

В 1956 г. Делонг [26] предложил то, что должно было стать следующей главной тенденцией в развитии структурных диаграмм. Вместо того чтобы прогнозировать структуры металла швов для всех нержавеющих сталей, эти исследования сосредоточились на специфической области интереса, а именно: на аустенитных нержавеющих сталях серии 300. Увеличенный масштаб и более точное положение линий на диаграмме позволили детально прогнозировать содержание феррита в металле швов аустенитных нержавеющих сталях. Также было исследовано влияние азота на микроструктуру металла шва и показано, что его наличие имеет сильное влияние на содержание феррита. Оригинальная диаграмма Делонга, показанная на рис. 3.7, отличается от диаграммы Шеффлера. Во-первых, к никель-эквивалент был добавлен азот, что повлияло на расположение линий на диаграмме. Новый никель-эквивалент имеет вид

$$Ni_{эк}=Ni + 0{,}5Mn + 30C+30N. \quad (3.13)$$

Во-вторых, наклон изоферритных линий был увеличен для возможности учитывать несоответствия, обнаруженные между измеренным и вычисленным содержанием феррита в высоколегированных нержавеющих сталях таких марок, как 316, 316L и 309. Третье различие состоит в том, что расстояние между изоферритными линиями на диаграмме Делонга относительно постоянно, тогда как на диаграмме Шеффлера оно

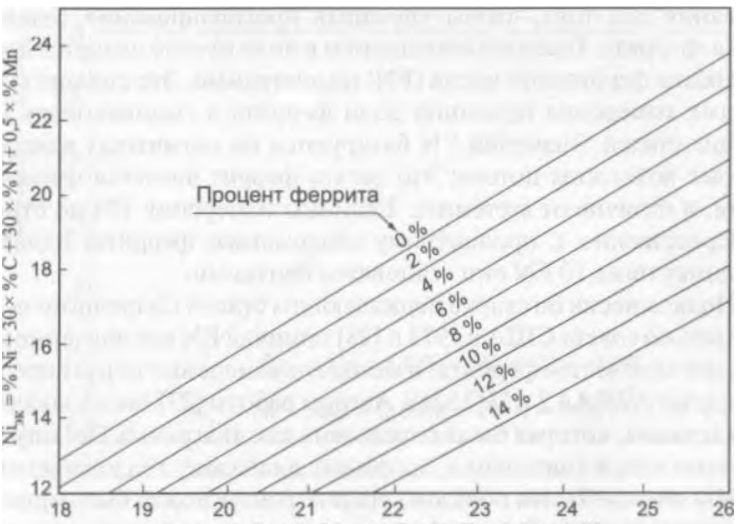


Рисунок 3.7 — Диаграмма Делонга (DeLong, 1956 г.) для аустенитных нержавеющих сталей [26]

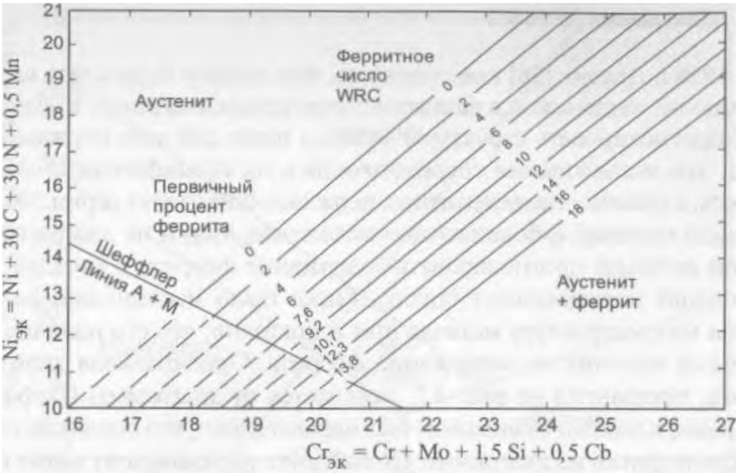


Рисунок 3.8 — Диаграмма Делонга (1973 г.), в которую введена концепция ферритного числа [27]

меняется. Это более заметно при 10%-ном содержании феррита по сравнению с областями содержания феррита от 0 до 5 или от 15 до 20 %.

Авторы работы [27] в 1973 г. предложили модификацию этой диаграммы, которая показана на рис. 3.8. После дальнейших исследований с линиями на диаграмме были произведены некоторые преобразования для того, чтобы улучшить прогнозирование содержания дельта-феррита. Главным изменением в этом пункте является добавление шкалы ферритного числа (FN) на диаграмме. Это связано со сложностями измерения объемной доли феррита в сварных швах нержавеющих сталей. Значения FN базируются на магнитных измерениях, которые возможны потому, что дельта-феррит является ферромагнетиком, в отличие от аустенита. Единицы измерения FN не относятся непосредственно к процентному содержанию феррита, однако при значениях ниже 10 FN они становятся близкими.

Подкомиссия по сварке нержавеющих сталей Сварочного исследовательского совета США в 1973 г. [28] приняла FN как значение для измерения количества феррита, и метод его измерения точно определен в стандартах AWS A4.2 и ISO 8249. Авторы работы [27] также заявили, что их диаграмма, которая была определена как диаграмма DeLong—WRC, довольно нечувствительна к обычному диапазону тепловложения при дуговой сварке. Таким образом, эта диаграмма может быть применима с определенной степенью точности к таким процессам, как: дуговая сварка плавящимся покрытым электродом, дуговая сварка вольфрамовым электродом в защитном газе, дуговая сварка плавящимся электродом в защитном газе и дуговая сварка под флюсом.

3.3.4 Другие диаграммы

Существует ряд других структурных диаграмм, отличных по форме, которые были предложены разными исследователями. Диаграмма авторов [29, 30] для оценки содержания феррита в литых аустенитных сталях была получена из диаграммы Шеффлера, однако ее конечный вид совсем другой. Schoefer [29] модифицировал эквиваленты Шеффлера для использования их в своей диаграмме:

$$Cr_{эк} = Cr + 1{,}5\ Si + Mo + Nb — 4{,}99 \qquad (3.14)$$

и

$$Ni_{эк} = Ni + 30\ C + 0{,}5\ Mn + 26\ (N - 0{,}02) + 2{,}77. \qquad (3.15)$$

Эти преобразования должны были трансформировать координаты диаграммы Шеффлера так, чтобы их началом стала точка, в которой сходятся изоферритные линии. Таким образом, отношение преобразованного хром-эквивалент к преобразованному никель-эквивалент является обратной величиной наклона изоферритных линий. Обратная величина была выбрана так, чтобы отношение состава увеличивалось непосредственно с ростом содержания феррита. Поэтому связь отношения состава и содержания феррита представлена на диаграмме Schoefer отдельной кривой, что и показано на рис. 3.9. Первоначальная диаграмма Schoefer сосчитана относительно процентного содержания феррита и затем была обновлена так, чтобы включить значения FN.

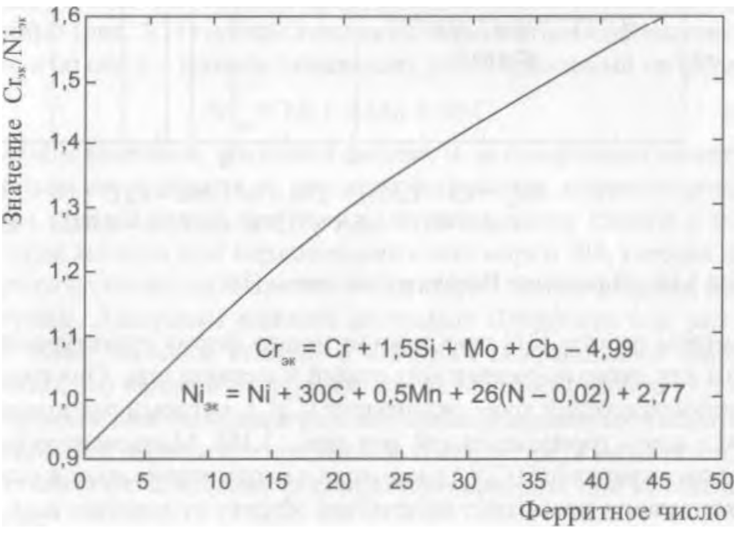


Рисунок 3.9 — Диаграмма для литых материалов, разработанная автором работы [29]

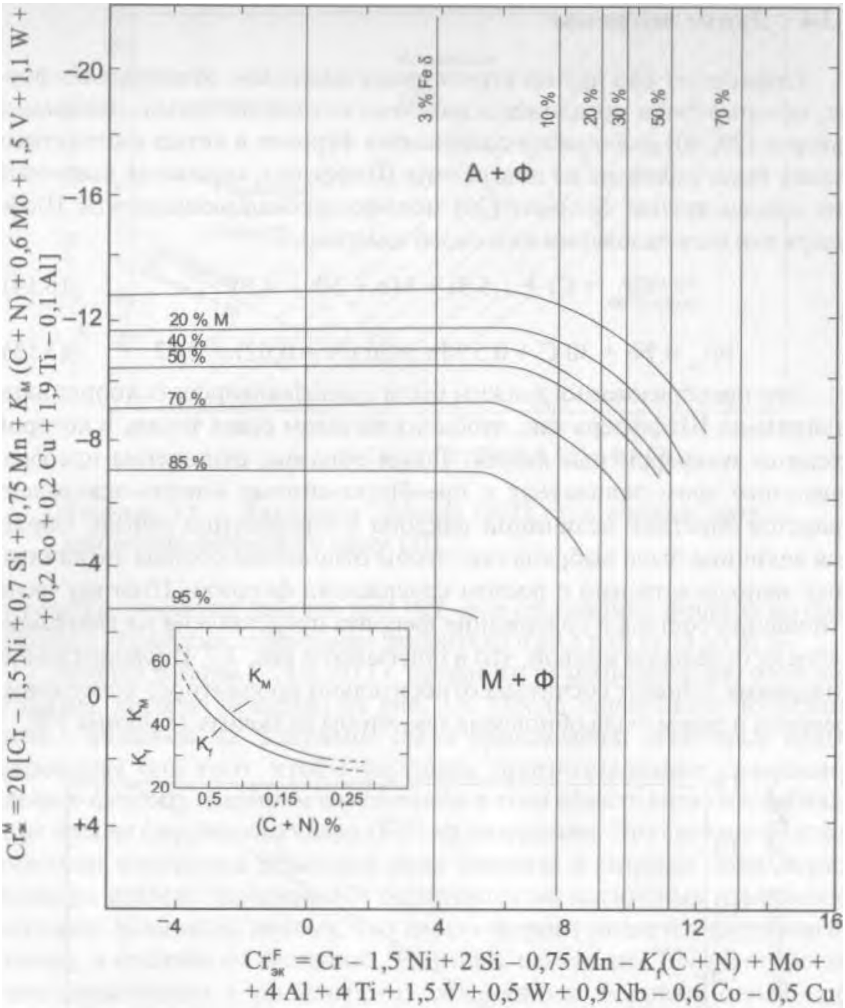


Рисунок 3.10 - Диаграмма Потака и Сагалевича [31]

Авторы работы [31] предложили новую форму структурной диаграммы для литых нержавеющих сталей и металла шва. Она содержит ферритообразующий хром-эквивалент ($Cr^F_{эк}$), который расположен на графике вдоль горизонтальной оси (рис. 3.10). Мартенситообразующий хром-эквивалент ($Cr^M_{эк}$) расположен вдоль вертикальной оси. Эти два эквивалента позволяют подсчитать эффект от влияния всех легирующих (относительно хрома) элементов на формирование дельта-феррита и мартенсита, соответственно, и эффективны при рассмотрении потенциала легирующих добавок:

$$Cr^F_{эк} = Cr - 1,5Ni + 2Si - 0,75Mn - K_f\,(C + N) + Mo + 4Al + 4Ti + 1,5V + 0,5W + 0,9Nb - 0,6Co - 0,5Cu \quad (3.16)$$

и

$$Cr^M_{эк} = 20[Cr - 1,5Ni + 0.7Si + 0,75Mn + K_m(C + N) + 0,6Mo + 1,5V + 1,1W + 0,2Co + 0,2Cu + 1,9Ti - 0,1Al]. \quad (3.17)$$

Диаграмма сложная и требует определения значений $\boldsymbol{K_f}$ и $\boldsymbol{K_m}$ с использованием графика, включенного в состав диаграммы. К диаграмме также было приложено несколько примечаний:

1) допустимо содержание азота приблизительно 0,02 % для сталей, не легированных азотом (за исключением марок, легированных титаном или алюминием);

2) для сталей, содержащих более 5 % никеля, эквивалент формирования феррита для никеля вычисляется по выражению 2,5 + % Ni;

3) для сталей, легированных титаном или ниобием, в расчеты необходимо включать элемент, присутствующий в твердом растворе (приблизительно 80 % от его содержания), а количество углерода должно быть снижено на 1/4 и 1/7,5 относительно содержания карбидов титана или ниобия, соответственно (для сталей, содержащих приблизительно 0,1 % углерода). Отмечалось, что диаграмма авторов [31] более точно прогнозировала микроструктуру в области существования тройной микроструктуры: мартенсит-феррит-аустенит [8].

Другая форма структурной диаграммы для металла швов сталей системы Fe-Mn-Ni-Al была предложена авторами работы [32]. В этой диаграмме (рис. 3.11) по оси *x* отложено процентное содержание алюминия, а по оси ***y*** — никель-эквивалент, рассчитываемый по формуле

$$Ni_{эк} = Ni + 2\,Mn + 30\,C. \quad (3.18)$$

Авторы отмечают, что в этой системе α- и ε-мартенсит может формироваться из аустенита и что микроструктура, спрогнозированная верхним правым углом диаграммы, является очень схожей с микроструктурой металла шва нержавеющей стали марки 308, которая характеризуется аустенитной матрицей и структурой дельта-феррита, богатой алюминием. Диаграмма подобна диаграмме Шеффлера (см. рис. 3.4), однако имеет большое отличие в значении коэффициента марганца. Возможно, это явилось следствием того, что авторы работы [32] сконцентрировали свое внимание на стабильности аустенита относительно формирования мартенсита при низкой температуре, а не на стабильности аустенита относительно формирования феррита при высокой температуре.

На протяжении многих лет диаграмма DeLon-WRC широко использовалась и являлась основой для определения FN при сварке аустенитной нержавеющей стали, о чем свидетельствует ее включение

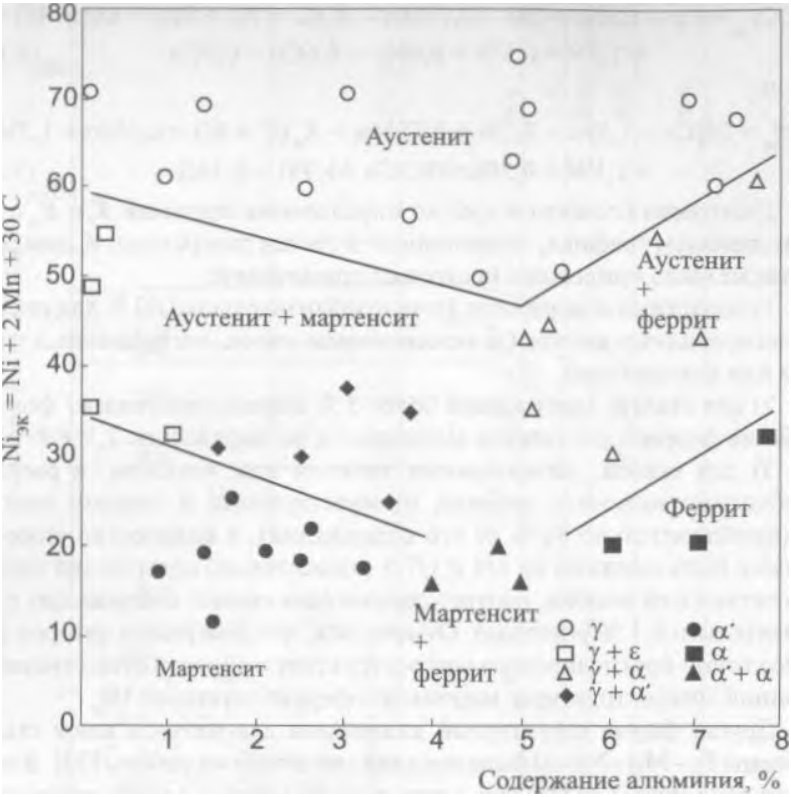


Рисунок 3.11 - Диаграмма микроструктуры “эффективный Ni$_{эк}$ - алюминий” [32]

в стандарт ASME “Boiler и Pressure Vessel Code” (“Котлы и сосуды давления”) и в другие стандарты. Однако исследователи продолжали изучать влияние определенных элементов и предлагать модификации коэффициентов, уравнений и диаграмм для улучшения прогнозирования FN. Определение коэффициента для марганца было предметом многочисленных исследований со времен разработки Шеффлером диаграммы.

Автор работы [33] использовал литье в кокиль нержавеющей стали с высоким содержанием марганца для моделирования металла сварного шва с целью переработки части диаграммы Шеффлера, которая показывает границу: аустенит-дельта-феррит (рис. 3.12). Формулы включали большое количество потенциальных легирующих элементов для нержавеющих сталей. Эквивалент никеля содержит квадратичный член для марганца (0,11 Mn — 0,0086 Mn^2), который показывает, что марганец по мере роста его концентрации ослабляет свое влияние как аустенизатор, а при очень высоких концентрациях способствует образованию феррита. Автор работы [34] изучил аустенитные нержавеющие стали, упрочненные азотом, в которых содержание марганца было до 15 %, и обнаружил, что наличие марганца как аустенитообразующего элемента незначительно влияет на микроструктуру. Он пришел к выводу, что аустенизирующая способность марганца может быть представлена в виде постоянной величины, равной 0,87, что предпочтительнее числового коэффициента при концентрации марганца.

Авторы работы [35] выявили, что диаграмма Делонга недостаточно отражает значение ферритного числа металла шва при содержании марганца более 2,5 %. Они также определили, что аустенизирующая способность марганца может быть представлена в виде постоянной, но ее значение, равное 0,35, было меньше, чем предложено автором работы [14]. Лучшее совпадение между измеренными и прогнозируемыми значениями FN для широкого диапазона содержания марганца

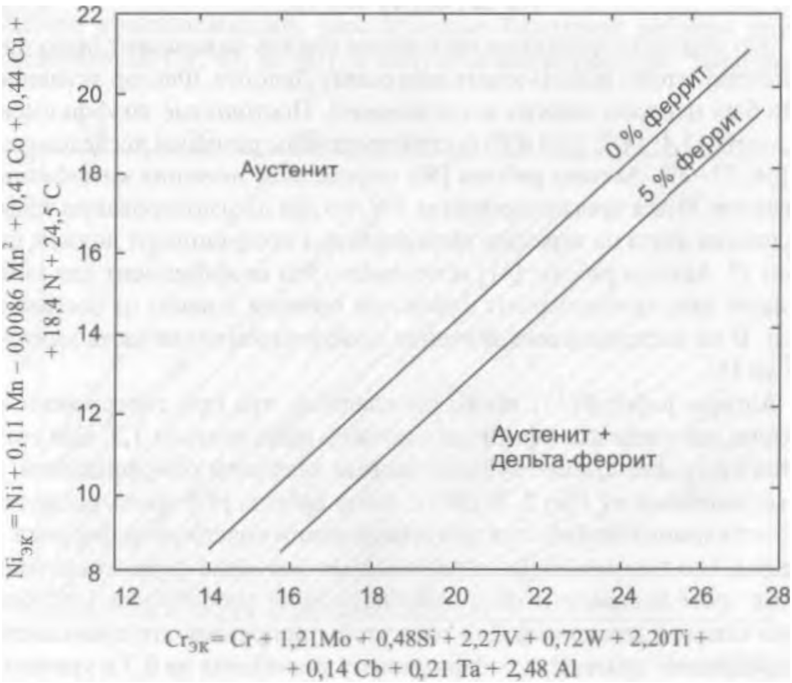


Рисунок 3.12 — Диаграмма для охлаждаемого литья, разработанная автором работы [33]

вплоть до 12,5 % было найдено при использовании измененной формулы никель-эквивалент:

$$Ni_{эк} = Ni + 30 (C + N) — 0,35. \quad (3.19)$$

Автор работы [34] определил эквиваленты для возможности использования диаграммы Шеффлера:

$$Cr_{эк} = Cr + Mo + 1,5Si + 0,5Nb + 5V + 3Al \quad (3.20)$$

и

$$Ni_{эк} = Ni + 30C + 0,87 \text{ (для Mn)} + 0,33Cu + k_n (N - 0,045), \quad (3.21)$$

где $\boldsymbol{k_n}$ — переменный коэффициент, равный при содержании азота от 0 до 0,2 % - 30; от 0,21 до 0,25 % - 22 и от 0,26 до 0,35 % - 20.

Это указывает на то, что азот менее эффективен как аустенитообразующий элемент с увеличением его содержания в стали.

Авторы работы [36] изучили нержавеющие стали типа 18Cr—9Ni с высоким содержанием уровня марганца и азота и пришли к выводу, что процесс взаимодействия марганца и азота достаточно сложен:

$$Ni_{эк} = Ni + 29 (C + N) + 0,53 (Mn) - 0,05 (Mn)^2 - 2,37 (MnN) + + 0,94 (MnN)^2 - 0,71. \quad (3.22)$$

Это модифицированное выражение никель-эквивалент было предназначено, чтобы использовать диаграмму Делонга. Фактор активности азота был центром многих исследований. Постоянные коэффициенты для азота: 13,4; 14,2; 18,4 и 20 были определены разными исследователями [34, 37—39]. Авторы работы [40] определили значение коэффициента, равное 30 для прогнозирования FN, но для прогнозирования эффекта влияния азота на характер затвердевания коэффициент должен быть равен 18. Авторы работы [41] установили, что коэффициент для азота в формуле никель-эквивалент в большей степени зависит от состава металла. В их исследованиях значение коэффициента для азота менялось от 8 до 45.

Авторы работы [41] также определили, что при содержании молибдена значение коэффициента должно быть равным 1,5. Это согласуется с большинством опубликованных значений коэффициента, которые менялись от 1 до 2. В 1983 г. автор работы [42] вновь исследовал эффект влияния молибдена при определении содержания феррита. Он показал, что диаграмма Делонга завышает значение ферритного числа, если в хром-эквивалент ферритообразующая способность молибдена равна таковой для хрома. Для того чтобы исправить это превышение, он предложил заменить коэффициент у молибдена на 0,7 в уравнении хром-эквивалент.

Автор работы [43] также исследовал коэффициент для кремния в уравнении хром-эквивалент и нашел, что его значение, равное 1,5, используемое и в диаграмме Шеффлера и в диаграмме Делонга, завышает влияние кремния. При исследовании сварных швов, содержащих кремния от 0,4 до 1,38 %, он определил, что коэффициент 0,1 для кремния был более правильным. Авторы работы [44] сообщили о нелинейном влиянии кремния на формирование феррита. Они пришли к выводу, что при наличии кремния менее 2 % влияние его очень мало, но оно возрастает при более высоком содержании кремния.

3.3.5 Диаграммы WRC-1988 и WRC-1992

В середине 1980-х годов подкомиссия по сварке нержавеющих сталей Сварочного исследовательского совета США развернула работу по пересмотру диаграмм Шеффлера и Делонга для возможности более точного прогнозирования содержания феррита. В 1988 г. в исследовании, финансируемом этим советом, авторы работы [45] предложили новую диаграмму для прогнозирования, которая покрывала расширенный диапазон химических составов сталей с ферритным числом, равным от 0 до 100, по сравнению с диапазоном диаграммы Делонга (от 0 до 18 FN). Эта диаграмма (рис. 3.13) также включила границы характера кристаллизации, рассчитанные благодаря работам других исследователей [38, 40, 46, 47], и получила наименование “Диаграмма

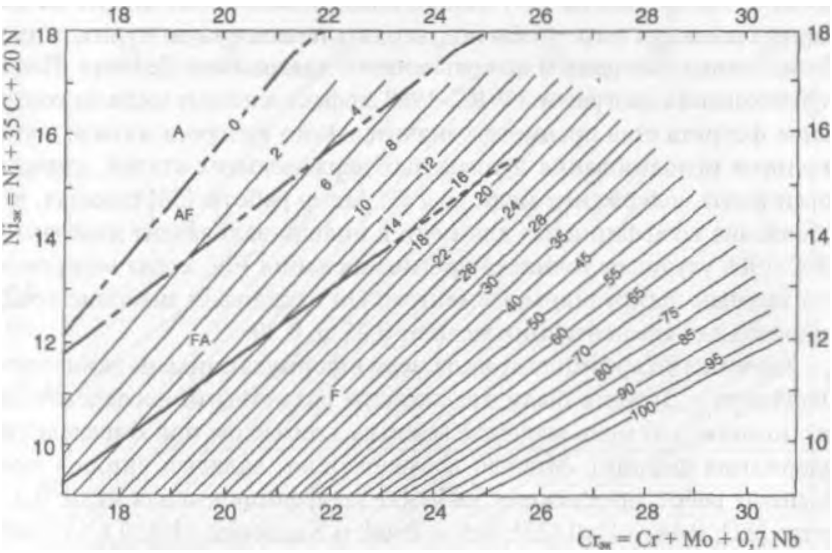


Рисунок 3.13 — Диаграмма WRC-1988, которая включает границы типов кристаллизации [45]

WRC-1988”. Диаграмма была разработана на основе базы данных при выполнении примерно 950 сварок изготовителями электродов, исследовательскими институтами и на базе сведений технических источников. Многомерный линейный регрессионный анализ и другие статистические методики, использованные в разработке такой диаграммы, подробно рассмотрены в работе [48]. Особенность этой диаграммы состоит в том, что данные химического анализа были заимствованы из многочисленных источников в отличие от предыдущих диаграмм, базирующихся на результатах исследований конкретных авторов и поэтому свободных от тенденциозности при анализе химического состава.

Были разработаны новые формулы эквивалентов, в которых из уравнения никель-эквивалент был удален коэффициент для марганца, чтобы устранить систематическое завышение FN для высоколегированного металла швов. Эти данные также использовались для сравнения диаграммы WRC-1988 с диаграммой Делонга, при этом было выявлено, что новая диаграмма более точная. Для диаграммы WRC-1988 формулы эквивалентов имеют вид

$$Cr_{эк} = Cr + Mo + 0,7Nb \qquad (3.23)$$

и

$$Ni_{эк} = Ni + 35C + 20N. \qquad (3.24)$$

После представления диаграмма WRC-1988 была рассмотрена и оценена. Автор работы [49] использовал независимые значения 200 сварных швов для того, чтобы подтвердить повышенную точность прогнозирования диаграммы по сравнению с диаграммой Делонга. После опубликования диаграммы WRC-1988 эффект влияния меди на содержание феррита стал предметом значительного интереса в связи с увеличением использования дуплексных нержавеющих сталей, которые могли иметь содержание меди до 2 %. Автор работы [50] показал, что добавление коэффициента для меди в никель-эквивалент диаграммы WRC-1988 улучшает точность прогнозирования FN, когда медь является важным легирующим элементом. Он предложил значение коэффициента для концентрации меди от 0,25 до 0,30.

Значения коэффициентов для меди в формулах никель-эквивалент Шеффлера и Делонга были предложены различными исследователями, полагая, что медь является важным элементом при определении содержания феррита. Многие исследователи, включая авторов приведенных работ, предложили значение коэффициента для меди: 0,3 — Ferree [51]; 0,44 - Hull [33]; 0,5 - Potak и Sagalevich [31]; 0,6 - Castro и deCadenet [52]. Используя данные автора работы [50] как основу, Kotecki [53] предложил коэффициент для меди в формуле никель-эквивалент, равный 0,25.

В 1992 г. авторы работы [54] предложили новую диаграмму, которая была идентична диаграмме WRC-1988, за исключением того, что в формуле никель-эквивалент коэффициент для меди был равен 0,25:

$$Ni_{эк} = Ni + 35\,C + 20\,N + 0{,}25\,Cu. \quad (3.25)$$

Диаграмма WRC-1992 представлена на рис. 3.14. Определив, что диаграмма была ограничена в диапазоне прогнозирования феррита по сравнению с диаграммой Шеффлера, они также предложили расширенную версию диаграммы для возможности прогнозирования FN для сварки разнородных металлов (см. гл. 9). Принимая во внимание, что «расширенные» оси позволяют нанести на диаграмму широкий диапазон химических составов основного и присадочного металлов, прогнозированное диаграммой значение FN действительно только тогда, когда химический состав металла сварных швов находится в пределах оригинальных изоферритных линий диаграммы (от 0 до 100 FN). Экстраполяция линий FN могла бы привести к ошибочным прогнозам, так как пределы линий FN были определены по первоначальной базе данных.

В настоящее время диаграмма WRC-1992 является самой точной диаграммой, доступной для прогнозирования ферритного числа при сварке аустенитных и дуплексных нержавеющих сталей. Она была принята во всем мире и включена во множество международных стан-

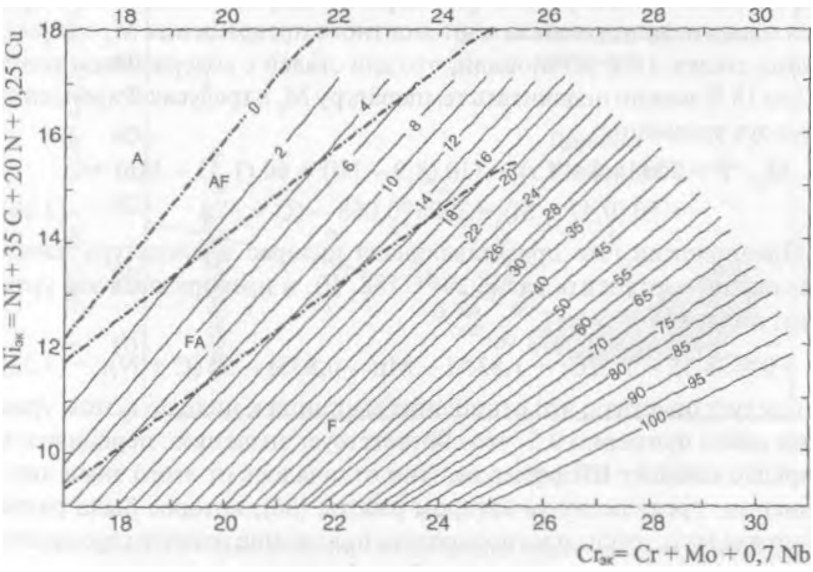


Рисунок 3.14-Диаграмма WRC-1992 [54]

дартов, заменив диаграмму Делонга в стандарте ASME. Недостаток диаграммы WRC-1992, как и тех, которые ей предшествовали — это отсутствие коэффициента для титана. Аналогично ниобию титан — мощный карбидообразователь, он может оказывать влияние на равновесие фаз, удаляя углерод из матрицы. При отсутствии углерода он также является ферритообразующим элементом. Автор работы [33] установил в формуле хром-эквивалент значение коэффициента для титана 2,2, а автор работы [46] - значение 3,0. Однако немногие из аустенитных нержавеющих сталей содержат титан при его концентрации в металле более 0,2 %. Введение титана с коэффициентом от 2 до 3 в формулу хром-эквивалент диаграммы WRC-1992 может повысить точность прогнозирования FN.

3.4 АУСТЕНИТО-МАРТЕНСИТНЫЕ СИСТЕМЫ ЛЕГИРОВАНИЯ

Граница между аустенитом и мартенситом тоже исследовалась, хотя не так широко, как граница аустенит—аустенит + феррит. Большинство исследований относилось к аустенитным сталям системы Fe-Mn-Ni с низким содержанием хрома (на диаграмме Шеффлера (см. рис. 3.4) они размещены в левой части). Металл шва этих сталей с содержанием хрома менее 18 % состоит из различных долей аустенита и мартенсита. Авторы работы [55] первыми изучили влияние легирования на температуру начала мартенситного превращения M_s в нержавеющих сталях. Они установили, что для сталей с содержанием хрома от 10 до 18 % можно подсчитать температуру M_s в градусах Фаренгейта, используя уравнение

$$M_s, °F = 75\,(14{,}6 - Cr) + 110\,(8{,}9 - Ni) + 60\,(1{,}33 - Mn) + 50\,(0{,}47 - Si) + 3000\,[0{,}068 - (C + N)]. \quad (3.26)$$

Предположив, что представляющая интерес температура начала образования мартенсита равна 20 °C (68 °F), и преобразовав это уравнение, получили

$$0 = 38{,}55 - 1{,}25Cr + 1{,}83Ni - Mn - 0{,}83Si - 50\,(C + N). \quad (3.27)$$

Следует отметить, что отношение марганца к никелю в этом уравнении равно примерно 0,5, что соответствует значению, первоначально предложенному Шеффлером. Оно отличалось от этого значения в уравнении, предложенном автором работы [56], которое было разработано для того, чтобы прогнозировать положение границы аустенито-мартенситной структуры системы Fe-Mn-Ni в металле шва с содержанием хрома менее 5 %:

$$M_s, °C = 539 — 423C — 30,4Mn — 17,7Ni — 12,1Cr — 7,5Mo. \quad (3.28)$$

Если в качестве температуры начала мартенситного превращения принять 20 °С (68 °F), аустенито-мартенситная граница описывается уравнением

$$0 = 17,07 - 13,9C - Mn - 0,58Ni - 0,4Cr - 0,25Mo. \quad (3.29)$$

В этом случае марганец был вдвое более эффективным аустенитно-стабилизирующим элементом, чем никель, и фактически в четыре раза — по сравнению с коэффициентом Шеффлера. Авторы работы [57] нашли, что при содержании хрома примерно 9 % влияние марганца и никеля на стабилизацию аустенита почти одинаково.

Авторы работы [57] также сообщили о приближении к наилучшему критерию полностью аустенитных швов, содержащих хром в пределах от 0 до 16 %. Соответствующее соотношение имеет вид

$$Mn + (0,0833Cr + 0,5)\ Ni + 0,0742\ (Cr)^2 - 1,2Cr > 14,00. \quad (3.30)$$

Эти исследователи также построили диаграмму, упростив критерии стабильности аустенита, изменив переменные и используя результаты собственных исследований, а также оригинальные данные Шеффлера [19]. Диаграмма представлена на рис. 3.15.

Авторы работы [58], используя регрессионный статистический анализ данных 16 различных исследований, получили уравнение для

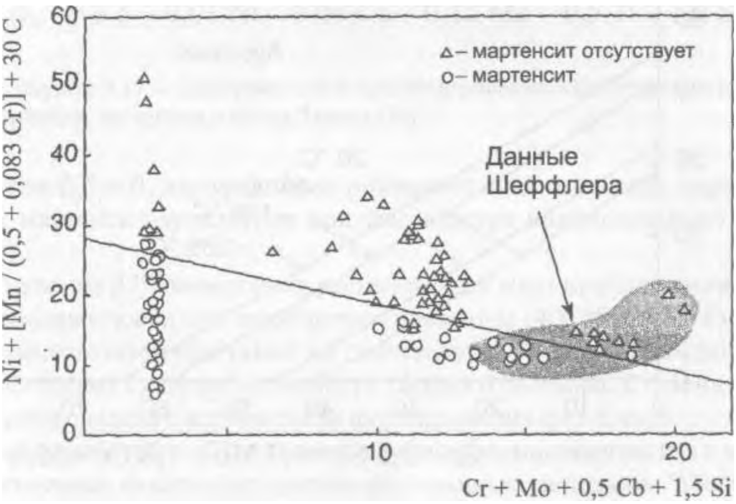


Рисунок 3.15 - Химический состав начала мартенситного превращения при комнатной температуре в зависимости от модифицированных хром- и никель-эквивалент [57]

температуры начала образования мартенсита как функции состава сплава. Это уравнение имеет вид

$$M_s, °C = 526 — 12,5Cr — 17,4Ni —29,7Mn —31,7Si —354C —$$
$$- 20,8Mo - 1,34 (CrNi) + 22,4 (Cr + Mo) C. \quad (3.31)$$

Линии начала аустенито-мартенситной границы, вычисленные как функции температуры, согласно [58], представлены на рис. 3.16. Следует обратить внимание на большой “сдвиг” этой границы при температурах, приближающихся к криогенным.

При изучении металла швов системы Fe-Ni—Co—Mo—Ti—Si авторы работы [59] расширили концепцию структурной диаграммы авторов работы [31] для определения количества мартенсита, аустенита и фазы Лавеса. Рис. 3.17 иллюстрирует диаграмму, на которой нанесены параметры:

по вертикальной оси

$$\beta_\gamma^{20} = 18- l,5Ni + 0,lCo-0,7Mo-0,5Ti-0,2Si, \quad (3.32)$$

по горизонтальной оси

$$\beta_\varepsilon^{1400} = 2,5 \_ 0,01Ni - 0,06Co - 0,12Mo - 0,50Ti - 1,00Si, \quad (3.33)$$

где β_γ^{20} - стабильность аустенита.

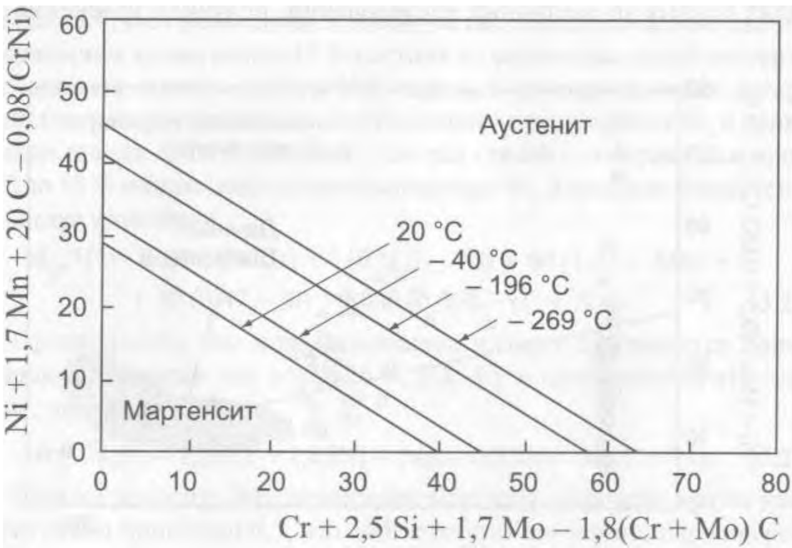


Рисунок 3.16 — Химический состав начала мартенситного превращения при различных температурах

Выражение (Cr + Mo)C добавляется только в случае возможного интенсивного выделения карбидов [58].

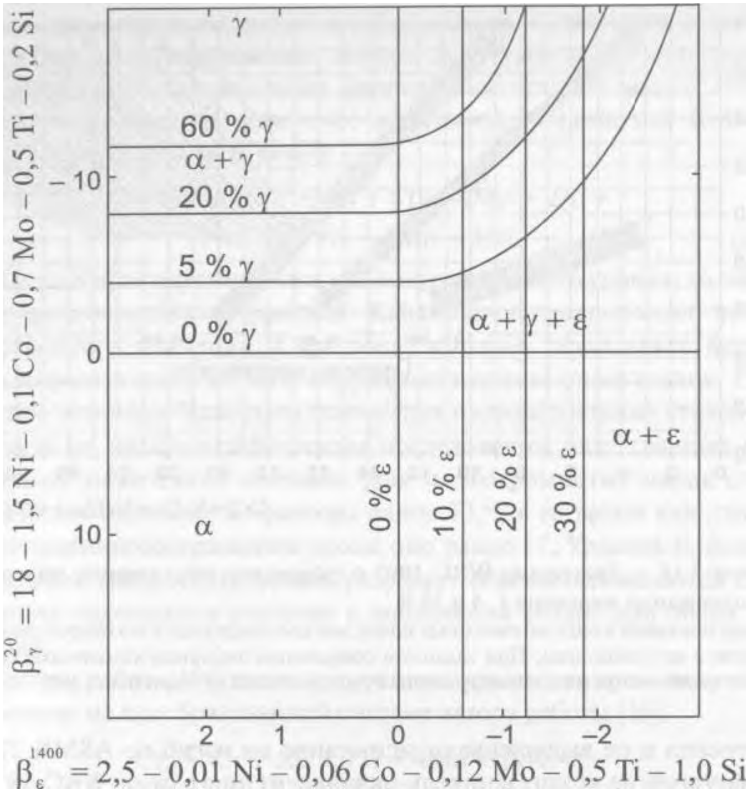


Рисунок 3.17 — Диаграмма для прогнозирования количества мартенсита, аустенита и фазы Лавеса [59]

Если $\beta_{\gamma}^{20} = 0$, это уравнение описывает границу между мартенситом и мартенсит-аустенитом при температуре приблизительно 20 °C (68 °F).

Значение $\beta_{\varepsilon}^{1400}$ может быть расценено как мера приближения сплава к насыщенности при температуре примерно 1400 °C (2552 °F), а для закаленных сталей при такой же температуре это может быть расценено как степень супернасыщенности твердого раствора. Степень насыщенности связана с количеством формирования фаз Лавеса.

Автор работ [60—62] исследовал формирование мартенсита в металлах различных химических составов с помощью диаграммы WRC-1992. Он разработал серию границ при содержании марганца 1, 4 и 10 %, которые разделяют аустенитные и аустенито-ферритные композиции, свободные от мартенсита и выдерживающие испытание на изгиб по ASME 2T в отличие от тех, которые содержат значительное количество

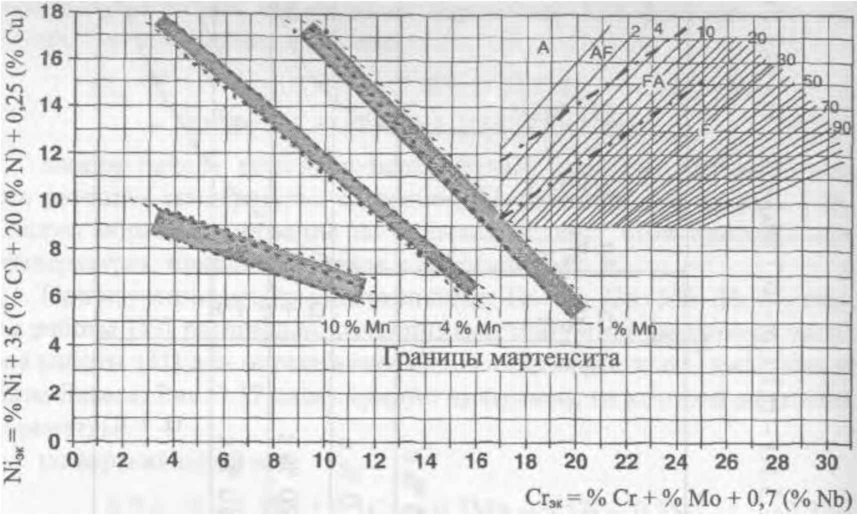


Рисунок 3.18 — Диаграмма WRC-1992 с границами образования мартенсита при содержании марганца 1, 4 и 10 %

Границы показаны в виде затемненных полос для идентификации некоторой неопределенности в их положении. При заданном содержании марганца химические составы выше и правее соответствующей границы будут свободны от мартенсита [61].

мартенсита и не выдерживают испытание на изгиб по ASME 2T. Так как марганец не входит в никель-эквивалент диаграммы WRC-1992, то отдельные границы необходимы для каждого его уровня. При данном уровне марганца хром-эквивалент и никель-эквивалент не требуют изменений для концентрации молибдена или азота. Однако при содержании углерода более 0,1 % при расчете никель-эквивалент необходимо действовать так, как если бы концентрация углерода составляла 0,1 % для более точного прогнозирования наличия или отсутствия мартенсита. Эта модификация диаграммы WRC-1992 показана на рис. 3.18.

3.5 ФЕРРИТО-МАРТЕНСИТНЫЕ СИСТЕМЫ ЛЕГИРОВАНИЯ

Уравнения и диаграммы также были разработаны для определения фазового баланса в ферритных, мартенситных и ферритно-мартенситных нержавеющих сталях. Kaltenhauser [63], признавая тот факт, что значение коэффициента различных элементов в формуле хром-эквивалент в работе [16] основаны на двойных диаграммах, разработанных для катаного металла, модифицировал эти коэффициенты и предложил так называемый ферритный коэффициент (фактор) для определения склонности к образованию мартенсита в металле шва ферритных нержавеющих сталей. В частности, Kaltenhauser интересовался низкохромистыми ферритными сталями марки 409. Он предложил уравнение, известное в настоящее время как К-фактор *(Kaltenhauser factor, или K-factor):*

$$\text{К-фактор} = Cr + 6Si + 8Ti + 4Mo + 2Al + \\ + 40\,(C + N) - 2Mn - 4Ni. \qquad (3.34)$$

Когда К-фактор снижается ниже определенного уровня, то микроструктура полностью ферритная. Kaltenhauser предположил, что нет единственного значения К-фактора, которое гарантирует ферритную микроструктуру во всех ферритных нержавеющих сталях. Единственное значение было предложено для индивидуальных сталей, оно основано на металлографическом исследовании ряда сварных швов различных химических составов. Для низкохромистых марок сталей критическое значение К-фактора равно 13,5, в то время как для сталей со средним содержанием хрома оно равно 17. Уровень К-фактора и конечный микроструктурный результат обычно достигаются путем снижения содержания углерода и добавления титана или обеих комбинаций.

Авторы работы [64] также представили уравнение хром-эквивалент, основанное на преобразованной системе автора работы [16]:

$$Cr_{эк} = Cr + 5Si + 7Ti + 4Mo + 12Al - \\ - 40(C + N) - 2Mn - 3Ni - Cu. \qquad (3.35)$$

В основном для обеспечения полностью ферритной микроструктуры обычных ферритных нержавеющих сталей требуется значение хром-эквивалент больше 12. Оно немногим отличается от значения К-фактора, за исключением добавления коэффициента к содержанию меди и существенного влияния алюминия.

Авторы работы [65] гораздо шире изучили класс коммерческих низкохромистых сталей и смогли разработать структурную диаграмму для них, основываясь на преобразованных хром-эквивалент и никель-эквивалент. Во многом, как и диаграмма Делонга, эта диаграмма (рис. 3.19) была подмножеством пространства составов на диаграмме Шеффлера. Значения ординат по осям подсчитаны вычислением хром-эквивалент и никель-эквивалент и вычитанием соответствующей постоянной. Эти формулы имеют вид

$$Cr_{эк} = Cr + 8Ti - 11 \qquad (3.36)$$

и

$$Ni_{эк} = Ni + 10\,C - 0,4. \qquad (3.37)$$

Рисунок 3.19 - Диаграмма для ферритных и мартенситных нержавеющих сталей, разработанная автором работы [65]

В обзоре за 1990 г. по свариваемости нержавеющих сталей Lippold [66] развил эту идею и перестроил диаграмму авторов [65], используя эквиваленты К-фактора, как показано на рис. 3.20. Форма области феррит + мартенсит почти приближается к такой же области на диаграмме Шеффлера (см. рис. 3.4). Однако эта диаграмма, основанная на работах [65 и 63], предоставляет более точную информацию по прогнозированию микроструктур низкохромистых нержавеющих сталей, так как она учитывает влияние титана и алюминия. Диаграмма в первом приближении может быть использована для прогнозирования микроструктуры металла сварных швов, так как данные по микроструктуре для этой диаграммы были получены закалкой сталей с низким содержанием хрома при температуре 1100 °С (2021 °F). Следует обратить внимание, что линия между областями полностью ферритной и феррито-мартенситной структур соответствует критическому значению К-фактора, предложенному автором [63] для сплавов с низким содержанием хрома (KF = 13,5), и приближается к области, рекомендованной для среднехромистых сталей (KF = 17). Эта диаграмма также может прогнозировать существование дельта-феррита в сварных швах мартенситных нержавеющих сталей. Изоферритные линии, которые тоже могли бы прогнозировать процент мартенсита или феррита в металле швов, отсутствуют в связи с недостаточным количеством данных в источниках, доступных для их построения.

При изучении сталей 9Cr—1Mo для применения в паровых генераторах авторы работы [67] использовали некоторые константы из работы [16] для преобразования уравнения хром-эквивалент, разработанного исследователями компании General Electric для прогнозирования количества дельта-феррита, которое могло бы образоваться в мартенситных структурах при сварке. Используемое уравнение:

$$Cr_{эк} = Cr + 6Si + 4Mo + 1{,}5W + 11V + 5Nb +$$
$$+ 12Al + 8Ti - 40C - 2Mn - 4Ni - 2Co - 30N - Cu. \quad (3.38)$$

Это уравнение больше подходило для прогнозирования влияния активных легирующих элементов, включая коэффициенты для вольфрама, ванадия, ниобия и кобальта при их добавлении к тем элементам, которые обычно упоминались в источниках. При изучении фазового баланса в сталях 9Cr—1Mo Panton-Kent [68] использовал хром-эквивалент из работы [67] и модифицировал K-фактор применительно к мартенситным сталям при добавлении слагаемого для ниобия. Он установил, что приводимый модифицируемый “феррит-фактор” FF является более точным для более узкого диапазона химических составов металла швов, которые он получил, используя коммерческие электроды для дуговой сварки плавящимся покрытым электродом:

$$FF = Cr + 6Si + 8Ti + 4Mo + 2Al + 4Nb —$$
$$— 2Mn — 4Ni — 40\,(C + N). \qquad (3.39)$$

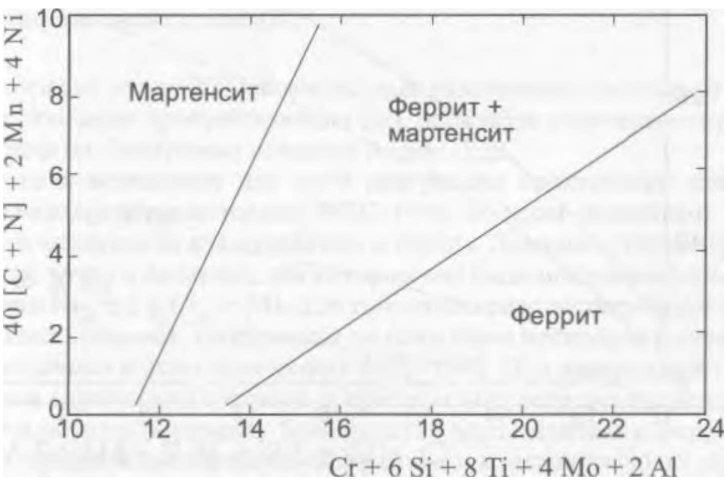


Рисунок 3.20 — Структурная диаграмма для ферритных нержавеющих сталей, разработанная автором работы [66] с использованием K-факторов (Kaltenhauser factors)

Согласно этому уравнению, можно ожидать, что металл шва с феррит-фактором, значение которого приблизительно равно 7,5 или менее, будет иметь полностью мартенситную микроструктуру.

Авторы работы [69] в Британском институте сварки (TWI) разработали предварительную диаграмму (рис. 3.21) для прогнозирования содержания феррита в ЗТВ в сталях с низким содержанием углерода и 13 % хрома, названных ***супермартенситными нержавеющими.*** В основном исследовались только стали с высоким содержанием никеля. Их число невелико, поэтому диаграмма должна рассматриваться как качественная, не дающая возможности четко прогнозировать микроструктуру. Кроме того, диаграмма была основана на исследованиях микроструктуры ЗТВ, и потому возможность ее применения к металлам шва остается невыясненной.

Авторы [70, 71] разработали структурную диаграмму ферритно-мартенситных нержавеющих сталей, которая покрыла область составов, охватывающую большинство марок коммерческих ферритных и мартенситных нержавеющих сталей. Они разработали эту диаграм-

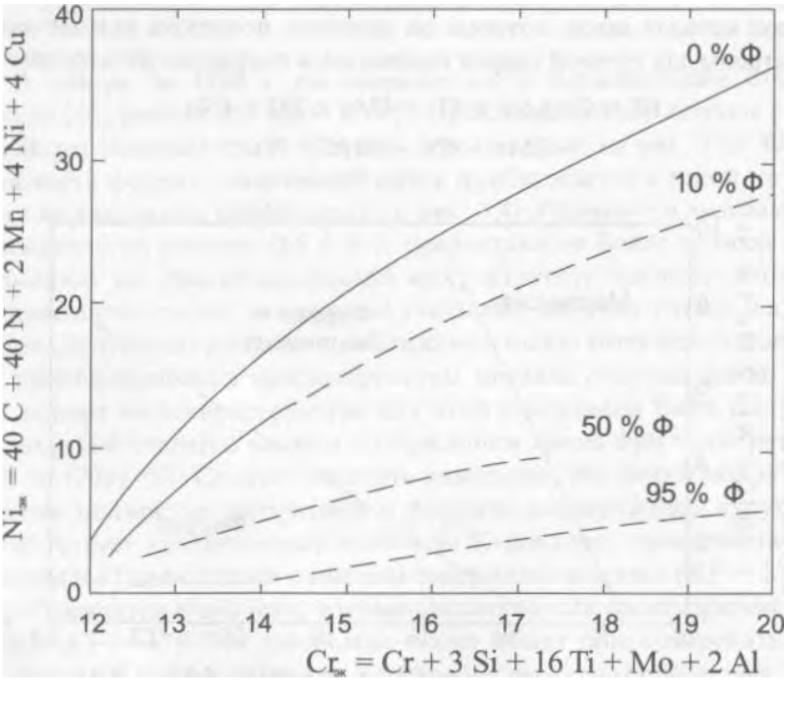
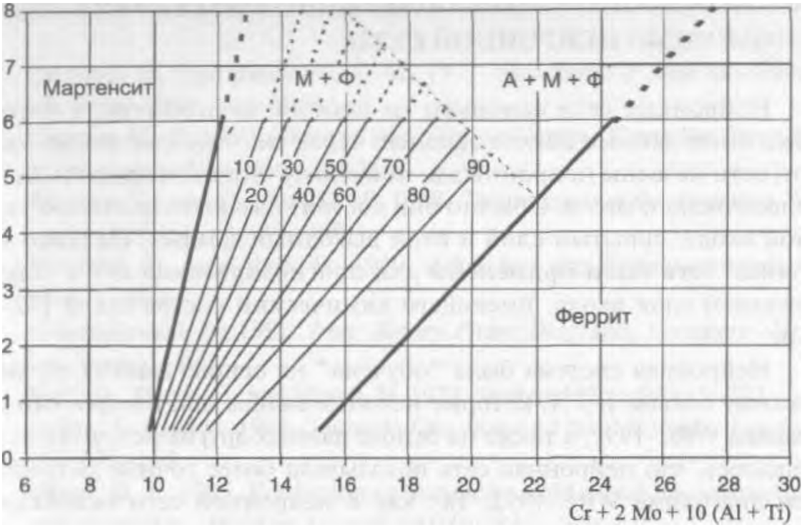


Рисунок 3.21 — Диаграмма для прогнозирования содержания феррита в ЗТВ низкоуглеродистых мартенситных нержавеющих сталей с содержанием 13 % Cr [69]



Диапазон изменения химического состава (%), применительно к которому была разработана данная диаграмма:

Cr — от 11 до 30	Si - от 0,3 до 1	Mn - от 0,3 до 1,8
Ni — от 0,1 до 3	C — от 0,07 до 0,2	Mo — от 0 до 0,2
Al — от 0до 0,3	Ti — от 0 до 0,5	N - от 0 до 0,25

Рисунок 3.22 — Диаграмма Balmforth для металла швов ферритных и мартенситных нержавеющих сталей [71]

му, произведя около 200 плавок разных химических составов, и затем определили доли присутствующих фаз, используя количественную металлографию. Диаграмма показана на рис. 3.22.

Никель-эквивалент для этой диаграммы практически совпадает с эквивалентом диаграммы WRC-1992, но хром-эквивалент имеет большие множители для алюминия и титана. Доказано, что диаграмма наиболее точна в пределах, для которых она была построена (вплоть до значений $Ni_{эк}$ = 6 и $Cr_{эк}$ = 24). Для того чтобы рассмотреть более широкую область сплавов, координаты по осям были несколько расширены по отношению к осям диаграммы WRC-1992. Поддиаграммой указан диапазон химических составов, в пределах которого она является точной. Эта область покрывает большинство мартенситных и ферритных сталей, однако использование диаграммы для низкоуглеродистых сталей (углерода менее 0,03 %) весьма сомнительно. Причины этого рассматриваются в гл. 4 и 5. Диаграмма авторов работ [70, 71] также содержит область, в которой аустенит стабилен (верхняя часть диаграммы), что совместимо с диаграммой Шеффлера (см. рис. 3.4).

3.6 ПРОГНОЗИРОВАНИЕ СОДЕРЖАНИЯ ФЕРРИТА С ПОМОЩЬЮ НЕЙРОННОЙ СЕТИ

Нейронные сети основаны на простой архитектуре, в которой введенные данные дают выходные через систему связанных узлов. Эти сети названы нейронными, поскольку они имитируют действия человеческого мозга. Обычно они состоят из слоев трех типов узлов: слой входа, скрытый слой и слой выходных данных. Недавно нейронные сети были применены для прогнозирования FN с использованием слоя входа, имеющего химический состав стали [72—74] (рис. 3.23).

Нейронная система была “обучена” на основе данных по химическому составу и FN, которые использовались при построении диаграммы WRC-1992, а также на основе данных других источников. Сообщалось, что нейронная сеть показывала более точные результаты, чем диаграмма WRC-1992. Так как в нейронной сети используется техника нелинейной регрессии, то результаты ее применения не могут быть показаны просто как диаграмма с фиксированными коэффициентами для различных элементов. В более поздних исследованиях эффект от скорости охлаждения также был включен в нейронную сеть [75]. Эти сети теперь доступны через Интернет [76].

В табл. 3.1 представлены различные коэффициенты, предложенные исследователями для элементов, составляющих хром-эквивалент и никель-эквивалент. Однако таблица не смогла включить коэффициенты приближения нейронной сети, так как это не простые соотношения между различными элементами, включенными в нейронную сеть.

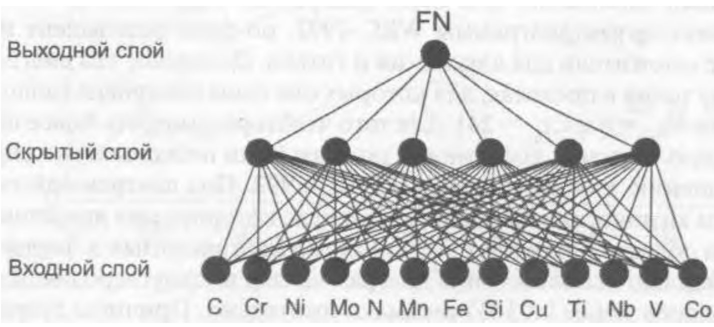


Рисунок 3.23 - Нейронная сеть для прогнозирования ферритного числа в зависимости от химического состава [73]

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК К ГЛАВЕ 3

[1] Peckner, D., and Bernstein. I. M. 1977. ***Handbook of Stainless Steels.*** **McGraw-Hill, New York.**

[2] **Copson, H. R.** 1959. ***Physical Metallurgy of Stress—Corrosion Fracture.*** Interscience, New York, p. 126.

[3] **Floreen, S., and Hayden, H. W.** 1968. ***Transactions of the American Society for Metals,*** 61:489—499.

[4] **Wentrup, H., and Reif, O.** 1949. ***Arhiv fuer das Eisenhuettenwessen,*** 20:359-362.

[5] **Kubaschewski, O.** 1982. ***Iron: Binary Phase Diagrams, Springer — Ver-***lag, New York.

[6] **Dahl, W., Duren, C., and Musch, H.** 1973. ***Stahl und Eisen.*** 93:813—822.

[7] **Irvine, J. J., et al.** 1961. ***Journal of the Iron and Steel Institute, London,*** 199:153-169.

[8] **Olson, D. L.** 1985. Prediction of austenitic weld metal microstructure and properties. ***Welding Journal,*** 64(10):281s—295s.

[9] **Balmforth, M.** 1988. M.S. thesis, Ohio State University.

[10] **Strauss, B., and Maurer, E.** 1920. Die hochlegierten Chromnickelstahle als nichtrostende Stahle, ***Kruppsche Monatshefte,*** 1(8): 129—146.

[11] **Scherer, R., Riedrich, G., and Hoch, G.** 1939. Einflusseines Gahalts an Ferrit in austenitischer Chrom—Nickel-Stahlen auf den Komzerfall, ***Archiffuer das Eisenhuettenwessen,*** 13:52—57, July.

[12] **Siewert, T. A., McCowan, C. N., and Olson, D. L.** 1992. Ferrite number prediction for stainless steel welds, in ***Key Engineering Materials,*** Vol. 69/70, Trans Tech Publications, Zurich, Switzerland, pp. 149-166.

[13] **Newell, H. D., and Fleischman, V.** 1938. Hot rolled metal article and method of making same, U.S. patent 2,118,683.

[14] **Field, A.L., Bloom, F. K., and Linnert, G. E.** 1943. ***Development of Armor Welding Electrodes; Relation to the Composition of Austenitic (20Cr—10Ni) Electrodes to the Physical and Ballistic Properties of Armor Weldments,*** OSRD Report 1636, July 20.

[15] **Cambell, H. S., and Thomas, R. D., Jr.** 1946. The effect of alloying elements on the tensile properties of 25-20 weld metal, ***Welding Journal,*** 25(11):760s-768s.

[16] **Thielemann, R. H.** 1940. Some effects of composition and heat treatment on the high temperature rupture properties of ferrous alloys, ***Transactions of the American Society for Metals,*** 40:788—804.

[17] **Binder, W. O., Brown, C. M., and Franks, R.** 1949. Resistance to sensitization of austenitic chromium — nickel steels of 0,03 % max. carbon content, ***Transactions of the American Society for Metals,*** 41:1301—1346.

[18] **Thomas, R. D., Jr.** 1949. A constitution diagram application to stainless weld metal, ***SchweizerArchivfuer Angewandte Wissenschafl und Technik,*** 1:3—24.

[19] Schaeffler, A. I., 1947. Selection austenitic electrodes for welding dissimilar metals, ***Welding Journal,*** 26(10): 601s—620s.

[20] Griffith. A. J., and Wright, J. C. 1969. ***Mechanical Properties of Austenitic and Metastable Stainless Steel Sheet and Their Relations with Press Forming Bihaviour,*** Publication 117, Iron and Steel Institute, London, p. 52.

[21] Schaeffler, A. L. 1948. Welding dissimilar metals with stainless electrodes, Iron Age, 162:72, July.

[22] Schaeffler, A. L. 1949. Constitution diagram for stainless steel weld metal, ***Metal Progress,*** 56(11): 680-680B.

[23] Seferian, D. 1959. ***Metallurgie de la Soudure,*** Dunod, Paris.

[24] Schneider, H. 1960. Investment casting of high-hot strength 12 % chrome steel, ***Foundry Trade Journal,*** 108:562—563.

[25] Kakhovski, N. I., Lipodaev, V. N., and Fadeeva G. V. 1980. The arc welding of stable corrosion — resisting steels and alloys, Avtomaticheskaya Svarka, 33(5):55—57.

[26] Delong, W. T., Ostrom, G. A., and Szumachowski, E. R. 1956. Measurement and calculation of ferrite in stainless steel weld metal, ***Welding Journal,*** 35(11):521s-528s.

[27] Long, C. J., and DeLong, W. T. 1973. The ferrite content of austenitic stainless steel weld metal, ***Welding Journal,*** 52(7):281s—297s.

[28] DeLong, W. T. 1973. Calibration procedure for instruments to measure the delta ferrite content of austenitic stainless steel weld metal, ***Welding Journal,*** 52(2):69s.

[29] Beck, F. H., Schoefer, E. A., Flowers, J. W., and Fontana, M. G. 1965. ***New Cast High-Strength Alloy Grades by Structure Control,*** ASTM Special Technical Publication 369, American Society for Testing and Materials, West Conshokocken, PA.

[30] Schwartzendruber, L. J., Bennett, L. H., Schoefer, E. A., DeLong, W. T., and Campbell, H. C. 1974. Mossbauer-effect examination of ferrite in stainless steel welds and castings, ***Welding Journal,*** 53(1): 1s— 12s.

[31] Potak, Y. M., and Sagalevich, E. A. 1972. Structural diagram for stainless steels as applied to cast metal and metal deposited during welding. Avtomaticheskaya ***Svarka,*** 25(5): 10—13.

[32] Carpenter, B., Olson, D. L., and Matlock, D. K. 1985. A diagram to predict aluminum passivated stainless steel weld metal microstructure, paper presented at AWS Annual Convention.

[33] Hull, F. C. 1973. Delta ferrite and martensite formation in stainless steels, ***Welding Journal,*** 52(5):193s-203s.

[34] Espy, R. H. 1982. Weldability of nitrogen-strengthened stainless steels, ***Welding Journal,*** 61(5): 149s—156s.

[35] Szumachowski, E. R., Kotecki, D. J. 1984. Effect of manganese on stainless steel weld metal ferrite, ***Welding Journal,*** 63(5): 156s— 161s.

[36] McCowan, C. N., Siewert, T. A., Reed, R. P., and Lake, F.B. 1987. Manganese and nitrogen in stainless steel SMA welds for cryogenic service, ***Welding Journal,*** 66(3):84s—92s.

[37] Okagawa, R. K., Dixon, R. D., and Olson, D. L. 1983. The influence of nitrogen from welding on stainless steel weld metal microstructure, ***Welding Journal,*** 62(8):204s—209s.

[38] Hammar, O., and Svensson, U. 1979. Influence of steel composition on segregation and microstructure during solidification of austenitic stainless steels, in ***Solidification and Casting of Metals,*** Metals Society, London.

[39] Mel'Kumor, N., and Topilin, V. V. 1969. Alloying austenitic stainless steel with nitrogen, Obrabotka Metallov, 8:47—51.

[40] Ogawa, T., and Koseki, T. 1988. Weldability of newly developed austenitic alloys for cryogenic service, II: high-nitrogen stainless steel weld metal, ***Welding Journal,*** 67(1):8s— 17s.

[41] Novozhilov, N. M., et all. 1978. On the austenitising and ferritising effect of elements in austenitic ferritic weld metals, ***Welding Production,*** 25(6):12—13.

[42] Kotecki, D. J. 1983. ***Molybdenum Effect on Stainless Steel Weld Metal Ferrite,*** IIW Document II—C—707—83, American Council of the International Institute of Welding, Miami, Fl.

[43] Kotecki, D. J. 1986. ***Silicon Effect on Stainless Steel Weld Metal Ferrite,*** UW Document II—C—779—86, American Council of the International Institute of Welding, Miami, Fl.

[44] Takemoto, T., Murata, Y., and Tanaka, T. 1987. Effect of manganese on phase stability of Cr-Ni nonmagnetic stainless steel, in ***High Manganese Austenitic Stainless Steels,*** R.A. Lula, ed., ASM International, Materials Park, OH, pp. 23-32.

[45] Siewert, T. A., McCowan, C. N., and Olson, D. L. 1988. Ferrite Number prediction to 100 FN in stainless steel weld metal, ***Welding Journal,*** 67(12):289s—298s.

[46] Suutala, N., Takalo, T., and Moisio, T. 1980. Ferritic-austenitic solidification mode in austenite stainless steel welds, ***Metallurgical Transactions,*** 11A(5):717-725.

[47] Kujanpaa, V., Suutala, N., Takalo, T., and Moisio, T. 1979. Correlation between solidification cracking and microstructure in austenitic and austenitic-ferritic stainless steel welds, ***Welding Research International.*** 9(2) :55.

[48] McCowan, C. N., Siewert, T. A., and Olson, D. L. 1989. ***Stainless Steel Weld Metal: Prediction of Ferrite Content,*** WRC Bulletin 342, Welding Research Council, New York, April.

[49] Kotecki, D. J. 1988. ***Verification of the NBS-CSM Ferrite Diagram,*** IIW Document II-C-834-88. American Council of the International Institute of Welding, Miami, FL.

[50] **Lake, F. B.** 1990. Effect of Cu on stainless weld metal ferrite content, paper presented at AWS Annual Convention.

[51] **Ferree, J. A.** 1969. Free machining austenite stainless steel, U.S. patent 3,460,939.

[52] **Castro, R. J., and de Cadenet, J. J.** 1968. ***Welding Metallurgy of Stainless and Heat-Resisting Steels,*** Cambridge University Press, Cambridge.

[53] **Kotecki, D. J.** 1990. Ferrite measurement and control in duplex stainless steel welds, in ***Weldability of Materials: Proceedings of the Materials Weldability Symposium,*** ASM International, Materials Park, OH, October.

[54] **Kotecki, D. J., and Siewert, T. A.** 1992. WRC-1992 constitution diagram for stainless steel weld metals: a modification of the WRC-1988 diagram, ***Welding Journal,*** 71(5): 171s— 178s.

[55] **Eichelman, G. H., and Hull, F. C.** 1953. The effect of composition on the temperature of spontaneous transformation of austenite to martensite in 18—8-type stainless steel. ***Transactions of the American Society for Metals,*** 45:77— 104.

[56] **Andrews, K.** 1965. Empirical formulae for the calculation of some transformation temperatures, ***Journal of the Iron and Steel Institute,*** 203:721-727.

[57] **Self, J. A., Matlock, D. K., and Olson, D. L.** 1984. An evaluation of austenitic Fe-Mn-Ni weld metal for dissimilar metal welding, ***Welding Journal,*** 63 (9):282s—288s.

[58] **Self, J. A., Olson, D. L., and Edwards, G. R.** 1984. The stability of austenite weld metal, in ***Proceedings of IMCC,*** Kiev, Ukraine, July.

[59] **Barmin, L. N., Korolev, N. V., Grigor'ev, S. L., Logakina, I. S., and Manakova,** N. **A.** 1980. The phase composition of iron-nickel-cobalt-molybdenum-titanium-silicon system deposited metal, ***Avtomaticheskaya Svarka,*** 33(10):22—24.

[60] **Kotecki D. J.** 1999. A martensite boundary on the **WRC-1**992 diagram. ***Welding Journal,*** 78(5): 180s- 192s.

[61] **Kotecki D. J.** 2000. A martensite boundary on the WRC-1992 diagram, 2: the effect of manganese, ***Welding Journal,*** 79(12):346s—354s.

[62] **Kotecki D. J.** 2001. Weld Dilution and Martensite Appearance in Dissimilar Metal Joining, IIW Document II-1438-01, American Council of the International Institute of Welding, Miami, FL.

[63] **Kaltenhauser, R. H.** 1971. Improving the engineering properties of ferritic stainless steels, ***Metals Engineering Quarterly,*** 11 (2):41 — 47.

[64] **Wright, R. N., and Wood, J. R.** 1977. Fe-Cr-Mn microduplex ferritic-martensitic stainless steels, ***Metallurgical Transactions A,*** 8A(12):2007-2011.

[65] **Lefevre, J., Tricot, R., and Castro, R.** 1973. Noveaux aciers inoxydables a 12 % de chrome. ***Revue de Metallurgie,*** 70(4):259.

[66] **Lippold J. C.** 1991. ***A Review of the Welding Metallurgy and Weldability*** of ***Ferritic Stainless Steels,*** EWI Research Brief B9101, Columbus, OH.

[67] **Patriarca, P., Harkness, S. D., Duke, J. ML, and Cooper, L. R.** 1976. U.S. advanced materials development program for steam generators, ***Nuclear Technology,*** 28(3):516—536.

[68] **Panton-Kent, R.** 1991. Phase balance in 9%Crl%Mo steel welds. ***Welding Institute Research Bulletin,*** January/February.

[69] **Gooch, T. G., Woolin, P., and Haynes, A. G.** 1999. Welding metallurgy of low carbon 13% chromium martensitic steels, in ***Proceedings of Supermartensitic Steels,*** 1999, Belgian Welding Institute, Ghent, Belgium, pp. 188—195.

[70] **Balmforth, M. C., and Lippold, J. C.** 1998. **A** preliminary ferritic-martensitic stainless steel constitution diagram, ***Welding Journal,*** 77(1): 1s—7s.

[71] **Balmforth, M.C., and Lippold, J. C.** 2000. A new ferritic—martensitic stainless steel constitution diagram, ***Welding Journal,*** 79(12):339s—345s.

[72] **Vitek, J. M., Iskander, Y. S., Oblow, E. M., Babu, S. S., and David, S. A.** 1999. Neural network model for predicting Ferrite Number in stainless steel welds, in ***Proceedings of the 5th International Trends in Welding Research,*** ASM International, Materials Park. OH, pp. 119—124.

[73] **Vitek, J. M., Iskander, Y. S., Oblow, E. M.** 2000. Improved Ferrite Number predication in stainless steel arc welds using artificial neural networks, 1: neural network development, ***Welding Journal,*** 79(2):33s-40s.

[74] **Vitek, J. M., Iskander, Y. S., Oblow, E. M.** 2000. Improved Ferrite Number predication in stainless steel arc welds using artificial neural networks, 2: neural network results, ***Welding Journal,*** 79(2):41s—50s.

[75] **Vitek, J. M., David, S. A., and Hihman, C. R.** 2003. Improved Ferrite Number predication model that accounts for cooling rate effects, 1: model development, ***Welding Journal,*** 82(1): 10s— 17s.

[76] Oak Ridge National Laboratory, http://engm01.ms.oml.gov, courtesy of J. M.Vitek.

ГЛАВА 4

МАРТЕНСИТНЫЕ НЕРЖАВЕЮЩИЕ СТАЛИ

Мартенситные нержавеющие стали основаны на тройной системе Fe—Cr—C. Они претерпевают аллотропические превращения и образуют мартенсит из аустенита в широком диапазоне термомеханических условий обработки, за исключением процессов с крайне низкими скоростями охлаждения, например при охлаждении с печью. Эти стали в основном называют ***закаливающимися на воздухе,*** поскольку после выемки их из печи в аустенитном состоянии скорости дальнейшего их охлаждения на воздухе достаточно для формирования мартенсита. Нормальной скорости охлаждения металла шва и ЗТВ в условиях сварки также вполне достаточно для образования в этих зонах преимущественно мартенсита.

У мартенситных нержавеющих сталей наблюдается широкий диапазон механических свойств. Так, предел текучести может колебаться в диапазоне от 275 МПа (40 ksi) в отожженном состоянии до 1900 МПа (280 ksi) в закаленном и в отпущенном состоянии (для сталей с высоким содержанием углерода). Обычно для обеспечения приемлемых пластических свойств применительно к большинству технических приложений требуется отпуск закаленных сталей. Можно достичь высокого уровня твердости этих сталей, обеспечивая высокий уровень износостойкости при трении металла по металлу, а также в условиях абразивного износа.

В общем мартенситные нержавеющие стали уступают по коррозионной стойкости другим видам нержавеющих сталей вследствие относительно низкого содержания хрома (от 12 до 14 %) и высокого содержания углерода. Эти стали используются в основном в случаях, когда требуется сочетание высокой прочности и коррозионной стойкости в атмосферных условиях. Кроме того, они имеют и более низкую цену по сравнению с другими типами нержавеющих сталей вследствие более низкого содержания хрома и других легирующих элементов.

Мартенситные нержавеющие стали используются для изготовления турбинных лопаток паровых и газовых турбин, газотурбинных реактивных двигателей, работающих при относительно низких температурах, паропроводов, гидротурбин больших размеров, задвижек водопроводов, трубопроводов и клапанов линий сбора и рафинирования нефтепродуктов, а также для наплавки прокатных валков. Низкоуглеродистые ***супермартенситные*** стали все чаще используются для трубопроводов нефти и газа. Высокохромистые и высокоуглеродистые стали применяются для изготовления хирургического инструмента, ножей, зубчатых колес и валов.

В основном изделия из этих сталей эксплуатируются при температурах не выше 650 °C (1200 °F), поскольку снижаются как механические свойства, так и коррозионная стойкость. При сварке мартенситные стали рассматривают как обладающие наихудшей свариваемостью вследствие образования не отпущенного мартенсита в условиях охлаждения. Как и для большинства конструкционных сталей, при сварке этих сталей следует применять специфические меры предосторожности. особенно при содержании углерода более 0,1 %.

4.1 СТАНДАРТНЫЕ СТАЛИ И ПРИСАДОЧНЫЕ МАТЕРИАЛЫ

Перечень стандартных катаных и литых мартенситных нержавеющих сталей приведен в табл. 4.1, более полный - в приложении 1. Мартенситные нержавеющие стали могут быть подразделены на три группы в зависимости от их склонности к образованию водородных или холодных трещин. Эти группы подразделяются по содержанию углерода, так как это в первую очередь определяет твердость мартенсита в состоянии после сварки и в свою очередь непосредственно влияет на склонность к образованию холодных трещин. Наименее склонны к таким трещинам при сварке стали с содержанием углерода примерно 0,06 % или ниже, что обеспечивает максимальную твердость 35 HRC (по Роквеллу, шкала С). Для этой группы сталей технология сварки аналогична таковой для высокопрочных низколегированных сталей. Вторая группа состоит из марок сталей с содержанием углерода от 0,06 до 0,30 %. В состоянии после сварки стали этой группы имеют твердость от 30 до 55 HRC с большей вероятностью образования трещин и более высоким необходимым предварительным подогревом до температуры 315 °C (600 °F). Третья группа состоит из сталей с содержанием углерода более 0,30 % и твердостью после сварки от 55 до 65 HRC. Для сталей этой группы требуются весьма специфичные технологии сварки для предотвращения образования трещин.

Таблица 4.1- Химический состав стандартных катаных и литых мартенситных нержавеющих сталей %

Марка	По UNS	C	Cr	Mn	Si	Ni	Другие элементы
403	S40300	0,15	11,5-13,0	1,00	0,50	—	
410	S41000		11,5-13,5		1,00		
410NiMo	S41500	0,05	11,4-14,0	0,50-1,00	0,60	3,50-5,50	Mo: 0,50-1,00
414	S41400	0,15	11,5-13,5	1,00	1,00	1,25-2,5	—
416	S41600		12,0-14.0	1,25		—	S: 0,15 min; Mo: 0,60
420	S42000	0,15 min		1,00			—
422	S42200	0.20-0.25	11,5-13,5		0,75	0,50-1,00	Mo: 0,75-1,25; W: 0,75-1,25; V: 0,15-0,30
431	S43100	0,20	15,0-17,0		1,00	1,25-2,50	—
440A	S44002	0,60-0,75	16,0-18,0			—	Mo: 0,75
440B	S44003	0,75-0,95					
440C	S44004	0,95-1,20					
CA-15	—	0,15	11,5-14,0		1,50	1,00	Mo: 0,50
CA-6NM	—	0,06			1,00	3,50-4,50	Mo: 0,40-1,00
Единственное число соответствует максимальному значению.							

Многие мартенситные стали содержат хром от 11,5 до 18 %. Большинство конструкционных сталей содержат углерод от 0,1 до 0,25 %. Некоторые стали содержат небольшие добавки молибдена, ванадия и вольфрама для обеспечения высокотемпературной прочности вследствие формирования устойчивых карбидов. Введение в сталь никеля повышает ее ударную вязкость. Стали марок 440 с высоким содержанием углерода используются там, где требуются высокая твердость, износостойкость и коррозионная стойкость.

Для обеспечения равнопрочности металла шва основному при сварке мартенситных нержавеющих сталей желательно применять электроды с химическим составом, сходным или примерно сходным с основным металлом. Такие сварные швы требуют послесварочной термической обработки, идентичной основному металлу. Однако не для всех марок основного металла имеются сварочные материалы с химическим составом, сходным химическому составу сварочных материалов по нормативной документации американского сварочного

Таблица 4.2 - **Сварочные материалы для сварки мартенситных нержавеющих сталей по классификации AWS**

<table>
<tr><th rowspan="2">Обозначение по AWS</th><th rowspan="2">По UNS</th><th colspan="6">Химический состав, [a] %</th><th rowspan="2">Основной металл</th></tr>
<tr><th>C</th><th>Cr</th><th>Mn</th><th>Si</th><th>Ni</th><th>Mo</th></tr>
<tr><td>E410-XX</td><td>W41010</td><td rowspan="3">0.12</td><td>11,0-13,5</td><td>1,0</td><td>0,90</td><td>0,70</td><td rowspan="2">0,75</td><td rowspan="3">410;
CA-15</td></tr>
<tr><td>ER410</td><td>S41080</td><td>11,5-13,5</td><td rowspan="2">0,6</td><td>0,50</td><td rowspan="2">0,60</td></tr>
<tr><td>E410TX-X</td><td>W41031</td><td>11,0-13,5</td><td>1,00</td><td>0,50</td></tr>
<tr><td>E410NiMo-XX</td><td>W41016</td><td rowspan="3">0,06</td><td rowspan="3">11,0-12,5</td><td>1,0</td><td>0,90</td><td rowspan="3">4,00-5,00</td><td rowspan="3">0,40-0,70</td><td rowspan="3">410NiMo;
CA-6NM</td></tr>
<tr><td>ER410NiMo</td><td>S41086</td><td>0,6</td><td>0,50</td></tr>
<tr><td>E410NiMoTX-X</td><td>W41036</td><td>1,0</td><td>1,00</td></tr>
<tr><td>ER420</td><td>S42080</td><td>0,25-0,40</td><td>12,0-14,0</td><td>0,6</td><td>0,50</td><td>0,60</td><td>0,75</td><td>420</td></tr>
<tr><td colspan="9">[a] Единственное число соответствует максимальному значению.</td></tr>
</table>

общества (AWS). В табл. 4.2 приведены сварочные материалы для сварки мартенситных нержавеющих сталей по классификации AWS и соответствующие марки основного металла. Существует также большое количество не стандартизованных присадочных материалов преимущественно в виде трубчатых проволок для сварки под флюсом, обеспечивающих получение металла шва со средним содержанием углерода и применяемых в основном для наплавки валков на металлургических предприятиях. В некоторых случаях желателен выбор аустенитных присадочных материалов для сварки мартенситных сталей, особенно при возникновении возможности образования холодных трещин, поскольку аустенит лучше растворяет водород и способствует отсутствию трещин. Другой пример желательного использования аустенитных электродов — когда основной металл находится в отожженном состоянии, а сварное соединение эксплуатируется непосредственно после сварки.

Разбавление аустенитного нержавеющего присадочного металла основным мартенситным часто обеспечивает образование двухфазной аустенитно-ферритной микроструктуры, которая имеет низкую твердость по сравнению с основным металлом. Определенная осторожность должна соблюдаться при послесварочной термической обработке, если металлы швов содержат феррит, так как возможно охрупчивание за счет образования сигма-фазы.

Присадочные материалы на основе никеля также металлургически совместимы с мартенситными сталями, и в результате получаются аустенитные сварные швы при низком уровне разбавления основного металла. Вообще разнородные присадочные материалы не используются на практике, исходя из соображений прочности и стоимости. Однако они могут быть полезны для создания переходных слоев между мартенситными и аустенитными нержавеющими сталями, например, в случаях необходимости иметь плавный переход в значениях коэффициента термического расширения или если требуется обеспечить прочность шва выше прочности самого низкопрочного компонента.

4.2 ФИЗИЧЕСКАЯ И МЕХАНИЧЕСКАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ

В широком смысле нержавеющие стали базируются на бинарной системе Fe-C. На псевдобинарной диаграмме (см. рис. 2.1) ферритная фаза (объемно-центрированная кубическая решетка (BCC)) устойчива в широком диапазоне химического состава и температуры. При низком содержании хрома менее 12 % из феррита формируется аустенит (гранецентрированная кубическая решетка (FCC)) при охлаждении в твердом состоянии. Область стабильного состояния аустенита часто называют ***гамма-областью*** из-за ее формы (дословный перевод - петлей из-за ее специфичной формы). При равновесных условиях охлаждения аустенит в пределах отмеченной области диаграммы переходит в феррит. Большинство мартенситных нержавеющих сталей содержат и другие легирующие элементы, прежде всего углерод, который расширяет гамма-область, являясь аустенизатором, и способствует формированию мартенсита. Для описания фазового равновесия применительно к мартенситным нержавеющим сталям более подходят диаграммы тройной системы Fe-Cr-C.

Как отмечено в главе 2, такие диаграммы лучше описывают фазовые превращения в сварных соединениях мартенситных нержавеющих сталей при нагреве и охлаждении в условиях сварки. Псевдобинарное сечение такой тройной диаграммы при содержании хрома 13 % (рис. 4.1) может быть использовано для анализа фазовой стабильности в диапазоне от температур кристаллизации до комнатной температуры [1]. Следует отметить, что при содержании углерода от 0,1 до 0,25 % эти стали кристаллизуются как феррит, но в конце кристаллизации образуется некоторое количество аустенита или феррито-аустенитная смесь.

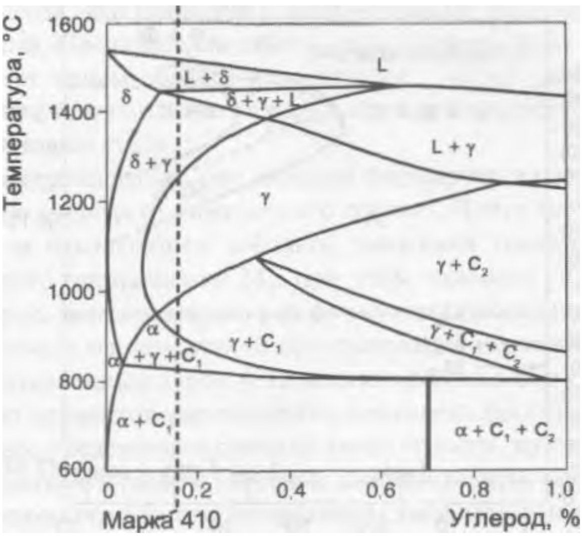


Рисунок 4.1 — Псевдобинарная диаграмма системы Fe-13Cr с номинальным содержанием углерода в соответствии с химическим составом стали марки 410 [1]

При дальнейшем охлаждении, согласно этой диаграмме, при отмеченном выше содержании углерода весь феррит трансформируется в аустенит. При температурах ниже 800 °C (1470 °F) равновесными фазами являются феррит и карбид $Cr_{23}C_6$.

В условиях охлаждения при сварке аустенит, существующий при повышенных температурах, трансформируется в мартенсит. Многие мартенситные нержавеющие стали сохраняют некоторое количество высокотемпературного феррита в мартенситной матрице, но его существование определяется соотношением элементов — ферритизаторов и аустенизаторов. Вопросы по сохранению феррита будут рассматриваться далее. При большем содержании углерода гамма-область расширяется, обеспечивая формирование полностью мартенситной структуры. При повышенном содержании углерода мартенсит становится более твердым и хрупким и, как следствие, более склонным к водородным трещинам и, возможно, к хрупкому разрушению.

Для прогнозирования микроструктуры металла шва и ЗТВ, формирующейся при охлаждении с аустенитной области, применительно к стали марки 410 можно использовать диаграмму из работы [2] изотермического распада аустенита (рис. 4.2). Для стали марки 410 точка кривой начала ферритного превращения (“носик”) отстоит по оси вре-

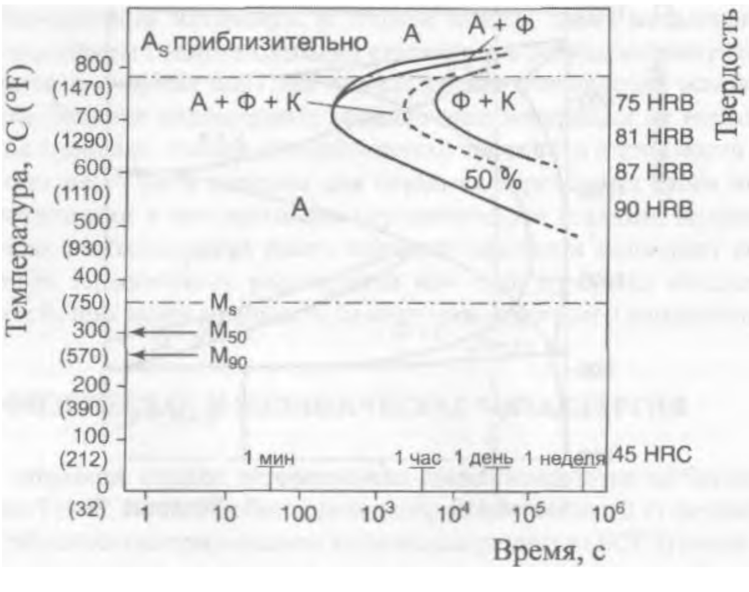


Рисунок 4.2 - Изотермическая диаграмма превращения для нержавеющей стали марки 410 [2]

мени (ось абсцисс) примерно на 100 секунд. Поэтому для большинства способов сварки плавлением в металле шва и частично ЗТВ формируется преимущественно мартенситная структура с высокой твердостью примерно 45 HRC.

Заслуживает внимания тот факт, что, согласно рис. 4.2, высокотемпературный аустенит, будучи охлажденным до температуры менее 700 °С (1290 °F) за время менее 200 с (примерно 3 мин) и с последующей выдержкой при температуре несколько выше температуры начала мартенситного превращения M_s, остается аустенитом в течение недели или более того. Эта особенность может быть очень полезной при выборе температуры предварительного подогрева, а также между проходами при выполнении валиков многопроходных швов мартенситных нержавеющих сталей. Если многопроходные швы выполняются исходя из этих соображений, то они могут остаться аустенитными, что благоприятно повлияет на формирование усадочных деформаций. За это время водород может “уйти” из металла шва, хотя с меньшей скоростью, поскольку его диффузионная подвижность (коэффициент диффузии) в аустените существенно ниже, чем в феррите и мартенсите. По окончании сварки и охлаждения сварного соединения аустенит трансформируется в мартенсит. Это превращение сопровождается увеличением объема, поскольку плотность аустенита выше, чем у феррита и мартенсита, что приводит к формированию напряжений сжатия в металле шва. Последнее способствует предотвращению образования трещин. Этот прием обычно используется в металлургической промышленности при наплавке на валки низкоуглеродистой мартенситной нержавеющей стали.

Интервал температур, при котором формируется мартенсит, зависит в первую очередь от химического состава. Почти все легирующие элементы, за исключением кобальта, понижают температуру начала мартенситного превращения M_s, при этом наиболее сильно воздействует углерод. Был предложен ряд формул для прогнозирования температуры начала мартенситного превращения в нержавеющих сталях [3-9], представленный в табл. 4.3 в виде коэффициентов к содержанию легирующих элементов мартенситных нержавеющих статей. Постоянное слагаемое представляет собой базовый уровень, из которого вычитаются указанные в табл. 4.3 весовые коэффициенты, умноженные на концентрацию конкретного легирующего элемента, а полученный результат является температурой начала мартенситного превращения в градусах Цельсия. Так, например, уравнение, предложенное в работе [3] имеет вид

$$M_s, °C = 540 - (497C + 6{,}3Mn + 36{,}3Ni + 10{,}8Cr + 46{,}6Mo). \quad (4.1)$$

Таблица 4.3 — Коэффициенты в уравнениях для вычисления температуры начала мартенситного превращения, °C

<table>
<tr><th rowspan="2">Источник</th><th rowspan="2">Постоянная величина</th><th colspan="9">Коэффициенты</th></tr>
<tr><th>C</th><th>Mn</th><th>Si</th><th>Cr</th><th>Ni</th><th>Mo</th><th>W</th><th>Co</th><th>Другие элементы</th></tr>
<tr><td>[4]</td><td>499</td><td>-317</td><td rowspan="4">-33,0</td><td rowspan="2">-11,0</td><td>-28,0</td><td rowspan="4">-17,0</td><td>-11,0</td><td rowspan="2">-11</td><td rowspan="3">—</td><td rowspan="7">—</td></tr>
<tr><td>[5]</td><td>551</td><td rowspan="3">-474</td><td rowspan="3">-17,0</td><td></td></tr>
<tr><td>[6]</td><td rowspan="2">561</td><td>—</td><td rowspan="2">-21,0</td><td rowspan="6">—</td></tr>
<tr><td>[8,6]</td><td>-7,5</td><td>+ 10</td></tr>
<tr><td>[7]</td><td rowspan="2">539</td><td rowspan="2">-423</td><td rowspan="2">-30,4</td><td>—</td><td rowspan="2">-12,1</td><td rowspan="2">-17,7</td><td rowspan="2">-7,5</td><td>—</td></tr>
<tr><td>[8,7]</td><td>-7,5</td><td>+ 10</td></tr>
<tr><td>[3]</td><td>540</td><td>-497</td><td>-6,3</td><td>—</td><td>-10,8</td><td>-36,0</td><td>-46,6</td><td rowspan="2">—</td></tr>
<tr><td>[9]</td><td>526</td><td>-354</td><td>-29,7</td><td>-31,7</td><td>-12,5</td><td>-17,4</td><td>-20,8</td><td>*а)*</td></tr>
<tr><td colspan="11">*а)* -1,34(% Ni x % Cr) + 22,4 (% Cr + % Mo) x % C.</td></tr>
</table>

Однако следует проявлять осторожность при использовании этого уравнения, поскольку для данного химического состава, согласно этим соотношениям, разница в прогнозируемой температуре может быть более 100 °C (180 °F). Поэтому рекомендуется выбирать более безопасно прогнозируемое значение. Например, выбор температуры предварительного подогрева следует осуществлять для наиболее высокого значения M_s. Если необходимо получить полное мартенситное превращение при охлаждении с температуры существования аустенитной фазы, то следует выбрать наименьшее значение M_s, так как температура конца мартенситного превращения M_F примерно на 100 °C (180 °F) ниже значения M_s.

У большинства мартенситных нержавеющих сталей (с содержанием углерода от 0,1 до 0,25 %) значение M_s высокое в интервале температур от 200 до 400 °C (от 390 до 750 °F). Поскольку значение M_F обычно ниже значения M_s примерно на 100 °C (180 °F), то мартенситное превращение полностью завершается при комнатной температуре. В высоколегированных сталях с содержанием никеля 4 % или более температура M_F может быть ниже комнатной, и в микроструктуре может остаться некоторое количество аустенита, что способствует повышению ударной вязкости металла.

На рис. 4.3 изображена микроструктура основного металла отпущенной катаной мартенситной нержавеющей стали. Микроструктура состоит в основном из феррита и карбидов, причем отпуск способствует формированию богатых хромом карбидов и/или переходу тетрагональной объемно-центрированной решетки (BCT) мартенсита в кубическую объемно-центрированную решетку феррита (BCC).

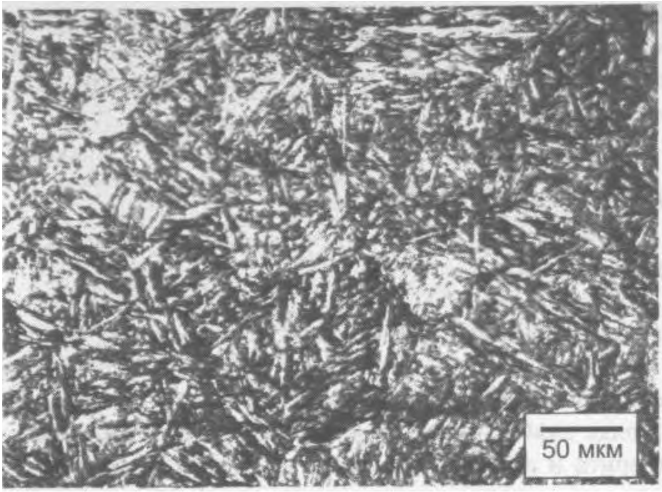


Рисунок 4.3 — Микроструктура нержавеющей стали марки 410 в закаленном и отпущенном состоянии

Таблица 4.4 — Минимальные механические свойства мартенситных нержавеющих сталей

Марка	Термическая обработка	Предел прочности		Предел текучести		Относительное удлинение, %
		МПа	ksi	МПа	ksi	
403	Отжиг	485	70	275	40	20
	Промежуточный отпуск	690	100	550	80	15
	Высокий отпуск	825	120	620	90	12
410	Отжиг	485	70	275	40	20
	Промежуточный отпуск	690	100	550	80	15
	Высокий отпуск	825	120	620	90	12
420	Отжиг	690	100	—	—	15
	Отпуск при температуре 204 °C (400 °F)	1720	250	1480	215	8
431	Отжиг	760	110	—	—	—
	Промежуточный отпуск	795	115	620	90	15
	Высокий отпуск	1210	175	930	135	13
440C	Отжиг	760	110	450	65	14
	Отпуск при температуре 315 °C (600 °F)	1970	285	1900	275	2

Минимальные значения механических свойств нескольких мартенситных нержавеющих сталей в отожженном или отпущенном состоянии представлены в табл. 4.4. Более полные данные по этим вопросам содержатся в работе [10].

4.3 МЕТАЛЛУРГИЯ СВАРКИ

4.3.1 Зона расплавления

Зона расплавления мартенситных нержавеющих сталей с содержанием хрома от 11 до 14 % и углерода от 0,1 до 0,25 % кристаллизуется как дельта-феррит. Сегрегация углерода и других легирующих элементов в ряде случае может привести к образованию аустенита или смеси феррита и аустенита в конце процесса кристаллизации. При охлаждении металла шва в твердом состоянии аустенит поглощает феррит, и при температуре ниже 1100 °С (2012 °F) будет существовать только аустенит. При дальнейшем охлаждении аустенит превратится в феррит. На рис. 4.4 схематично приведена последовательность такого превращения, а на рис. 4.6*а* — соответствующая микроструктура превращения.

Превращение типа 1: микроструктура полностью мартенситная

$$L \rightarrow L + F_p \rightarrow F_p \rightarrow F_p + A \rightarrow A \rightarrow \text{мартенсит.}$$

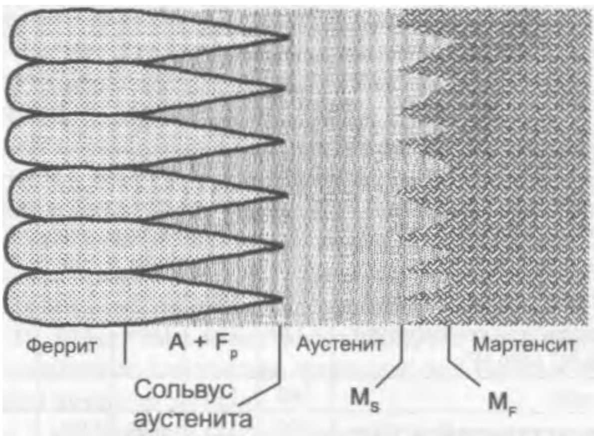


Рисунок 4.4 — Характер превращения в полностью мартенситной зоне расплавления
F_P — первичный феррит; M_s, M_F — температура начала и конца мартенситного превращения, соответственно.

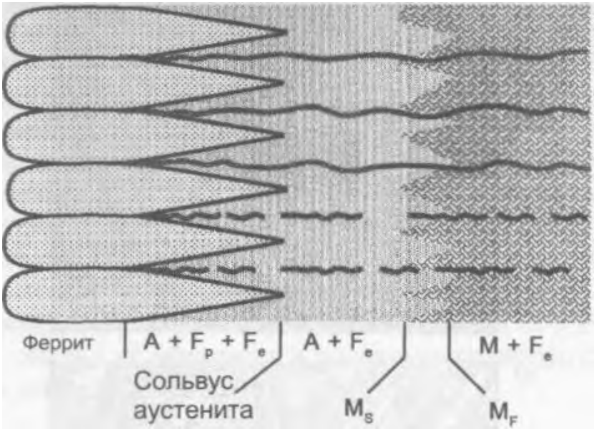


Рисунок 4.5 - Характер превращения в мартенситно-ферритной зоне расплавления
F_P — первичный феррит; F_e — эвтектический феррит;
M_s, M_F - температура начала и конца мартенситного превращения, соответственно.

Если феррит формируется в конце процесса кристаллизации, то он может быть достаточно сильно обогащен элементами-ферритизаторами (в частности, хромом и молибденом, если последний присутствует), и при дальнейшем охлаждении с температур кристаллизации не произойдет превращения его в аустенит. Этот феррит располагается по границам зерен и субзерен, и окончательно микроструктура сварного шва будет состоять из смеси мартенсита и эвтектического феррита, так как феррит образуется по эвтектической реакции в конце процесса кристаллизации. Последовательность превращения схематично показана на рис. 4.5, а соответствующая микроструктура, полученная в результате такого превращения — на рис. 4.6*c*.

Превращение типа 2: двухфазный мартенсит + эвтектический феррит

$$L \rightarrow L + F_p + (A + F_e) \rightarrow F_p + A + F_e \rightarrow A + F_e \rightarrow M + F_e.$$

Также возможно, что изначально образовавшийся первичный феррит не превращается полностью в аустенит при повышенной температуре и сохраняется в структуре вплоть до охлаждения до комнатной температуры.

Превращение типа 3: двухфазный мартенсит + первичный феррит

$$L \rightarrow L+F_p \rightarrow F_p \rightarrow A + F_p \rightarrow M + F_p .$$

Микроструктура, полученная в результате последнего типа превращения, показана на рис. 4.6*b*.

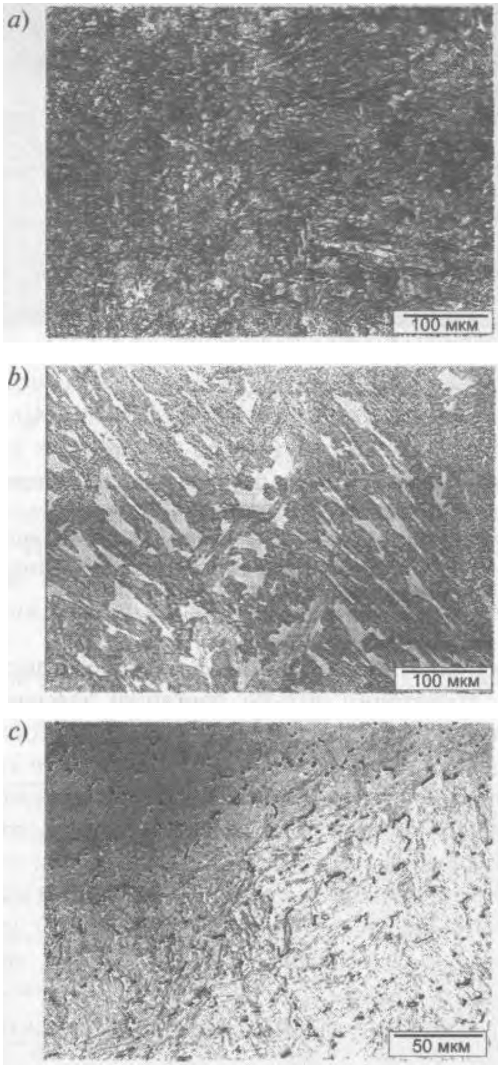


Рисунок 4.6 — Микроструктура зоны расплавления мартенситных нержавеющих сталей: ***a*** - полностью мартенситной марки 410; ***b*** **—** мартенситной марки 410 с некоторым количеством остаточного феррита (темная травленая фаза — мартенсит; светлая травленая фаза — феррит); ***c*** **-** мартенсит с ферритом вдоль границ субзерен при кристаллизации стали 12Cr—1Mo (HT-9) (темная травленая фаза — феррит)

Авторы работы [11] предположили, что феррит может сохраниться вдоль центра осей исходных дендритов феррита вследствие неполного превращения аустенита. Это напоминает механизм “скелетного” образования феррита в аустенитных нержавеющих сталях. Хотя сохранение феррита в центре осей дендритов теоретически возможно при его присутствии в металле сварных швов, однако он обычно располагается по границам зерен и субзерен кристаллизации или вокруг участков мартенсита, как показано на рис. 4.6.

В зависимости от скорости охлаждения по мере его протекания возможно выделение карбидов. Обычно это карбиды $M_{23}C_6$ или M_7C_3, где под буквой М понимаются химические символы Cr и Fe. Последний карбид обычно не образуется в высокоуглеродистых сталях (при содержании углерода более 0,3 %).

4.3.2 Зона термического влияния

Зона термического влияния (ЗТВ) сварных соединений мартенситных нержавеющих сталей в состоянии непосредственно после сварки может иметь участки с различной микроструктурой. Макрошлиф металла шва из нержавеющей стали 12Cr-1Mo, выполненного дуговой сваркой без присадочного материала, показан на рис. 4.7, где различимы две области в ЗТВ: темная, непосредственно примыкающая к зоне расплавления, и более широкая светлая. На рис. 4.8 представлена практически та же диаграмма, что и на рис. 4.1, но для описания микроструктуры низкоуглеродистых сталей (с содержанием углерода 0,15 %). Диаграмма используется для описания структуры ЗТВ на рис. 4.7.

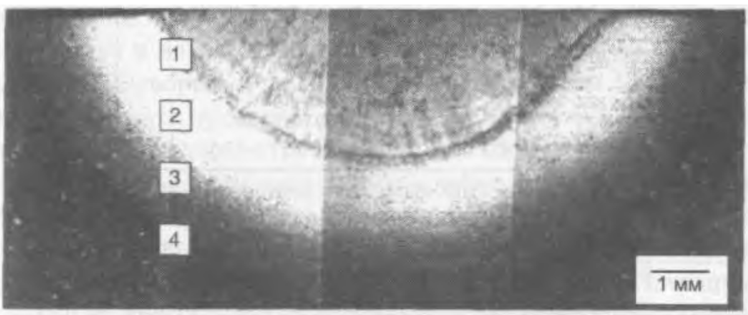


Рисунок 4.7 — Макрошлиф сварного соединения из нержавеющей стали 12Cr—1Mo, выполненного дуговой сваркой вольфрамовым электродом в защитном газе без присадки, отображающий отдельные зоны ЗТВ [12]

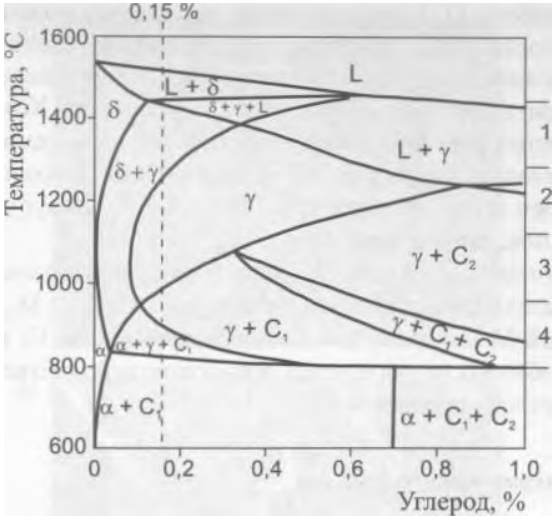


Рисунок 4.8 — Псевдобинарная фазовая диаграмма при содержании 13 % хрома для четырех областей ЗТВ. которые по микроструктуре могут существовать в мартенситной нержавеющей стали при содержании 0,15 % углерода [1]

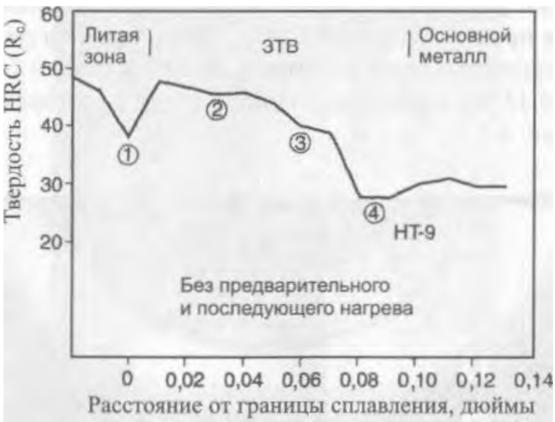


Рисунок 4.9 - Распределение микротвердости в поперечном сечении ЗТВ сварного соединения из стали 12Cr-lMo-0,5W-0,3V-0,2C в состоянии после сварки (без предварительного подогрева или последующей термической обработки), выполненного дуговой сваркой вольфрамовым электродом в защитном газе [12]

В низкоуглеродистых сталях при металлографических исследованиях методами оптической металлографии и при измерении микротвердости могут быть выявлены четыре области, как показано на рис. 4.9, для стали 12Cr-1Mo (см. рис. 4.7). Первая область ЗТВ непосредственно примыкает к границе сплавления. В этой области основная масса металла при повышенной температуре имеет структуру аустенита, однако по границам зерен может присутствовать некоторое количество феррита (рис. 4.10*а*). Так как углерод является аустенизатором, увеличение его концентрации свыше 0,15 % расширит область аустенита и сузит область феррита при повышенной температуре. По мере охлаждения до комнатной температуры аустенит трансформируется в мартенсит, при этом сохраняется некоторое количество феррита. Количество феррита, которое сохранится при комнатной температуре, зависит от его первоначального количества, а также от степени превращения этого феррита по мере его трансформации при охлаждении через область существования аустенита. Присутствие феррита может обеспечить локальное снижение твердости вблизи границы сплавления и в ЗТВ, как показано на рис. 4.9.

Во второй области ЗТВ микроструктура будет полностью аустенитной при повышенной температуре. Температура этой области ЗТВ достаточно высока, и карбиды основного металла будут растворяться, а зерно аустенита расти. По мере охлаждения эта область будет полностью мартенситной. Основная масса углерода перейдет опять в твердый раствор, что обусловливает в общем пик твердости в этой области.

Третья область ЗТВ также переходит в аустенит при сварочном нагреве. Поскольку температура в ней ниже, чем во второй области, то растворение карбидов в ней будет не столь ярко выраженным и рост зерна аустенита будет менее интенсивным. Это относительное снижение роста зерна связано с двумя факторами — с более низкой температурой нагрева и влиянием нерастворившихся карбидных выделений. Отсутствие растворения карбидов приводит к более низкой концентрации углерода в аустените и к дальнейшему снижению твердости мартенсита, формирующегося при охлаждении.

В четвертой области аустенитное превращение отсутствует или незначительно и микроструктура при исследовании средствами оптической металлографии практически идентична микроструктуре основного металла, закаленного и отпущенного. В интервале температур от 800 до 950 °C (от 1470 до 1740 °F) может произойти огрубление карбидных выделений, что приведет к некоторому локальному снижению твердости по сравнению с основным металлом (см. рис. 4.9).

Если сталь содержит углерода больше, то двухфазная зона аустенит + феррит сужается или исчезает (см. рис. 4.8). Это приведет к ис-

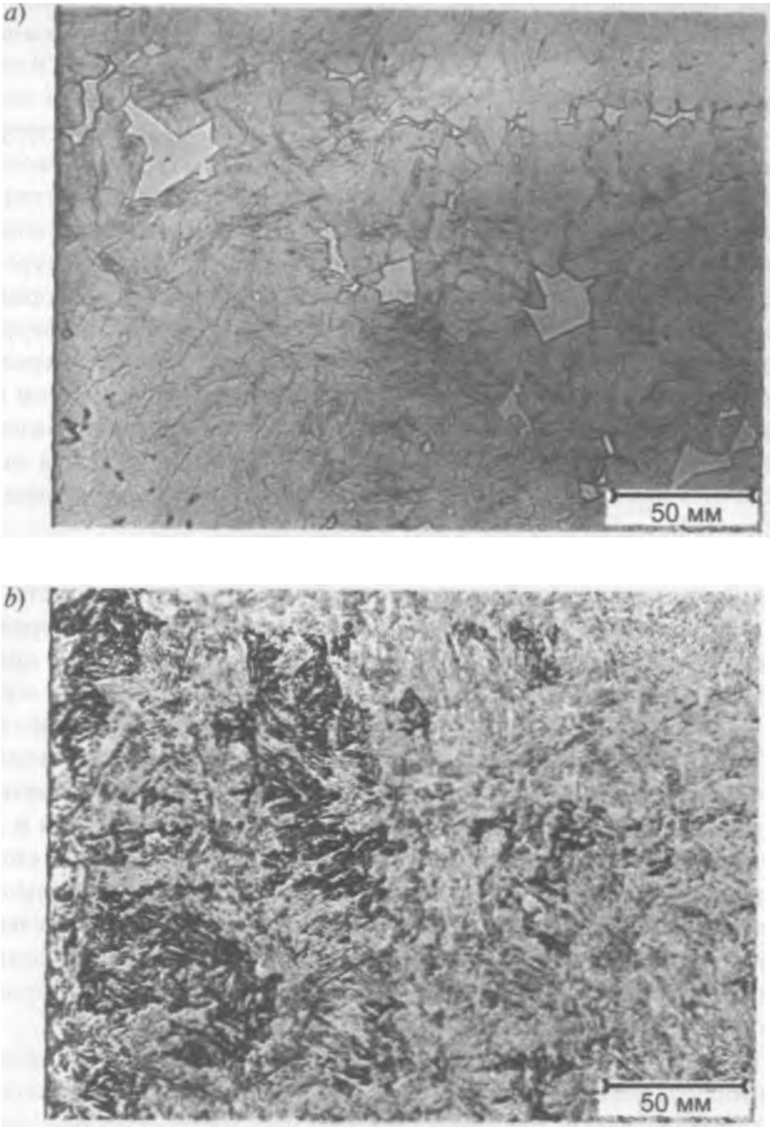


Рисунок 4.10 - Микрошлифы ЗТВ стали 12Cr-1Mo (HT-9): ***a*** - область вблизи границы сплавления, показывающая неотпущенный мартенсит и феррит; ***b*** — область границы ЗТВ, показывающая смесь отпущенного и неотпущенного мартенсита

чезновению зоны низкой твердости на границе сплавления, так как неотпущенный мартенсит займет всю область до границы сплавления. Например, сталь с содержанием углерода 0,4 % не будет иметь структуры феррита в ЗТВ вблизи границы сплавления, как следует из данных, представленных на рис. 4.8. При более низком содержании углерода феррит может образоваться в ЗТВ вблизи границы сплавления, приводя к заметному снижению твердости.

4.3.3 Фазовые превращения

Основное фазовое превращение в сварных швах мартенситных сталей - переход аустенита в мартенсит, который происходит в зоне расплавления и областях ЗТВ, нагретых до соответствующих температур. Если в преимущественно мартенситной структуре мартенситных нержавеющих сталей присутствует более нескольких процентов феррита, то следует принимать во внимание различие в механических свойствах феррита и мартенсита. В горячекатаных сталях это не так важно, поскольку такие структуры расположены слоями параллельно направлению прокатки. Если при этом деформации возникают в направлении, перпендикулярном поверхности листа, что возможно для толстого листа, они будут равномерно распределены между прослойками мартенсита и феррита. В металле шва участки феррита ориентируются преимущественно перпендикулярно поверхности листа, поэтому любые деформации, параллельные поверхности, концентрируются преимущественно в ферритных участках, приводя к разрушениям при более низких напряжениях и удлинениях. На рис. 4.11 показана структура мартенсита металла шва с избыточным ферритом. Более мягкий феррит на этом рисунке показан светлотравленными участками с большими отпечатками пирамидального алмазного индентора (DPH) по сравнению с мартенситными участками. Таким образом, важно уметь прогнозировать наличие в металле шва мартенситных нержавеющих сталей участков ферритной структуры.

На рис. 4.12 вновь показана диаграмма автора работы [13], рассмотренная в главе 3. Она может быть использована для прогнозирования содержания феррита в металле шва большинства мартенситных нержавеющих сталей. Следует отметить, что диаграмма показывает содержание феррита в состоянии непосредственно после сварки и не учитывает возможное превращение феррита в процессе последующих выдержек при повышенных температурах, как, например, при многопроходной сварке или послесварочной термообработке. На рис. 4.12 показаны также химический состав сталей марок 410 и 420. Из анализа данных диаграммы следует, что в металле шва обеих сталей может

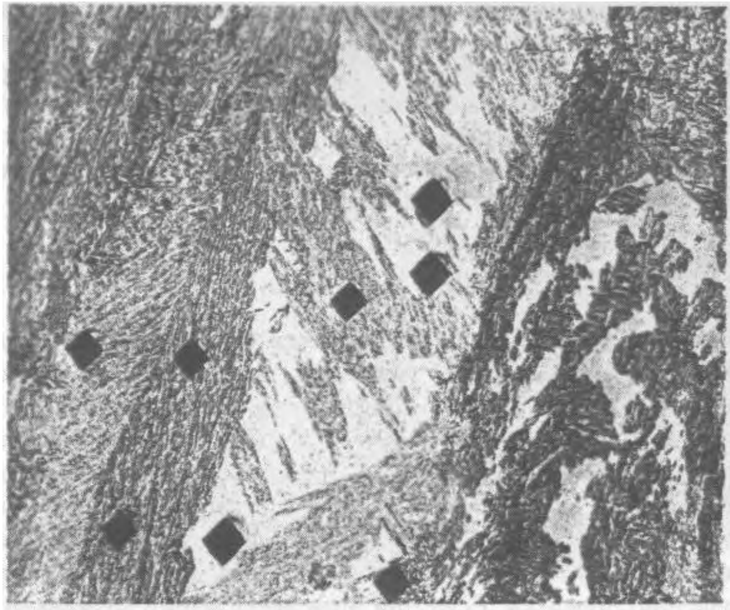


Рисунок 4.11 — Феррит в металле шва мартенситной нержавеющей стали. Химический состав, %: 0,05 С; 0,9 Mn; 0,6 Si; 14,1 Cr; 2,1 Ni; 1 Mo

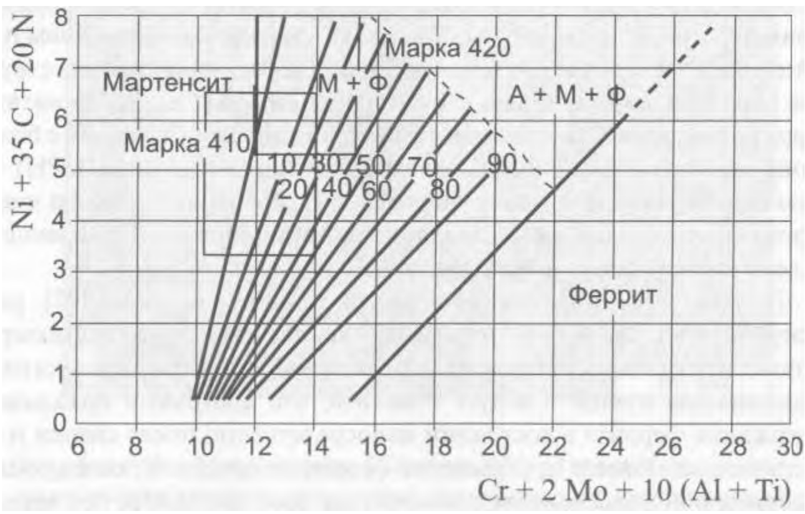


Рисунок 4.12 - Структурная диаграмма Balmforth с нанесенным на нее химическим составом нержавеющих сталей марок 410 и 420 [13]

образовываться феррит. На практике стараются выбрать присадочные материалы таким образом, чтобы минимизировать образование феррита в сварном шве.

4.3.4 Послесварочная термическая обработка

Послесварочная термическая обработка (PWHT) практически всегда требуется для мартенситных нержавеющих сталей. Даже при содержании углерода 0,1 % твердость в сварном соединении после сварки может составлять 30-35 HRC. Послесварочная термическая обработка используется в основном для отпуска мартенсита, но она также обеспечивает некоторое снятие сварочных напряжений. Эта обработка выполняется в диапазоне температур от 480 до 750 °С (от 895 до 1380 °F), однако иногда используют и пониженную температуру — 200 °С (390 °F). Если отпуск производят при температуре ниже 480 °С (900 °F), то не наблюдается снижения твердости, хотя такие температуры позволяют улучшить пластические свойства и стабильность размеров деталей после механической обработки. Время термической обработки зависит от толщины свариваемых деталей, и обычно оно составляет от 30 мин до 2 ч.

В основном цель выполнения послесварочной термической обработки сварных соединений из мартенситных нержавеющих сталей - произвести отпуск мартенсита. При этом очевидно, что мартенсит должен существовать при температуре отпуска. В качестве примера рассмотрим наплавку валков из нержавеющей стали марки 420 посредством сварки под флюсом. Это следует выполнять при использовании предварительного подогрева и температуре между проходами в интервале от 305 до 425 °С (от 600 до 800 °F), которая выше значения M_s. Таким образом, после выполнения сварки в металле шва отсутствует мартенсит: шов является аустенитным и может оставаться аустенитным в течение недели и более. Но если валок будет помещен в печь перед тем как он охладится, то послесварочная термическая обработка будет проводиться на аустените. При этом могут наблюдаться два явления. Во-первых, если послесварочная термическая обработка проведена при температуре 565 °С (1050 °F) в течение 2 ч для достижения твердости 30 HRC (с целью облегчения обработки резанием), то, согласно рис. 4.2, при выгрузке валка из печи в структуре металла будет присутствовать аустенит. Кривая изотермического превращения аустенита стали марки 420 практически такая же, как и стали марки 410, показанная на рис. 4.2, но с меньшим значением M_s. Затем при охлаждении этот аустенит превратится в свежий мартенсит, и твердость металла достигнет значения 45 HRC, что неблагоприятно может повлиять на дальнейшую механическую обработку. Во-вторых, если выдержка при такой температуре составит более длительный промежуток времени (примерно 16 ч), то аустенит может превратиться при этой температуре в феррит и карбиды, в результате чего твердость может иметь значение ниже 20 HRC или приблизительно 90 HRB. Механическая обработка валка, конечно, не составит затруднений, однако продолжительность его работы будет низкой вследствие низкого значения твердости металла. Поэтому важно обеспечить возможность мартенситного превращения после сварки, после чего следует выполнять послесварочную термическую обработку. Обычно это означает охлаждение до температуры приблизительно 100 °C (210 °F) перед началом термической обработки.

С учетом металлургического процесса отпуск обеспечивает превращение мартенсита в феррит и мелкодисперсные карбиды. Такое превращение понижает прочность, но повышает пластические свойства и ударную вязкость. Если при промежуточных температурах образуются карбиды помимо карбидов хрома, то может произойти упрочнение металла, снижающее эффект разупрочнения за счет превращения мартенсита. Это позволяет получить для низкоуглеродистого металла сварного шва, содержащего помимо хрома другие легирующие элементы, твердость и прочность высокоуглеродистого основного металла, если используется правильный режим послесварочной термической обработки.

Такой пример показан на рис. 4.13 (температура по оси абсцисс отложена в градусах по Фаренгейту). Обращает на себя внимание вторичное упрочнение при температуре 480 °C (900 °F) и более плавное снижение твердости стали марки 423L по сравнению с высокоуглеродистой сталью марки 420. Такое плавное снижение твердости желательно, если послесварочная термическая обработка используется с целью получения оптимальной твердости для обработки резанием и/или для соблюдения требований эксплуатации. Для металла валков при использовании механической обработки часто требуется твердость от 30 до 35 HRC. Сталь марки 423L с вторичными характеристиками упрочнения попадает в этот желательный интервал твердости в значительно более широком диапазоне температур термической обработки по сравнению со сталью марки 420. Это может быть важно на производстве, поскольку печь может сразу загружаться группой валков и не каждый валок будет подвергаться послесварочной термической обработке при одной и той же температуре в течение всего времени термической обработки (в печах имеется градиент температуры по рабочему пространству). Следует уделять внимание тому, чтобы не передержать высокохромистые стали в нагретом состоянии, так как в феррите возможны выделения сигма-фазы, которые приводят к охрупчиванию металла.

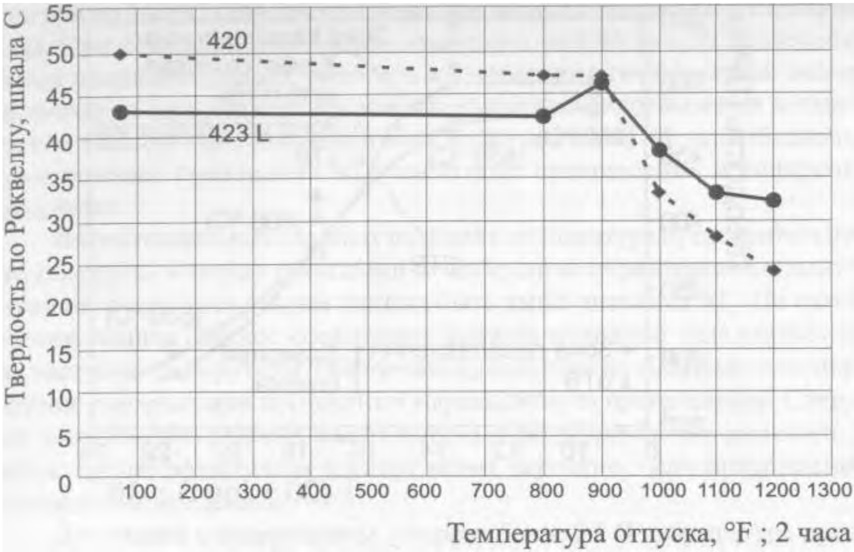


Рисунок 4.13 - Отпуск металла швов мартенситной нержавеющей стали
Химический состав стали, %: марки 420 — 0,20 С; 1,2 Mn; 0,5 Si; 12,0 Cr; марки 423L-0,15С; 1,2 Mn; 0,4 Si; 11,5 Cr; 2 Ni; 1,0 Mo; 0,15 V.

Для полной оптимизации свойств металла шва по отношению к основному металлу все сварное соединение необходимо подвергнуть гомогенизирующей термической обработке (SHT) (дословно — термической обработке раствора) с последующей закалкой и отпуском. Этот вид термической обработки полностью восстановит аустенит во всех участках металла шва и ЗТВ, приведет к превращению основной части или полностью феррита в металле шва и ЗТВ и обеспечит после закалки равномерную мартенситную структуру. Отпуск различного характера следует применять для достижения прочности, пластичности и ударной вязкости. К сожалению, этот подход плохо реализуется на практике, что обусловлено габаритами сварных конструкций и проблемами с их транспортировкой. Кроме того, такая термическая обработка может привести к значительным деформационным искажениям крупногабаритных и/или сложных по форме конструкций.

Обычно диапазон температуры нагрева при отпуске составляет от 480 до 750 °С (от 900 до 1380 °F). В пределах этого диапазона твердость мартенсита понижается в зависимости от времени, причем отпуск происходит более быстро при более высоких температурах. Влияние отпуска на твердость стали 12Cr—1Mo, распределение которой в состоянии после сварки показано на рис. 4.9, представлено на рис. 4.14. График

Рисунок 4.14 — Кривые отпуска для зоны расплавления и ЗТВ стали 12Cr — 1Mo — 0,5W—0,3V - 0,2C [14]

составлен с использованием параметра Ларсона—Миллера (Larson-Miller) для объединения температуры и времени в единственную переменную. ЗТВ на графике соответствует области 2 (см. рис. 4.9), в которой отмечается максимальная твердость в состоянии после сварки. Следует отметить, что нагрев до температуры ниже 600 °С (1110 °F) при отпуске не эффективен, поскольку понижается твердость и практически отсутствует разница в твердости в зоне расплавления шва сварного соединения, выполненного дуговой сваркой в защитном газе без присадки, и в ЗТВ.

4.3.5 Рекомендации по выбору температуры предварительного подогрева, между проходами и послесварочной термической обработки

По аналогии с конструкционными сталями необходимо регулировать температуру предварительного подогрева и между проходами для предотвращения растрескивания, вызванного водородом. При содержании углерода менее 0,06 % в мартенситных нержавеющих сталях, примерами которых могут служить стали 410NiMo, CA-6NM и супермартенситные, такого управления температурами предварительного подогрева и между проходами может не потребоваться при сварке тонколистовых деталей либо потребуется минимальный подогрев до 120 °С (250 °F) при толщине деталей более 12 мм (0,5 дюйма). При содержании углерода в пределах от 0,06 до 0,30 % потребуются предварительный подогрев и управление температурой между проходами шва. При этом в условиях сварки тонколистовых деталей такие температуры поддерживают ниже значения M_s для обеспечения полного протекания мартенситного превращения и диффузии водорода.

В толстолистовых сварных изделиях температура предварительного подогрева и между проходами во избежание образования холодных трещин в процессе сварки должна быть выше значения M_s. По окончании сварки сварное соединение должно медленно охлаждаться до комнатной температуры, обеспечивая достаточную выдержку для диффузии водорода при протекании мартенситного превращения. Следует помнить, что водород имеет высокую растворимость в аустените и образование водородных трещин менее вероятно, если превращение происходит медленнее.

Для сталей с содержанием углерода более 0,3 % температура предварительного подогрева и между проходами должна быть выше значения M_s по изложенным выше причинам. Эти стали следует подогреть до температуры аустенитного состояния, медленно охладить, обеспечив мартенситное превращение, и подвергнуть отпуску. Такая процедура оптимизирует свойства металла шва по отношению к свойствам основного металла. Применительно к высокоуглеродистым мартенситным нержавеющим сталям возможен другой подход. Как отмечалось ранее, обеспечив соответствующую температуру подогрева и между проходами, следует сразу подогреть сварное соединение (не охлаждая) до температуры, при которой аустенит наибыстрейшим образом трансформируется в феррит и карбиды (обычно при температуре 700 °С (1290 °F)), если содержание никеля в стали незначительно или он отсутствует. Затем необходимо выдержать сварное изделие в течение нескольких часов при такой температуре, чтобы обеспечить протекание равновесных изотермических превращений. При таком подходе в металле шва протекают превращения, а основной металл будет подвергнут отпуску, что приведет к низкой твердости металла сварного соединения в целом. В случае необходимости оно может быть легко обработано резанием до требуемых размеров, подвергнуто аустенизации и закалено.

Температурой предварительного подогрева и между проходами можно управлять таким образом, чтобы способствовать мартенситному превращению или избегать его при охлаждении в условиях сварки. По аналогии с конструкционными сталями некоторый подогрев До температуры не выше 120 °С (248 °F) рекомендуется для удаления влаги с поверхности. Для большинства мартенситных нержавеющих сталей этот уровень температуры подогрева и между проходами также позволит полностью произойти мартенситному превращению при охлаждении в процессе сварки, как показано на рис. 4.15 (область А).

Если температура подогрева и между проходами сохраняется ниже значения M_F (см. рис. 4.15, область А), то металл шва и ЗТВ в процессе сварки трансформируется в мартенсит. При этом последующие проходы приведут к отпуску мартенсита. Если промежуточные температуры будут между значениями M_s и M_F, в микроструктуре останется некоторое количество аустенита, которое будет нагрето до температуры отпуска (рис. 4.15, область В). Это приведет к образованию неотпущенного мартенсита при охлаждении с температуры отпуска. При сварке толстолистовых деталей или высокоуглеродистых сталей иногда рекомендуют сохранять температуру между проходами выше значения M_s, как показано на рис. 4.15, область С. Это позволит предотвратить образование мартенсита при сварке и в свою очередь избежать образования водородных трещин. Затем следует сварную конструкцию охладить ниже значения M_F и подвергнуть отпуску.

Важно знать температуру превращения основного и присадочного материалов, чтобы правильно задавать температуру предварительного подогрева и между проходами и не допускать образования неотпущенного мартенсита (см. рис. 4.15, область В). С этой целью полезно использовать соотношения для расчета M_s (см. табл. 4.3). При этом следует соблюдать осторожность, так как такие соотношения дают несовпадающие величины и некоторые из них были разработаны для низколегированных сталей, а не для мартенситных нержавеющих. Рекомендуется иметь в “запасе” минимум 50 °С при расчете значения M_s.

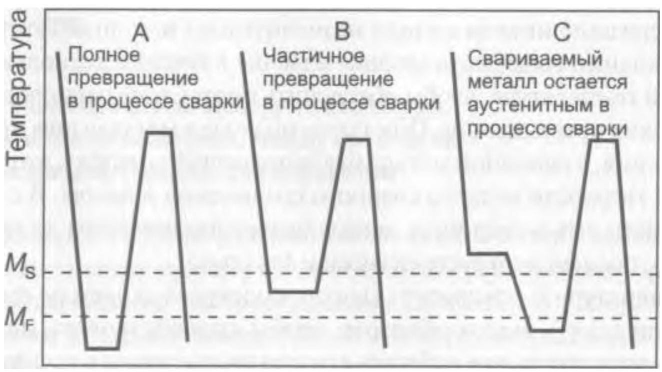


Рисунок 4.15 — Характер превращения при охлаждении в процессе сварки и последующей послесварочной термической обработки

Ранее предложенные авторами работы [4] формулы для низколегированных сталей явились в дальнейшем основой формул для мартенситных нержавеющих сталей авторов работы [5]. Аналогичные формулы применительно к низкоуглеродистым сталям, предложенные независимо авторами работ [6, 7], были доработаны авторами работы [8] за счет введения дополнительных коэффициентов к концентрациям кремния и кобальта для расчета с достаточной точностью значений M_s для мартенситных нержавеющих сталей. Автором работы [3] рекомендована формула непосредственно для мартенситных нержавеющих сталей. Авторами работы [9] на основании регрессионного анализа данных 16 разных исследований получена формула, позволяющая учесть взаимодействие различных факторов. Данные, приведенные в табл. 4.3, не являются исчерпывающими. Каждое прогнозируемое уравнение основывается на химическом составе основного металла или металла шва с соответствующими постоянными слагаемыми и коэффициентами, принимаемыми по табл. 4.3:

$$M_s, {}^\circ C = \text{постоянная} + \%\ C \times C\ (\text{коэффициент углерода}) + \%\ Mn \times Mn\ (\text{коэффициент марганца}) + \ldots \quad (4.2)$$

Следует иметь в виду, что большинство коэффициентов отрицательны и прогнозируемая температура начала мартенситного превращения меньше начальной постоянной температуры. В разделе 4.7 приведены сопоставления расчетов, выполненных для ряда сталей по различным уравнениям.

Выбор послесварочной термической обработки связан с дополнительными проблемами при сварке мартенситных нержавеющих сталей с высоким содержанием никеля. Рассмотрим для примера сталь марки CA-6NM или 410NiMo. При содержании никеля 4,5 % в стали температура A_{C1} ***(температура, при которой на стадии нагрева из мартенсита формируется аустенит)*** понижается до температуры примерно 635 °C (1175 °F). Это эффективно устраняется в конце послесварочной термической обработки при указанной и более высокой температуре, поскольку охлаждение приводит к образованию свежего мартенсита из аустенита, при этом окончательная сварочная термическая обработка при этой и более высокой температуре не требуется.

При изготовлении сварных элементов магистральных трубопроводов для транспортировки сырой нефти перед ее очисткой от кислотных загрязнений, включая воду, сероводород, углекислый газ и хлориды, часто применяют стали марки CA-6NM или 410NiMo. Такая неочищенная нефть считается кислой средой, является полностью коррозионной и в процессе эксплуатации трубопроводов приводит к насыщению стали водородом и способствует образованию трещин в “твердых” швах. В нефтяной промышленности обычно устанавливается максимальная твер-

Таблица 4.5 - Двойной отпуск металла шва стали марки 410NiMo

Химический состав металла шва. %						
C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	N
0,034	0,62	0,24	12,73	3,87	0,57	0,017

Твердость, R_c (по Роквеллу, шкала C)		
В состоянии после сварки	Отпуск 2 ч при *t*=675 °C (1250 °F)	Отпуск 2 ч при *t*= 675 °C (1250 °F), охлаждение на воздухе и отпуск 4 ч при *t* = 615 °C (1140 °F)
34	27	18

Предел прочности		Предел текучести		Относительное удлинение, % (на базе, равной 2 дюймам)	Энергия удара на образцах Шарли с V-образным надрезом (CVN)	
МПа	ksi	МПа	ksi		Дж, при *t* = -75 °C	Фут х фунт, при *t* = -103 °F
757	110	584	85	20	59	44

дость металла швов, равная 22 HRC. Этого трудно добиться в условиях отпуска при температурах ниже A_{C1}. Было установлено, что необходимо проводить двойной отпуск: первый при температуре выше A_{C1} но ниже A_{C3}, т. е. температуры полного превращения аустенита с последующим охлаждением до комнатной температуры, повторный - при температуре ниже A_{C1}. Первый отпуск приводит к превращению части металла шва (возможно, и основного металла) в аустенит и обеспечивает высокий отпуск не трансформирующейся части мартенсита. Охлаждение до комнатной температуры необходимо, так как оно обеспечивает протекание мартенситного превращения в аустенизированной части металла. Этот новый мартенсит становится менее твердым при повторном отпуске. В табл. 4.5 приведены данные применительно к металлу шва стали марки 410NiMo при использовании двойного отпуска.

4.4 МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ

Требуемый минимальный уровень механических свойств металла шва мартенситных нержавеющих сталей, согласно стандарту AWS A5.4—92, приведен в табл. 4.6. Следует обратить внимание, что только две марки присадочного металла: E410 и E410NiMo — удовлетворяют требованиям этого стандарта, а представленные в таблице свойства соответствуют металлу шва в отпущенном состоянии. Относительно низкий предел прочности металла шва E410 соответствует предельному отпуску, выполненному, согласно этому стандарту. Относительно высокие значения предела прочности до 625 МПа (90 ksi) или более того могут быть достигнуты при менее резком отпуске.

Таблица 4.6 — Механические свойства металла швов

Классификация по AWS	По UNS	Минимальный предел прочности		Минимальное относительное удлинение, % на базе 50 мм (2 дюйма)	Послесварочная термическая обработка
		МПа	ksi		
E410-XX	W41010	520	75	20	a)
E410NiMo-XX	W41016	760	110	15	b)

a) Подогрев при температуре от 730 до 760 °С (от 1350 до 1400 °F), выдержка - 1 ч, охлаждение с печью со скоростью 55 °С/ч (100 °F/ч) до температуры 315 °С (600 °F) и охлаждение на воздухе до температуры окружающей среды (высокий отпуск).

b) Подогрев при температуре от 595 до 620 °С (от 1100 до 1150 °F) выдержка- 1 ч и охлаждение на воздухе до температуры окружающей среды.

Примечание - Данные в таблице приведены в соответствии с ANSI/AWS A5.4-92.

4.5 СВАРИВАЕМОСТЬ

Поскольку после сварки в сварных соединениях мартенситных нержавеющих сталей присутствует неотпущенный мартенсит, такие стали склонны к растрескиванию, вызванному водородом. При сварке этих сталей рекомендуется применять предварительный подогрев и послесварочную термическую обработку, что также снижает остаточные напряжения. Применение низководородных технологий снижает насыщение шва водородом, что весьма существенно при сварке мартенситных нержавеющих сталей.

Пластические свойства и ударная вязкость - важные свойства металлов. Материалы с низкими пластическими свойствами потенциально склонны к хрупкому разрушению при динамической нагрузке. Они также склонны к внезапным катастрофическим разрушениям. Послесварочная термическая обработка может улучшить пластические свойства сварных элементов из мартенситных нержавеющих сталей за счет отпуска мартенсита. В табл. 4.7 приведены результаты механических испытаний на растяжение для металла швов нескольких мартенситных нержавеющих сталей, способ сварки - дуговая сварка под флюсом (SAW). Для наплавки валков использовались все стали.

Из данных табл. 4.7 следует, что с повышением температуры послесварочной термической обработки прочность и твердость металла снижаются, а пластические свойства повышаются. Следует отметить, что небольшие добавки ванадия способствуют более медленному снижению твердости металла по мере роста температуры послесварочной термической обработки. Это связано с вторичным упрочнением за счет выпадения карбидов ванадия в указанном диапазоне температуры послесварочной термической обработки.

4.5.1 Кристаллизационное и ликвационное растрескивание

Большинство нержавеющих мартенситных сталей кристаллизуются как феррит, поэтому их склонность к кристаллизационному растрескиванию достаточна низка. Однако, как известно, определенные факторы увеличивают склонность к ликвационному или кристаллизационному растрескиванию. Этими факторами являются наличие ниобия в стали и низкое содержание марганца в ней. Нержавеющие мартенситные стали с высоким содержанием углерода могут кристаллизоваться, как аустенит, что делает их более склонными к кристаллизационному растрескиванию. Такое растрескивание наблюдалось в сталях с содержанием хрома 12 % при наличии ниобия вследствие сегрегации последнего. Ликвационное растрескивание в мартенситных нержавеющих сталях встречается редко.

Таблица 4.7 — **Влияние послесварочной термической обработки на металл шва мартенситных нержавеющих сталей**

Химический состав, %	**Марка стали**					
	410	**410NiMo** [а)]	**420**	**423L** [а)]	**423Cr** [а)]	**424A** [а)]
C	**0,08**	**0,05**	**0,23**	**0,15**	**0,15**	**0,09**
Mn	**0,8**	**0,80**	**1,20**	**1,20**	**1,20**	**0,80**
Si	**0,4**	**0,50**	**0,40**	**0,40**	**0,40**	**0,40**
Cr	**12,5**	**13,00**	**13,00**	**11,50**	**13,50**	**13,00**
Ni	**-**	**2,00**	**-**	**2,00**	**2,00**	**4,50**
Mo		**1,00**		**1,00**	**1,00**	**1.00**
V		**-**		**0,15**	**0,15**	**-**
Твердость по Роквеллу, шкала С						
В состоянии после сварки	**26**	**36**	**52**	**43**	**46**	**43**
***t* =425 °С (800 °F), 2 ч**	**25**	**39**	**48**	**42**	**45**	**41**
***t* =480 °С (900 °F), 2 ч**	**25**	**38**	**48**	**46**	**46**	**39**
***t* =535 °С (1000 °F), 2 ч**	**21**	**29**	**36**	**38**	**38**	**35**
***t* =600 °С (1100 °F), 2 ч**	**13**	**25**	**30**	**33**	**34**	**31**
***t* =650 °С (1200 °F), 2 ч**	**10**	**19**	**27**	**32**	**32**	**28**
Предел прочности после нагрева до указанной температуры. МПа (ksi)						
***t* =425 °С (800 °F)**	**1113(159)**	**1190(170)**	**1603 (229)**	**1421 (203)**	**1484(212)**	**1281 (183)**
***t* = 480 °С (900 °F)**	**1148(164)**	**1113(159)**	**1386(198)**	**1435 (205)**	**1435 (205)**	**1288 (184)**
***t* =535 °С (1000 °F)**	**826(118)**	**924(132)**	**1057 (151)**	**1176(168)**	**1204(172)**	**1043 (149)**
***t* =600 °С (1100 °F)**	**777(111)**	**868 (124)**	**987 (141)**	**1120(160)**	**1092 (156)**	**966(138)**
***t* =650 °С (1200 °F)**	**728(104)**	**819(117)**	**896 (128)**	**1071 (153)**	**1071 (153)**	**1001(143)**

Окончание таблицы 4.7

	Марка стали					
	410	410NiMo [a)]	420	423L [a)]	423Cr [a)]	424A [a)]
Предел текучести после нагрева до указанной температуры, МПа (ksi)						
t = 425 °C (800 °F)	903(129)	938(134)	1246(178)	1183(169)	1183(169)	1071(153)
t =480 °C (900 °F)	847(121)	924(132)	875(125)	1043(149)	1141(163)	1092(156)
t =535 °C (1000 °F)	679(97)	805(115)	826(118)	1001(143)	994(142)	889(127)
t =600 °C (1100 °F)	658(94)	735(105)	819(117)	1008(144)	875(125)	791(113)
t =650 °C (1200 °F)	602(86)	623(89)	742(106)	868(124)	861(123)	742(106)
Относительное удлинение после нагрева до указанной температуры, %						
t =425 °C (800 °F)	3	7	2	4	6	10
t =480 °C (900 °F)	6	14	3	8	2	12
t =535 °C (1000 °F)	16	17	15	12	10	11
t =600 °C (1100 °F)	17	19	15	14	11	14
t = 650 °C (1200 °F)	20	18	17	14	12	11

[a)] **Указанные стали не соответствуют стандартам ASTM. Химический состав приведен в приложении 1.**

Примечание — Данные, приведенные в таблице, заимствованы у компании Lincoln Electric.

4.5.2 Растрескивание при повторном подогреве

Растрескивание при повторном подогреве возникает при нагреве под послесварочную термическую обработку или при подогреве предыдущих проходов в многопроходных швах. Образование трещин связывают с наличием молибдена, а также таких примесей, как сера, фосфор, сурьма, олово, бор и медь. Для предупреждения образования трещин следует снижать наличие указанных примесей в стали, увеличивать тепловложение и устранять концентраторы напряжений. Вообще мартенситные нержавеющие стали не считаются склонными к такому виду растрескивания в отличие от многих низколегированных высокопрочных сталей, легированных хромом, молибденом и ванадием.

4.5.3 Растрескивание, вызванное водородом

Растрескивание, вызванное водородом (HIC), зависит от химического состава стали, содержания водорода, микроструктуры и жесткости сварного элемента. Управляя указанными факторами, возможно избежать этого вида растрескивания. Применение низководородных технологий сварки, использование предварительного и сопутствующего подогрева помогают снизить содержание водорода. Два последних фактора также позволяют снизить скорость охлаждения, что приводит к отпуску мартенсита. Полезно также медленное охлаждение от температур, полученных в многопроходных швах, до температуры конца мартенситного превращения. Так, например, при наплавке мартенситными нержавеющими сталями валков установок непрерывной разливки стали валки снимают со сварочной оснастки и со всех сторон закрывают теплоизоляционными материалами для медленного охлаждения до температуры 100 °C (212 °F) в течение от 16 до 24 ч.

В некоторых случаях для сварки определенных марок мартенситных нержавеющих сталей применяют аустенитные нержавеющие присадочные материалы. Это приводит к образованию в шве двухфазного металла аустенит + феррит с повышенной растворимостью водорода и к повышению ударной вязкости и пластических свойств. Металл таких швов имеет меньшую прочность по сравнению с основным металлом, что следует учитывать при проектировании сварных конструкций. Наиболее часто аустенитные присадочные материалы используют при сварке нержавеющей стали марки 410, которая находится перед сваркой в отожженном состоянии и не подвергается послесварочной термической обработке. Согласно требованиям стандарта ASTM A240, отожженная сталь марки 410 имеет минимальный предел прочности 450 МПа (65 ksi) и минимальный предел текучести 210 МПа (30 ksi), поэтому используют в этом случае присадочные материалы марки 309L. Следует отметить, что прочностные показатели указанного присадочного металла выше таковых для основного металла марки 410. Наиболее часто используют дуговую сварку плавящимся электродом в защитном газе, применяя в качестве электродного материала ER309LSI, поскольку данный способ сварки обеспечивает низкое тепловложение в свариваемый элемент, минимизируя ширину ЗТВ. Кроме того, для этого способа сварки характерно низкое содержание водорода в шве, что позволяет использовать сварные конструкции в состоянии после сварки для различного применения.

4.6 СУПЕРМАРТЕНСИТНЫЕ НЕРЖАВЕЮЩИЕ СТАЛИ

Супермартенситные нержавеющие стали были представлены в 90-е годы XX века как недорогая альтернатива аустенитным и дуплексным нержавеющим сталям для изготовления трубопроводов, эксплуатируемых под водой. Эти стали имеют сопоставимые свойства и лучшую свариваемость по сравнению с марками стандартных мартенситных сталей. Их более низкая стоимость по сравнению с отмеченными группами сталей связана с меньшим содержанием легирующих элементов. Супермартенситные нержавеющие стали используются в нефтехимической промышленности: в трубопроводах сбора или транспортировки нефти и газа, содержащих углекислый газ или сероводород до переработки нефтепродуктов.

Улучшение свариваемости этих сталей по сравнению с обыкновенными мартенситными достигается снижением содержания углерода до 0,02 % или менее, что позволяет формироваться “мягкому” низкоуглеродистому мартенситу, который более стоек к водородному растрескиванию по сравнению со стандартными мартенситными сталями. Проведение отпуска также требуется для оптимизации свойств, однако в некоторых случаях конструкции из таких сталей можно использовать и в состоянии после сварки. С целью компенсации снижения углерода в эти стали добавляют никель для формирования аустенита и расширения аустенитной области на фазовой диаграмме, что повышает твердость стали. Молибден добавляют для повышения стойкости к коррозии, в то время как титан — для стабилизации углерода за счет формирования карбида TiC и модифицирующего воздействия для измельчения зерна. В работе [15] дан обзор супермартенситных сталей, которые подразделены на три группы — низко-, средне- и высоколегированные.

Таблица 4.8- **Примерный химический состав низко-, средне- и высоколегированных супермартенситных сталей**

Сталь	Номинальный химический состав, %								
	C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	Cu	N	Другие элементы
Низколегированная	0,01	1,5	0,2	11	1,5	-	0,5	0,01, не более	-
Среднелегированная	0,01	0,5	0,2	13	4,5	1,0	0,5	0,05 [a)]	Ti [b)]
Высоколегированная	0,01	0,5	0,2	12	6,0	2,5	0,2	0,05 [a)]	Ti или V [b)]

[a)]Некоторые стали содержат не более 0,01 %, другие — 0,08 %.
[b)] Следы - до 0,3 %.
Источник информации: Marshall and Farrar [15].

В табл. 4.8 приведен примерный химический состав этих трех групп супермартенситных нержавеющих сталей. Такие стали интенсивно разрабатываются, часто появляются марки с новым химическим составом, но на момент публикации данной монографии отсутствовала их промышленная стандартизация.

Механические свойства указанных сталей сопоставимы с таковыми для стандартных мартенситных нержавеющих сталей. Нормируемые значения механических свойств: предел текучести — от 625 до 760 МПа (от 90 до 110 ksi); предел прочности — от 830 до 900 МПа (от 120 до 130 ksi) и относительное удлинение — от 18 до 25 %. Указанные свойства относятся к закаленному и отпущенному основному металлу. Кристаллизуясь в ферритную фазу, эти стали показывают хорошую стойкость против кристаллизационных трещин в сварных швах. Склонность к водородному растрескиванию у них также низка благодаря низкому содержанию углерода и “мягкости” мартенсита. Твердость в состоянии после сварки обычно ниже 30 HRC (около 300 HV).

Для сварки этих сталей экспериментально подбирали присадочные материалы по химическому составу, сходному основному металлу по прочности и коррозионной стойкости, но в настоящее время имеется очень мало таких присадочных материалов. Дуплексные нержавеющие стали, например, марки 2209, могут также использоваться в качестве присадки для формирования прочного и вязкого металла шва, но прочность его будет ниже прочности основного металла. Присадочные материалы высокопрочных супердуплексных нержавеющих сталей с содержанием хрома 25 %, известные под торговой маркой Zeron 100, могут обеспечить прочность шва, близкую к прочности основного металла в состоянии после сварки. Многие мили подводных трубопроводов, изготовленных из таких сталей, были проложены в Северном море и других местах. Первоначально трубопроводы вводили в эксплуатацию в состоянии после сварки, но при этом наблюдалась межкристаллитная коррозия в ЗТВ [16]. Было установлено. что краткая послесварочная термическая обработка (нагрев в течение 5 мин при температуре 650 °С (1200 °F) с последующей закалкой в воле) решает проблему межкристаллитной коррозии без образования нежелательных выделений в корневых проходах сварных швов дуплексных нержавеющих сталей с содержанием хрома 22 % или в заполняющих проходах супердуплексных сталей с содержанием хрома 25 %. На момент написания данной монографии такой подход стал общепринятым для шельфовых трубопроводов, изготовляемых из супермартенситных нержавеющих сталей. Следует отметить, что присадочные материалы из дуплексных нержавеющих сталей не могут использоваться в случае применения послесварочной термообработки с более длительным подогревом вследствие охрупчивания из-за интерметаллидных выделений при такой термообработке. Этот аспект рассмотрен более детально в главе 7.

Супермартенситные нержавеющие стали преимущественно имеют структуру мартенсита в состоянии после сварки, как и стандартные марки мартенситных нержавеющих сталей с содержанием хрома от 12 до 13 %, но многие из этих сталей могут содержать в микроструктуре при комнатной температуре и некоторое количество феррита. Вследствие значительного содержания никеля и очень низкого содержания углерода диаграмма автора работы [13] (см. рис. 3.22 и 4.12) не дает точного прогнозирования содержания феррита и ее не следует применять в таком виде для этих сталей.

Сотрудниками Британского института сварки была разработана предварительная диаграмма (рис. 4.16) для прогнозирования содержания феррита в ЗТВ низкоуглеродистых сталей с содержанием хрома 13 %. Число исследованных сталей было незначительно, особенно с высоким содержанием никеля. Поэтому данную диаграмму следует рассматривать скорее как дающую качественную оценку микроструктуре. Кроме того, поскольку диаграмма разработана для оценки микроструктуры ЗТВ, ее применение к металлу шва остается проблематичным.

При высоком содержании никеля в среднелегированных и особенно в высоколегированных супермартенситных нержавеющих сталях резко снижается температура A_{C1}, при которой при нагревании начинает формироваться аустенит. Исходя из соотношения, полученного в Британском институте сварки, при содержании никеля 4 % значение

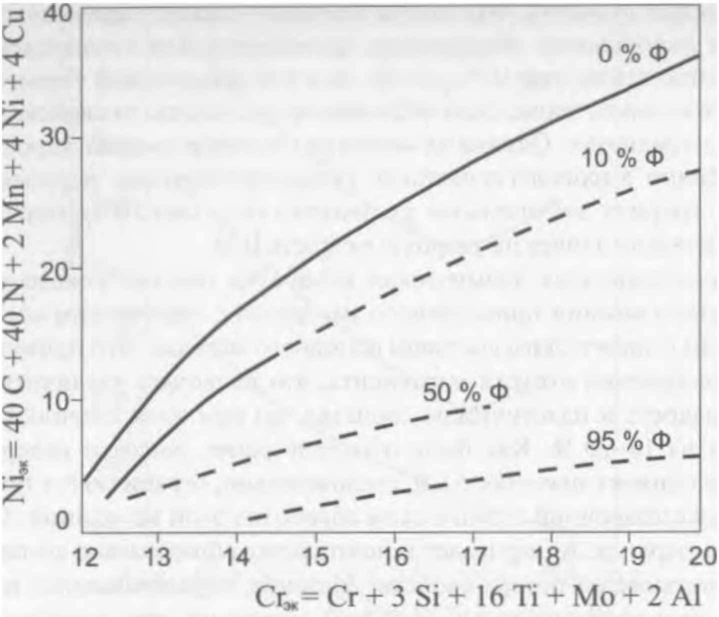


Рисунок 4.16 — Содержание феррита в ЗТВ супермартенситных нержавеющих сталей [17]

A_{C1} может составить 500 °C (930 °F). В свою очередь это может усложнить проведение послесварочной термической обработки, поскольку для отпуска мартенситных сталей требуется температура свыше 600 °C (1110 °F). Ниже 600 °C (1110 °F) скорость диффузии становится низкой, и время выдержки при такой температуре может быть весьма значительным. Для оценки значения A_{C1} сталей с содержанием хрома 13 % и углерода менее 0,05 % Британским институтом сварки предложено следующее выражение:

$$A_{C1}, °C = 850-1500\,(C+N) - 50\,Ni - 25\,Mn + \\ + 25\,Si + 25\,Mo + 20\,(Cr—10). \qquad (4.3)$$

В работе [15] показано, что для низколегированных супермартенситных сталей действительное значение A_{C1} составляет примерно 650 °C (1200 °F), а для высоколегированных — 630 °C (1170 °F). Это существенно выше значений, полученных по формуле (4.3). Исходя из такого различия, выбор температуры послесварочного отпуска необходимо производить весьма осторожно и проверять экспериментально во избежание непредвиденной закалки структуры, сформировавшейся вследствие частичного превращения в аустенит.

Следует отметить, что никель оказывает сильное влияние, однако можно использовать легирование молибденом для противодействия снижению температуры A_{C1}. Если при послесварочной термической обработке вновь происходит образование аустенита, то свойства материала деградируют. Однако в состоянии поставки среднелегированные и особенно высоколегированные супермартенситные нержавеющие стали содержат значительное количество остаточного аустенита, что положительно влияет на ударную вязкость [15].

Послесварочная термическая обработка обычно рекомендуется при использовании присадочного материала с химическим составом, сходным с химическим составом основного металла. Это применяется для обеспечения отпуска мартенсита, что позволяет увеличить ударную вязкость и пластические свойства, но при этом прочность снижается на 10—20 %. Как было отмечено ранее, высокое содержание никеля снижает значение A_{C1} и, следовательно, ограничивает температуру послесварочной термической обработки этой величиной. Отпуск при температуре A_{C1} приведет к повторному образованию аустенита и соответствующей потере свойств. Аустенит, образовавшийся при отпуске, трансформируется в “свежий” мартенсит при охлаждении до комнатной температуры. Отметим, что послесварочная термическая обработка в течение 5 минут при температуре 650 °C (1200 °F), обычно используемая при изготовлении трубопроводов из супермартенситных нержавеющих сталей, применяется ко многим таким сталям при температуре свыше A_{C1}.

Влияние времени отпуска и температуры на снижение твердости супермартенситных сталей показано на рис. 4.17. Совместное влияние времени и температуры вновь показано с использованием параметра P (Larson-Miller). Следует заметить, что темп падения твердости одинаков при различном содержании углерода и что при более высоком его содержании эффект упрочнения наблюдается при более высоких значениях параметра P. На рис. 4.18 показано влияние температуры отпуска на формирование аустенита. Нельзя не заметить, что при температуре 600 °C (1110 °F) микроструктура стали 13Cr — 6Ni может содержать до 30 % остаточного аустенита.

Ожидается, что супермартенситные стали будут и далее развиваться как важный технический материал для нефтяной и газовой промышленности, а также и для других целей. В момент написания данной монографии продолжаются интенсивные исследования по металлургии сварки этих сталей и выявлению соотношений микроструктура — свойства. Прогресс в металлургии сварки и свариваемости супермартенситных сталей будет ключевым аспектом для их широкого внедрения.

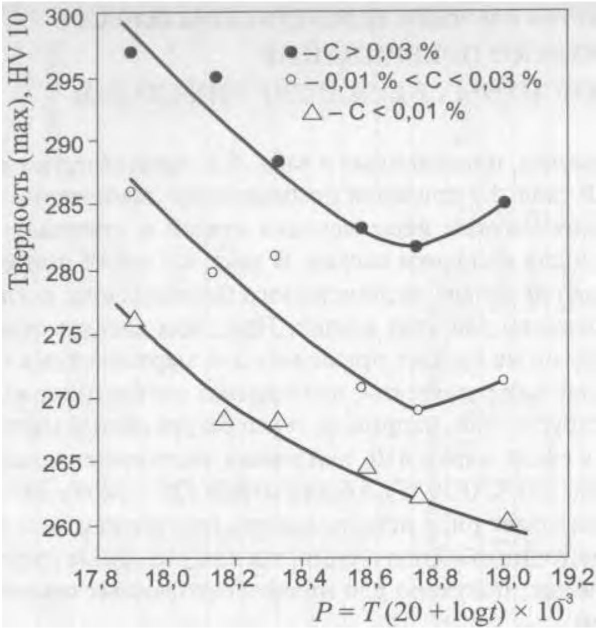


Рисунок 4.17 - Изменение твердости в зависимости от параметра отпуска “время-температура” [17]

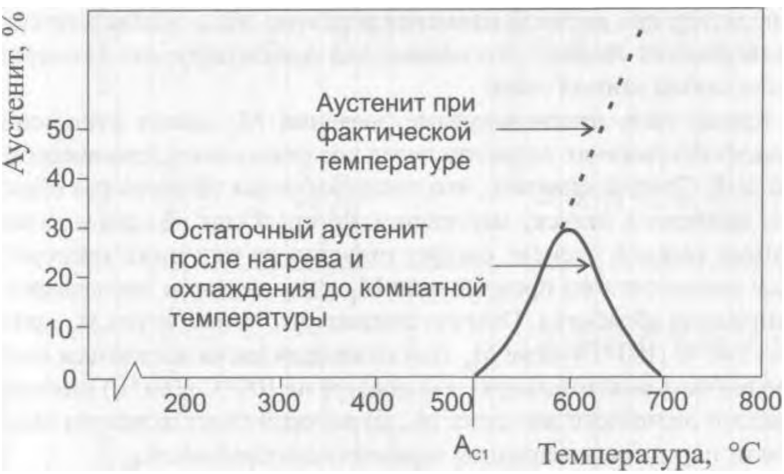


Рисунок 4.18 - Содержание аустенита в супермартенситной стали с содержанием 13 % хрома при повышенной температуре и остаточного аустенита при комнатной температуре [17]

4.7 ПРИМЕРЫ РАСЧЕТА ТЕМПЕРАТУРЫ НАЧАЛА МАРТЕНСИТНОГО ПРЕВРАЩЕНИЯ ДЛЯ МАРТЕНСИТНЫХ НЕРЖАВЕЮЩИХ СТАЛЕЙ

Соотношения, приведенные в табл. 4.3, прогнозируют различные результаты. В табл. 4.9 приведен номинальный химический состав нескольких мартенситных нержавеющих сталей и специальной стали, используемой для наплавки валков. В табл. 4.3 также приведены значения температур начала мартенситного превращения, согласно каждому соотношению для этих сталей. При этом следует отметить, что уравнение Payson не следует применять для мартенситных нержавеющих сталей, так как результаты, полученные с его помощью, резко отличаются от других. Так, например, температура начала мартенситного превращения стали марки 410, найденная экспериментально, составляет примерно 330 °C (630 °F), а стали марки 420 — около 300 °C (570 °F) [18]. Это показывает риск использования прогнозируемых уравнений без анализа источника их получения, так как указанное уравнение, как отмечалось выше, получено для низколегированных сталей, а не для нержавеющих.

Упомянутые выше соотношения показывают различные значения температуры начала мартенситного превращения M_s. Поэтому необходима определенная стратегия выбора минимальных температур подогрева и между проходами в многопроходных швах в соответствии с различными значениями M_s. По-видимому, следует выбирать такую температуру, при которой наименее вероятно образование мартенсита до завершения сварки. Это наивысшая прогнозируемая температура M_s для любой данной стали.

Кроме того, прогнозируемые значения M_s имеют отношение к охлаждению сварного элемента перед послесварочной термической обработкой. Следует отметить, что послесварочная термическая обработка не приведет к отпуску мартенсита, который еще не сформировался. Поэтому сварной элемент следует охладить до или ниже температуры конца мартенситного превращения M_F перед началом послесварочной термической обработки. Обычно считают, что температура M_F примерно на 100 °C (180 °F) ниже M_s. Для снижения риска ошибиться необходимо выбрать максимальную температуру на 100 °C (180 °F) ниже самого малого расчетного значения M_s, до которой будет охлажден сварной элемент перед послесварочной термической обработкой.

Однако в табл. 4.9 значения M_s всех предложенных соотношений, за исключением работы [9], являются слишком низкими для высокоуглеродистой стали марки 440A. Знание значений M_s или их расчет по различным соотношениям могут быть весьма полезны при выборе

Таблица 4.9 — **Прогнозируемые температуры начала мартенситного превращения для мартенситных нержавеющих сталей**

Химический состав, %	Марка стали							Сталь для валков
	410	414	410NiMo	420	422	431	420A	
	Марка стали по UNS							
	S41000	S41400	S41500	S42000	S42200	S43100	S44002	
C	0,11	0,08	0,03	0,20	0,22	0,10	0,70	0,18
Mn	0,50	0,50	0,75	0,50	0,75	0,50	0,50	1,10
Si			0,30		0,25			0,40
Cr	12,50	12,50	12,75	13,00	11,80	16,00	17,00	13,50
Ni		2,00	4,50	—	0,75	2,00	-	2,70
Mo		-	0,75		1,10	-		1,00
V			-		0,25			0,20
W					1,10			-
Co					—			2,00
Источник	Прогнозируемая температура начала мартенситного превращения, °C							
[4]	92	68	28	50	47	Минус 37	Минус 221	Минус 23
[5]	264	245	200	213	171	176	Минус 92	129
[6]	280	260	213	229	196	191	Минус 76	143
[8,6]	276	256	211	225	194	187	Минус 80	160
[7]	326	303	264	282	259	253	22	211
[8,7]	322	300	262	278	257	249	18	228
[3]	347	289	219	297	271	242	5	200
[9]	331	265	163	320	286	218	302	190

температуры предварительного подогрева и между проходами для мартенситных нержавеющих сталей. Это также поможет определить минимально допустимую температуру сварного элемента перед началом послесварочной термической обработки.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК К ГЛАВЕ 4

[1] Castro R., Tricot, R. 1962. Etudes des transformation isothermes dans lesacaciers inoxydables semi-ferritiques a 17 % de chrome. ***Memories Scietifiques de la Revue de Metallurgie,*** Part 1, 59:571-586; Part 2, 59:587-596.

[2] **McGannon, H. E.** 1971. ***The Making, Shaping, and Treating of Steel,*** 9th ed., U.S. Steel Corporation, Pittsburgh, PA, p. 1176.

[3] **Gooch, T. G.** 1977. Welding martensitic stainless steels, ***Welding Institute Research Bulletin,*** 18(12):343—349.

[4] **Payson, P., and Savage, C. H.** 1944. Martensitic reactions in low alloy steels, ***Transactions of the American Society for Metals,*** 33:261—275.

[5] **Irvine, K. J., Crowe, D. J., and Pickering, F. B.** 1960. The physical metallurgy of 12 % chromium steels, ***Journal of the Iron and Steel Institute 195(8):386-405.***

[6] **Steven, W., and Haynes, A. G.** 1956. The temperature of formation martensite and bainite in low-alloy steels. ***Journal of the Iron and Steel Institute,*** 1183(8):349—359.

[7] **Andrews, K.** 1965. Empirical formulae for the calculation of some transformation temperatures, ***Journal of the Iron and Steel Institute,*** 203:721-727.

[8] **Kung, C. Y., and Rayment, J. J.** 1982. An examination of the validity of existing empirical formulae for the calculation of MS temperature, ***Metallurgical Transactions A,*** 13A(2): 328—331.

[9] **Self, J. A., Olson, D., L., and Edwards, G. R.** 1984. The stability of austenitic weld metal, in ***Proceeding of IMCC,*** Kiev, Ukraine.

[10] ASM. 1982. ***Engineering Properties of Steels.*** AMS International, Materials Park, OH.

[11] **Castro, R. J., and Cadenet, J. J.** 1974. ***Welding Metallurgy of Stainless and Heat-Resisting Steels,*** Cambridge University Press, Cambridge.

[12] **Lippold, J. C.** 1984. The effect of postweld heat treatment on the microstructure and properties of the HAZ in 12Cr-l Mo-0,3V weldments, ***in Proceedings of the Topical Conference on Ferritic Alloys for Use in Nuclear Energy Technologies,*** Metallurgical Society of AIME, Warrendale, PA, pp. 497-506.

[13] **Balmforth, M. C., and Lippold, J. C.** 2000. A new ferritic—martensitic stainless steel constitution diagram, ***Welding Journal,*** 79(12): 339s—345s.

[14] **Lippold, J. C.** 1981. Transformation and tempering behavior of 12Cr-lMo-0,3V C martensitic stainless steel weldments, ***Journal of Nuclear Materials,*** 104(3):l 127-1131.

[15] **Marshall, A. W., and Farrar, J. C.** 2001. Welding of ferritic and martensitic 11-14 % Cr steels, ***Welding in the World,*** 45(5/6): 32—55.

[16] **Howard, R. D., Martin, J., Evans, T. N., and Fairhurst, D.** 2003. Experience with 13 % Cr martensitic stainless steels in the oil and gas industry, Paper PO358, ***Stainless Steel World,*** 2003, KCI Publishing, Zutphen, The Netherlands.

[17] **Gooch, T. G., Woolin, P., and Haynes, A. G. 1999.** Welding metallurgy of low carbon 13 % chromium martensitic steels, in ***Proceedings of Supermartensitic Stainless Steels, 1999,*** Belgian Welding Institute, Ghent, Belgium, pp. 188-195.

[18] **Unterweiser, P. M., Boyer, H. E., and Kubbs, J. J.** 1982. ***Heat Treater's Guide: Standart Practices and Procedures for Steel,*** **ASM** International, Materials Park, OH, pp. 424, 432.

ГЛАВА 5

ФЕРРИТНЫЕ НЕРЖАВЕЮЩИЕ СТАЛИ

Ферритные нержавеющие стали названы так, потому что основная фаза, присутствующая в их структуре — феррит. Эти стали обладают хорошим сопротивлением к коррозионному растрескиванию под напряжением, к питтинговой и щелевой коррозии, особенно в хлорсодержащей среде. Они используются в различных областях, в которых прежде всего необходима коррозионная стойкость, а не высокие механические свойства (прочность и пластичность). Стали этих марок с относительно низким содержанием хрома (от 10,5 до 12,5 %) применяют, например, для изготовления выхлопных систем автомобилей, где требуется более высокая коррозионная стойкость по сравнению с углеродистыми сталями. Средне- и высокохромистые стали используются для изготовления оборудования, работающего в более агрессивных средах. Суперферритные стали применяют в химической, целлюлозной и бумажной промышленностях, где необходимо обеспечение коррозионной стойкости в высокоагрессивных средах. Высокохромистые стали используются также в высокопроизводительных печах.

Исторически сложилось так, что ферритные нержавеющие стали применялись в крупногабаритных конструкциях, не требующих сварки. Например, среднехромистые стали широко применяют для изготовления молдингов и различных архитектурно-декоративных изделий автомобиля. С начала 80-х годов XX века использование низко- и среднехромистых марок сталей для изготовления выхлопных систем автомобилей резко возросло. Поскольку выхлопные трубы и соединительные детали таких систем сварные, то повышенное внимание уделялось свариваемости ферритных нержавеющих сталей.

В течение ряда лет была разработана группа высокохромистых марок сталей для использования в конструкциях химической, целлюлозной, бумажной и нефтеперерабатывающей промышленностях. Эти стали обладают повышенной коррозионной стойкостью по сравнению с аустенитными и мартенситными. Однако они относительно дороги и трудно обрабатываются. Свариваемость таких сталей со средним содержанием хрома от 16 до 18 % и высоким — более 25 % — была предметом детальных исследований. Ферритные нержавеющие стали следует эксплуатировать при температуре не выше 400 °C (750 °F) вследствие возможного образования хрупких фаз. Высокохромистые стали особенно склонны к охрупчиванию при температуре 475 °C (885 °F).

Металлургические особенности металла швов этих сталей связаны с тем, что они имеют преимущественно ферритную структуру. Однако при определенных условиях возможна и мартенситная структура, а также возможны выделения мелкодисперсных карбидов и нитридов. Основная проблема свариваемости ферритных сталей - сохранение пластичности и ударной вязкости в состоянии после сварки. В этой главе приведены данные по превращениям микроструктуры металла шва и ЗТВ этих сталей и рассмотрены связи микроструктуры с механическими и коррозионными свойствами.

5.1 СТАНДАРТНЫЕ МАРКИ СТАЛЕЙ И ПРИСАДОЧНЫХ МАТЕРИАЛОВ

В течение длительного времени ферритные нержавеющие стали по химическому составу представляли собой три поколения. Наиболее старые стали (первое поколение) были среднехромистыми с высоким содержанием углерода. Они фактически не являются стопроцентно ферритными, поскольку при кристаллизации и охлаждении, а также при нагреве до повышенных температур в них образуется некоторое количество аустенита. Аустенит, присутствующий при повышенной температуре, превращается в мартенсит при охлаждении до комнатной температуры. Стали второго поколения были разработаны таким образом, чтобы минимизировать образование мартенсита в ферритной структуре и улучшить их свариваемость. В них содержание углерода низкое и они часто содержат стабилизирующие элементы (ниобий и титан), которые связывают углерод и азот, тем самым стабилизируя феррит.

Нержавеющие стали третьего поколения имеют высокое содержание хрома, низкое содержание элементов, образующих растворы внедрения (углерод и азот), и низкое содержание примесей. Марки таких сталей часто разрабатываются для конкретного применения под различными торговыми наименованиями. Особо чистые нержавеющие стали имеют сверхвысокую коррозионную стойкость при умеренных пластических свойствах и ударной вязкости. В условиях сварки этих особо чистых сталей необходимо тщательно следить за исключением поглощения нежелательных элементов, особенно кислорода и азота, и минимизировать рост зерна. Химический состав нескольких марок ферритных нержавеющих сталей представлен в табл. 5.1. Более подробный перечень таких сталей приведен в приложении 1. Следует обратить внимание на то, что многие из этих сталей имеют обозначение 4XX — т. е. такое же, как и мартенситные стали, хотя их микроструктура и свойства отличаются от мартенситных.

Литые ферритные нержавеющие стали используются ограниченно, а их химические составы, регламентируемые стандартами ASTM A743 или ASTM A297, имеют весьма широкий диапазон по содержанию углерода, что позволяет непосредственно после отливки иметь как преимущественно ферритную микроструктуру, так и мартенситную. При низком содержании углерода в соответствии с ASTM A743 литая сталь марки CB-30 аналогична катаной нержавеющей стали марки 442. Литые стали марки CC-50 (стандарт ASTM A743) и марки HC (стандарт ASTM A297) с низким содержанием углерода также аналогичны по свойствам катаной нержавеющей стали марки 446.

Большинство присадочных материалов применительно к ферритным нержавеющим сталям имеют такой же или близкий химический состав (табл. 5.2). Эта группа нержавеющих сталей также может свариваться и аустенитными присадочными материалами. Такая комбинация обеспечивает в металле швов смесь аустенита и феррита. Как отмечается далее в данной главе, такая микроструктура повышает пластические свойства и ударную вязкость металла шва. Однако при сварке ферритных нержавеющих сталей третьего поколения выбор аустенитных электродных материалов следует производить с учетом того, что эти стали должны обладать хорошим сопротивлением к коррозионному растрескиванию под напряжением (SCC) в хлорсодержащей среде. Многие аустенитные нержавеющие стали и присадочные материалы склонны к этому виду растрескивания в такой среде.

Таблица 5.1 - **Химический состав стандартных катаных ферритных нержавеющих сталей [a],%**

Марка	По UNS	C	Mn	P	S	Si	Cr	Ni	Mo	N	Cu	Al	Ti	Nb
Первое поколение (стали со свободным углеродом)														
405	S40500	0,08					11,5-14,5	0,60				0,10-0,30		
430	S43000	0,12	1,00		0,030		16,0-18,0	0,75	-	-				
434	S43400							—	0,75-1,25					
442	S44200	0,20		0,040	0,040	1,00	18,0-23,0	0,60			-	-	-	
446	S44600	0,20	1,50		0,030		23,0-27,0	0,75	-	0,25				
Второе поколение (стали с сильными карбидообразователями)														
409 [b]	S40900	0,080		0,045	0,030		10,5-11,75			—			6 x C-0,75	-
409 [c]	S40910												6 x C - 0,50	0,17
409 [c]	S40920	0,030			0,020		10,5-11,70	0,50	-	0,030			8 x (C+N) min 0,15-0,50	0,10
409 [c]	S40930		1,00	0,040		1,00					-	-	0,05 min. Ti + Nb = [0,08 + 8 x x(C +N)]—0,75	-
436	S43600	0,120					16,0-18,00	—	0,75-1,25	-			-	5 x C -0,80
439 [d]	S43035	0,030			0,030		17,0-19,00	0,50	-	0,030			0,15[0,20 + + 4(C+N)] - 1,10	-
468 [e]	S46900						18,0-20,00						0,07-0,30	0,10-0,60

Окончание таблицы 5.1

Марка	По UNS	C	Mn	p	S	Si	Cr	Ni	Mo	N	Cu	Al	Ti	Nb
Третье поколение (стали с крайне низким содержанием углерода и/или с сильными карбидообразователями)														
444	S44400	0,025	1,00	0,040	0,030	1,00	17,5-19,5	1,00	1,75-2,00	0,035	-	-	Ti + Nb = [0,20 + + 4(C+N)] - 0,80	-
XM-27	S44627	0,010	0,40	0,020	0,020	0,40	25,0-27,5	0,50 [f]	0,75-1,50	0,015	0,20 [f]		—	0,05-0,20
25-4-4	S44635	0,025	1,00	0,040	0,030	0,75	24,5-26,0	3,5-4,5	3,5-4,5	0,035	-		Ti + Nb = [0,20 + + 4(C + N)] - 0,80	-
29-4	S44700	0,010 [g]	0,30	0,025	0,020	0,20	28,0-30,0	0,15	3,5-4,2	0,020 [g]	0,15		–	
29-4C	S44735	0,030	1,00	0,040	0,030	1,00		1,00	3,6-4,2	0,045	-		Ti + Nb = = 0,20-1,0 Ti + Nb = = 6(C+N), min	
29-4-2	S44800	0,010 [g]	0,30	0,025	0,020	0,20		2,0-2,50	3,5-4,2	0,020 [g]	0,15		—	

[a] Единственное число является максимальным, если не указано другое.

[b] Данные по ASTM A240/A240M-96a и более ранним версиям.

[c] Начиная с ASTM A240/A240M-97a содержание углерода в стали марки 409 снижено и поставки производились для трех различных стабилизационных подходов. Сталь марки 409 или UNS 40900 в настоящее время включает UNS 40910, UNS 40920 и UNS 40930.

[d] ASTM A240/A240M-00a и предыдущие версии допускают содержание углерода до 0,07 % в стали марки 409 под маркой UNS 43035. A240/A240M-01 снижает углерод в стали марки 439 до 0,030 % максимум.

[e] Ti + Nb = 0,20 + 4(C + N) min., 0,80 max.

[f] Ni + Cu = 0,50% max.

[g] (C + N)= 0,025% max.

Примечание - Данные в таблице приведены в соответствии со стандартами ASTM A176, 240 и 268.

Таблица 5.2 — Химический состав присадочного материала по классификации AWS [a], %

<table>
<tr><th>Марка</th><th>По UNS</th><th>C</th><th>Mn</th><th>P</th><th>S</th><th>Si</th><th>Cr</th><th>Ni</th><th>Mo</th><th>Cu</th><th>Ti</th><th>Nb</th></tr>
<tr><td>E409Nb-XX</td><td>—</td><td>0,03</td><td>1,0</td><td>0,04</td><td rowspan="7">0,03</td><td>0,90</td><td>11,0-14.0</td><td rowspan="7">0,6</td><td>0,75</td><td rowspan="3">0,75</td><td>—</td><td>0,50-1,50</td></tr>
<tr><td>ER409</td><td>S40900</td><td rowspan="2">0,08</td><td rowspan="3">0,80</td><td>0,03</td><td>0,80</td><td rowspan="3">10,5-13,5</td><td rowspan="3">0,50</td><td>10xC- 1,5</td><td>—</td></tr>
<tr><td>ER409Cb</td><td>S40940</td><td rowspan="4">0,04</td><td rowspan="2">1,00</td><td>—</td><td>10xC-0,75</td></tr>
<tr><td>ER409TX-X</td><td>W41031</td><td rowspan="4">0,10</td><td>0,5</td><td>10xC- 1,5</td><td rowspan="2">-</td></tr>
<tr><td>ER430-XX</td><td>W43010</td><td rowspan="2">1,0</td><td rowspan="2">0,90</td><td rowspan="2">15,0-18,0</td><td rowspan="3">0,75</td><td rowspan="3">0,75</td><td rowspan="4"></td></tr>
<tr><td>ER430Nb-XX</td><td>—</td><td>0,50-1,50</td></tr>
<tr><td>ER430</td><td>S43080</td><td>0,6</td><td>0,03</td><td>0,50</td><td>15,5-17,0</td><td rowspan="2">-</td></tr>
<tr><td>ER446LMo</td><td>S44687</td><td>0,015</td><td>0,4</td><td>0,02</td><td>0,02</td><td>0,40</td><td>25,0-27,5</td><td>[b]</td><td>0,75-1,50</td><td>[b]</td></tr>
</table>

[a] Единственное число является максимальным.

[b] Ni + Cu = 0,5 % max.

Примечание — Данные приведены в соответствии со стандартами AWS A5.4, A5.9, A5.22.

5.2 МЕТАЛЛОВЕДЕНИЕ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СТАЛЕЙ

Исследования в области металловедения ферритных нержавеющих сталей интенсивно проводились с начала 1940 г. Для детального изучения данного вопроса читателю следует обратиться к обзору, опубликованному в 1951 г. авторами работ [1—3]. Задача этого раздела - рассмотреть основы металловедения этих сталей, необходимые для понимания особенностей их металлургии при сварке, включая фазовые равновесия и микроструктуры, механизм упрочнения и явление охрупчивания.

Тройная система сплавов Fe-Cr-C [4] может быть использована для описания фазовых превращений, происходящих в ферритных нержавеющих сталях. Металловедение этих сталей, содержащих 17 % хрома, хорошо иллюстрирует псевдобинарная диаграмма, представленная на рис. 2.3 и вновь приведенная на рис. 5.1 при номинальном содержании в сталях 0,05 % углерода. Такой химический состав соответствует среднехром истой стали марки 430.

Следует отметить, что первичная структура при кристаллизации будет ферритная и, согласно диаграмме, структура останется полностью ферритной к концу кристаллизации. Структура останется ферритной и в твердом состоянии при охлаждении вплоть до температуры примерно

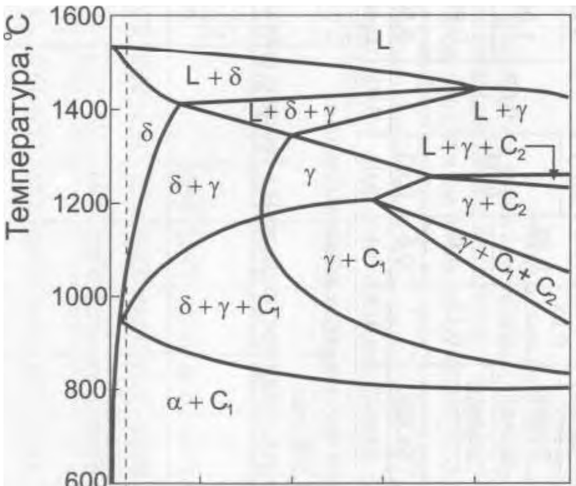


Рисунок 5.1 — Псевдобинарная фазовая диаграмма для стали с содержанием 17 % хрома [4]

1100 °C (2010 °F). При этой температуре произойдет частичное превращение в аустенит, а при более низкой начнет формироваться карбид $Cr_{23}C_6$. При равновесных условиях охлаждения аустенит превратится в феррит и карбиды, и окончательная микроструктура будет представлять собой смесь феррита и карбида $Cr_{23}C_6$.

Типичные микроструктуры основного металла катаной ферритной нержавеющей стали показаны на рис. 5.2—5.4. На рис. 5.2 представлена микроструктура отожженной листовой стали марки 409, широко используемой для изготовления автомобильных выхлопных систем. Микроструктура этой стали полностью ферритная и содержит мелкодисперсные выделения нитридов и/или карбидов титана. На рис. 5.3 приведена микроструктура горячекатаной листовой стали марки 430 после медленного охлаждения с температур прокатки примерно 850 °C (1560 °F). Эта микроструктура состоит из феррита и карбидов, сформировавшихся по направлению прокатки. На рис. 5.4 изображена микроструктура стали марки 430, закаленной с температуры 1100 °C (2012 °F). Микроструктура этой стали состоит из мартенсита, расположенного по границам ферритных зерен, и мелкодисперсных выделений карбидов и нитридов по всему объему зерен.

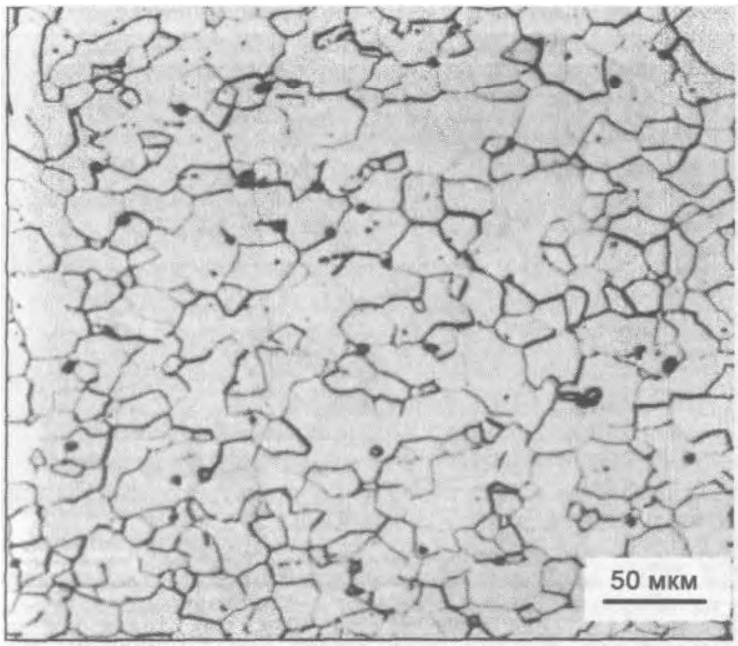


Рисунок 5.2 — Микроструктура отожженного листа стали марки 409

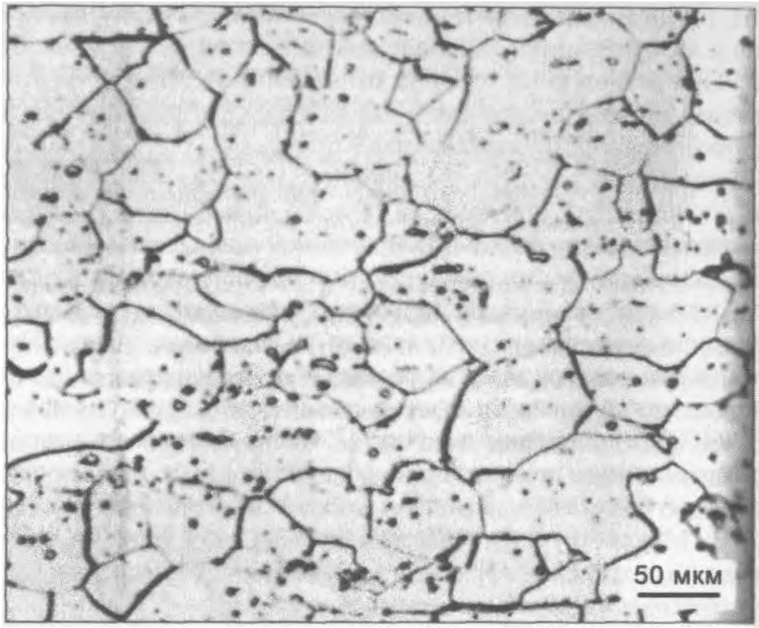


Рисунок 5.3 — Микроструктура горячекатаного листа стали марки 430

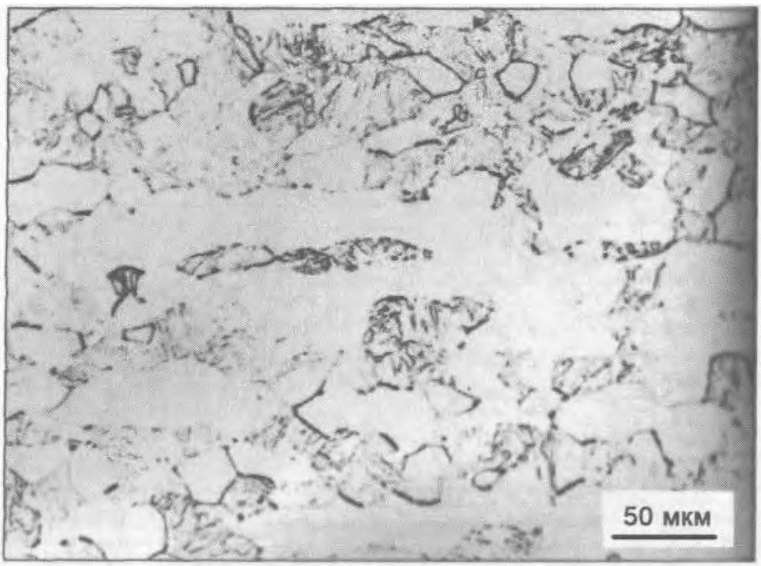


Рисунок 5.4 — Микроструктура стали марки 430, отожженной при температуре 1100 °C (2010 °F) и закаленной до комнатной температуры

5.2.1 Влияние легирующих элементов на микроструктуру

Присутствие различных элементов независимо от того, являются ли они легирующими или примесями, в целом может существенно влиять на строение аустенита и микроструктуру ферритной нержавеющей стали. Азот, обычно присутствующий в стали как примесь, а не как легирующий элемент, влияет на образование аустенита подобно углероду, расширяя область существования аустенита. Авторы работы [5] показали влияние различного суммарного содержания углерода и азота на расширение гамма-области в простейших сталях системы Fe-Cr (см. рис. 2.2). Следует отметить, что добавка 0,04 % углерода и 0,03 % азота сдвигает границу области аустенит + феррит в область с содержанием хрома более 20 %. Таким образом, для сохранения ферритной структуры в низко- и среднехром истых сталях необходимо снижать содержание углерода и азота до крайне низких уровней - менее чем 100 x 10^{-6} (100 ppm) либо добавлять ферритизаторы.

Помимо хрома ферритизаторами, добавляемыми к ферритным нержавеющим сталям, являются кремний, титан, ниобий, молибден и алюминий (см. табл. 5.1). Титан и ниобий особенно полезны в малых концентрациях вследствие их высокого сродства и к углероду, и к азоту, в то время как алюминий активно соединяется с азотом. Алюминий добавляют также для повышения стойкости к окислению, особенно при повышенных температурах. Кремний вводится в сталь в качестве раскислителя и для обеспечения окалиностойкости. Молибден добавляют в некоторые стали, особенно в ферритные нержавеющие стали третьего поколения, для повышения стойкости к коррозии, особенно к питтинговой.

Аустенизаторами, расширяющими гамма-область на диаграмме, являются помимо углерода и азота марганец, никель и медь. Марганец традиционно добавляют для воздействия на серу, в связи с чем он улучшает литейные свойства и характеристики металла при последующей горячей обработке. Никель и медь обычно не добавляют в ферритные нержавеющие стали, хотя небольшое количество никеля повышает ударную вязкость [1, 2]. Был разработан ряд соотношений для оценки того факта, что ферритная сталь является полностью ферритной (т. е. свободна от мартенсита). Эти соотношения приведены в разделе 3.5. Вопросы, касающиеся прогнозирования микроструктуры сварных соединений ферритных нержавеющих сталей, рассмотрены далее в настоящей главе.

5.2.2 Влияние мартенсита

При нормальных условиях термомеханической обработки аустенит, формирующийся при повышенной температуре, превращается при охлаждении до комнатной температуры в основном в мартенсит (см. рис. 5.4). Только очень медленное охлаждение или изотермическая выдержка при температуре несколько ниже кривой превращения аустенита на диаграмме, например, около 900 °С (1650 °F) для стали с содержанием 0,05—17 % хрома (см. рис. 5.1), увеличит температуру превращения аустенита в феррит и карбиды, что будет соответствовать фазовой диаграмме равновесия. Мартенсит, как было отмечено, в ферритных нержавеющих сталях может иметь и положительное, и отрицательное влияние. Присутствие мартенсита в заметных количествах способствует образованию трещин, вызванных водородом, по аналогии с конструкционными сталями [6], но в литературе недостаточно данных, подтверждающих это. Наличие мартенсита повышает склонность стали к охрупчиванию вследствие его худшей деформационной способности по отношению к ферриту [1, 7, 8]. Однако в работах [9, 10] показано обратное, — стали с дуплексной феррито-мартенситной структурой, основанные на системах Fe—Cr—Ni и Fe—Cr—Mn, имеют сверхвысокую ударную вязкость по сравнению с полностью ферритными или полностью мартенситными сталями, близкими по химическому составу.

Мартенсит, формирующийся в ферритных нержавеющих сталях, обычно имеет низкое содержание углерода. В зависимости от содержания углерода и доли мартенсита сталь имеет твердость собственно мартенсита - не более 30 HRC. При повышенных температурах, когда аустенит стабилен, углерод переходит из феррита в аустенит в связи с лучшей растворимостью в последнем. Например, в диапазоне температуры от 1000 до 1200 °С (от 1832 до 2190 °F) (см. рис. 5.1) содержание углерода в аустените изменяется от 0,05 до 0,3 % в стали 17Cr - 0,05C. Если содержание углерода в аустените достигает равновесного при температуре 1200 °С (2190 °F) и затем сталь резко охлаждают до комнатной температуры, то твердость аустенита может достичь 50 HRC. Это потребовало бы полного растворения исходных карбидов и длительного времени протекания диффузии углерода.

В целом микроструктура при повышенной температуре не достигает равновесия, а сформировавшийся мартенсит не имеет такого высокого уровня твердости. Таким образом, потеря пластических свойств и снижение ударной вязкости, связываемые обычно с неотпущенным мартенситом в конструкционных сталях при содержании углерода свыше 0,15 %, не характерны для ферритных сталей, и с учетом такого незначительного ухудшения в структуре механических свойств допустимо содержание некоторого количества мартенсита. Далее будет показано, что образование мартенсита в металле сварного шва и ЗТВ низко- и среднехромистых ферритных нержавеющих сталях — обычное явление.

Наличие мартенсита в низкохромистых ферритных нержавеющих сталях приводит к потере ими коррозионной стойкости [11]. Было установлено, что степень коррозии в моделированной микроструктуре ЗТВ стали марки 409 в кипящем 2%-ном растворе серной кислоты содержащем 600 х 10^{-6} (600 ppm) ионов меди, возрастает как функция содержания мартенсита вплоть до 20 %. Также можно предположить, что на границе мартенсит—феррит имеются благоприятные условия для коррозионного растрескивания под напряжением [12]. Более детально это рассматривается в разделе 5.6.

5.2.3 Явление охрупчивания

Согласно обзорам авторов работ [1,2], существуют три вида охрупчивания, влияющие на механические свойства ферритных нержавеющих сталей, - охрупчивание:

1 - при температуре 475 °C (885 °F);

2 — вследствие выделения сигма-фазы;

3 — высокотемпературное.

Детальный анализ этих явлений можно найти в указанных выше источниках. Первые два вида подробно описаны в литературе и при сварке ферритных нержавеющих сталей не составляют проблем, так как они возникают благодаря длительной выдержке при промежуточных температурах. Как следствие, охрупчивание при промежуточных температурах (ITE) сварных соединений ферритных нержавеющих сталей не чувствительно к выбору технологии сварки, а зависит в большей степени от условий эксплуатации конструкций. На практике при эксплуатации сварных конструкций ограничение температур до значений, не превышающих 400 °C, позволяет избежать проблемы охрупчивания. Оба эти вида охрупчивания ускоряются по мере увеличения содержания хрома в стали и присадочных материалах, и поэтому особые предосторожности могут потребоваться при послесварочной термической обработке высокохромистых сталей, что и рассмотрено в разделе 5.7.

Снижение механических и/или коррозионных свойств, а также катастрофическое разрушение сварных конструкций из ферритных нержавеющих сталей связаны с высокотемпературным охрупчиванием (HTE), с чувствительностью к надрезам или с обоими факторами. Учитывая актуальность высокотемпературного охрупчивания и влияние охрупчивания при температурах между проходами применительно к сварным конструкциям из нержавеющих ферритных сталей, металлургические аспекты этих явлений, а также влияние чувствительности к надрезу кратко рассмотрены ниже.

5.2.3.1 Охрупчивание при температуре 475°С

Железохромистые стали, содержащие от 15 до 70 % хрома, могут сильно охрупчиваться при нагреве в интервале температур от 425 до 550 °С (от 800 до 1020 °F). Металлургический аспект такого охрупчивания в указанном диапазоне температуры до сих пор противоречив. Доминирующая теория связывает возникновение хрупкости с образованием когерентных выделений при температуре ниже 550 °С (1020 °F) вследствие существования промежутка смешивания на диаграмме Fe—Cr (см. рис. 2.1). Было установлено, что сплав, состаренный при температуре ниже 550 °С (1020 °F), образует феррит, богатый хромом (альфа-прим-фаза), и феррит, богатый железом (альфа-фаза) [13—15], а также, что альфа-прим-фаза не магнитна, имеет кристаллическую решетку объемно-центрированный куб и содержит хрома от 61 до 83 %.

Скорость и степень охрупчивания зависят от содержания хрома, при высоком его содержании стали охрупчиваются за значительно более короткое время и при более высокой температуре. При низком содержании хрома ферритные нержавеющие стали, таких марок как 405 и 409. не склонны к охрупчиванию при температуре 475 °С. Требуется выдержка, по крайней мере, в 100 часов, чтобы произошло охрупчивание в низко- и среднехромистых сталях [17]. Высокохром истые стали и сплавы могут показать потерю пластических свойств и ударной вязкости за более короткое время. Добавки в сталь легирующих элементов — молибдена, ниобия и титана — дают тенденцию к ускорению этого вида охрупчивания. Влияние таких и других легирующих элементов и примесей представлено в табл. 5.3.

Холодная обработка способствует образованию выделений альфа-прим-фазы и таким образом ускоряет возникновение охрупчивания.

Таблица 5.3 — Влияние легирующих добавок на охрупчивание железохромистых сталей при температуре 475 °С [2]

<table>
<tr><th>Элемент</th><th>Характер влияния</th></tr>
<tr><td>Алюминий</td><td>Интенсифицирует</td></tr>
<tr><td>Углерод</td><td>Не влияет/интенсифицирует</td></tr>
<tr><td>Хром</td><td rowspan="3">Интенсифицирует</td></tr>
<tr><td>Кобальт</td></tr>
<tr><td>Молибден</td></tr>
<tr><td>Никель</td><td>Различный</td></tr>
<tr><td>Ниобий</td><td>Интенсифицирует</td></tr>
<tr><td>Азот</td><td>Не влияет/интенсифицирует</td></tr>
<tr><td>Фосфор</td><td rowspan="3">Интенсифицирует</td></tr>
<tr><td>Кремний</td></tr>
<tr><td>Титан</td></tr>
</table>

Охрупчивание при температуре 475 °C также сильно снижает коррозионную стойкость [18, 19], возможно, благодаря селективным коррозионным атакам на феррит, обогащенный железом. Охрупчивание может быть устранено, а механические свойства и коррозионная стойкость восстановлены до исходного уровня при нагреве в диапазоне температуры от 550 до 600 °C (от 1020 до 1110 °F) в течение короткого времени. Излишняя выдержка при такой температуре может привести к охрупчиванию за счет образования сигма-фазы, как описано далее.

5.2.3.2 Охрупчивание за счет образования сигма- и хи-фазы

Сигма-фаза образуется в железохромистых сталях, содержащих от 20 до 70 % хрома, при длительной выдержке в температурном интервале от 500 до 800 °C (от 930 до 1470 °F). Как и охрупчивание при температуре 475 °C, с увеличением содержания хрома возрастает склонность

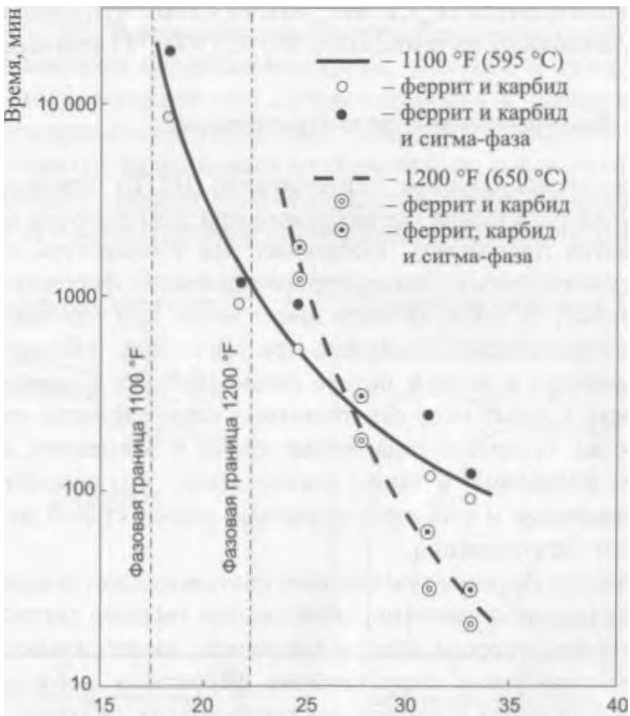


Рисунок 5.5 — Влияние концентрации хрома на пороговое время образования сигма-фазы при температуре 593 °C (1100 °F) и 649 °C (1200 °F) [20]

к образованию сигма-фазы, а скорость ее образования становится выше. В сталях, содержащих менее 20 % хрома, сигма-фаза образуется медленно, поэтому часто требуется выдержка в течение сотен часов в диапазоне критических температур. В высокохром истых сплавах образование сигма-фазы происходит быстрее при выдержке в течение нескольких часов в диапазоне критических температур [16], как показано на рис. 5.5. Добавка легирующих элементов в сталь, таких как молибден, никель, кремний и марганец, сдвигает диапазон критических температур образования сигма-фазы вверх при снижении содержания хрома и времени ее образования. Как и при других типах выделений, образование сигма-фазы ускоряется холодной обработкой. Вредное влияние выделения сигма-фазы может быть устранено нагревом на короткое время до температуры свыше 800 °C (1470 °F). В высокохромистых сталях с высоким содержанием молибдена (например, в сталях марок 29-4 и 29-4-2), как отмечали авторы работы [20], вместе с сигма-фазой может образовываться хи-фаза, представляющая собой сложные интерметаллиды $Fe_{36}Cr_{12}Mo_{10}$ или Fe_3CrMo. Эти хрупкие фазы могут быть устойчивы до температур 900 °C (1600 °F) или выше.

5.***2.3.3*** ***Высокотемпературное охрупчивание***

Высокотемпературное охрупчивание (HTE) происходит вследствие металлургических превращений при температурах свыше $0{,}7T_{пл}$ (температура плавления). Поскольку эта температура существенно выше рекомендуемых температур эксплуатации ферритных нержавеющих сталей, то такое явление имеет место при термомеханической обработке или сварке. Выдержка при указанных температурах может также привести к резкой потере сопротивления к коррозии [2]. На склонность к этому типу охрупчивания влияет прежде всего химический состав, особенно содержание хрома и элементов, образующих растворы внедрения, а также размер зерна, что рассмотрено далее. Низкохромистые и стабилизированные марки сталей не склонны к этому типу охрупчивания.

По поводу влияния химического состава следует заметить, что уровень содержания элементов, образующих твердые растворы внедрения, особенно углерода, азота и кислорода, имеет сильное влияние на высокотемпературное охрупчивание ферритных нержавеющих сталей. При указанных повышенных температурах элементы находятся в твердом растворе ферритной или феррито-аустенитной матрицы. При охлаждении эти элементы образуют мелкодисперсные выделения, обычно карбиды, обогащенные хромом, нитриды или карбонитриды [2] Выделения могут происходить как по границам зерен, так и внутри них с последующим провоцированием межкристаллитной коррозии и потерей пластических свойств и ударной вязкости. Влияние высокотемпературной выдержки на ударную вязкость среднехромистых сталей, имеющих различное содержание углерода и азота, показано на рис. 5.6. Отметим, что при содержании азота свыше 0,02 % происходит резкое снижение ударной вязкости. Было показано, что увеличенная концентрация азота при постоянном уровне содержания углерода оказывает тот же эффект. Таким образом, критическим является суммарное содержание углерода и азота. Аналогичное явление наблюдалось и в высокохром истых сталях. Авторы работы [22] отмечают сдвиг температуры перехода с вязкого к хрупкому разрушению на образцах Шарли с V-образным надрезом при температуре свыше 200 °C (390 °F) и увеличении суммарного содержания углерода и азота от 0,02 до 0,06 % в сталях 18Cr — 2Mo и 25Cr.

Существует общепринятое мнение, что выделения карбидов, богатых хромом, и нитридов при охлаждении с высоких температур (свыше $0{,}7T_{пл}$) существенно способствуют высокотемпературному охрупчиванию [2, 5, 21]. В результате высокотемпературное охрупчивание усиливается высоким содержанием хрома, углерода и азота. Низкохромистые стали относительно нечувствительны к возникновению высокотемпературного охрупчивания. Скорость охлаждения с повышенных температур также влияет на образование высокотемпературного охрупчивания, но при этом сказывается и влияние химического состава [23]. В сталях с низким суммарным содержанием углерода и

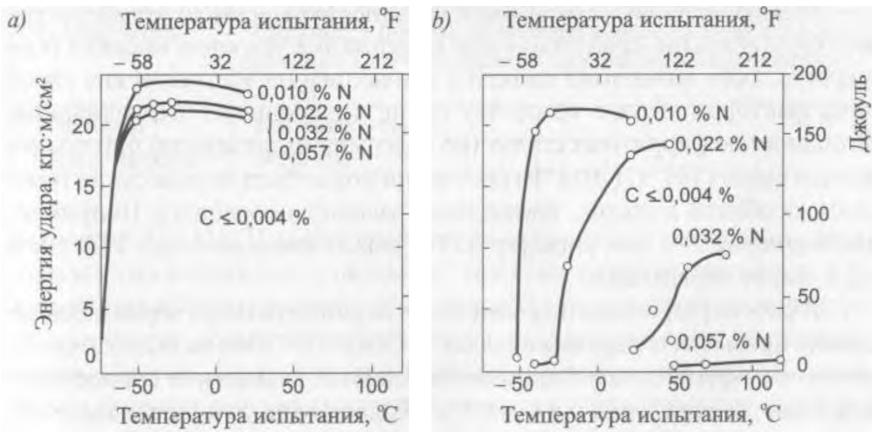


Рисунок 5.6 - Влияние выдержки при повышенной температуре на ударную вязкость сталей с содержанием 17 % хрома с различным содержанием азота и термически обработанных при температуре: ***a*** — 815 °C (1500 °F) /1 ч/закалка в воде; ***b*** -1150 °C (2100 °F) /1 ч/закалка в воде [21]

азота при высокой скорости охлаждения с температур свыше 1000 °C (1830 °F) наблюдается тенденция к снижению хрупкости, благодаря как удержанию углерода и азота в твердом растворе, так и образованию внутризеренных выделений. При низких скоростях охлаждения карбиды и/или нитриды выделяются преимущественно по границам зерен, что в свою очередь приводит к потере пластичности и ударной вязкости [24].

В высокохромистых сталях с высоким суммарным содержанием углерода и азота порядка 1000 x 10^{-6} (1000 ppm) более высокая скорость охлаждения способствует охрупчиванию и увеличению температуры перехода из вязкого разрушения в хрупкое [25]. При таких уровнях суммарного содержания углерода и азота невозможно подавить выделения при высокой скорости охлаждения, особенно в высокохромистых сталях, поскольку растворимость углерода и азота в стали снижается с ростом концентрации хрома [5]. Легирование такими элементами, как молибден, титан, алюминий и ниобий, также влияет на образование высокотемпературного охрупчивания, хотя слабее по сравнению с влиянием хрома. Титан и ниобий имеют высокое сродство к углероду, они образуют достаточно устойчивые карбиды и таким образом могут снизить влияние охрупчивания на выделения карбидов, богатых хромом, и карбонитридов. Образование нитридов, богатых алюминием, и оксидов также снижает склонность к высокотемпературному охрупчиванию. Наличие таких выделений в микроструктуре сдерживает рост зерна при выдержках при повышенных температурах.

Размер зерна также оказывает влияние. Так как высокотемпературное охрупчивание происходит при выдержках в условиях высоких температур. рост зерна тоже является влияющим на механические свойства фактором, хотя в одиночку он не контролирует охрупчивание. В полностью ферритных сталях (не содержащих аустенита) при температуре выше 1100 °C (2010 °F) рост зерна может быть весьма существенным, особенно в сталях, прошедших холодную обработку. Например, размер зерна 2—3 по стандарту ASTM может наблюдаться в ЗТВ швов при сварке плавлением.

В работе [22] показано совместное влияние размера зерна и содержания примесей внедрения в сталях 25Cr и 18Cr — 2Mo на высокотемпературное охрупчивание. Зависимость ударной вязкости от совместного влияния размера зерна и суммарного содержания углерода и азота показана на рис. 5.7. Следует отметить, что при низком содержании углерода и азота (350 x 10^{-6} (350 ppm)) небольшое увеличение размера зерна дает значительный сдвиг температуры перехода из вязкого в хрупкое состояние, — примерно 26 °C на каждую единицу размера зерна (по

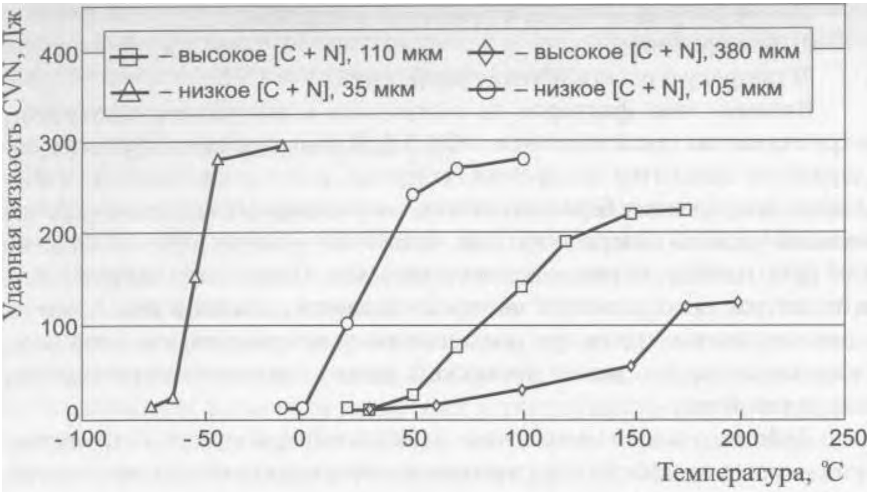


Рисунок 5.7 — Влияние размера зерна и примесей внедрения на ударную вязкость сплавов Fe — 25Cr [22].

Таблица 5.4 — **Влияние химического состава и микроструктуры на высокотемпературное охрупчивание**

Фактор	Характер влияния
Углерод + азот	Резко интенсифицируют
Хром	Интенсифицирует
Размер зерна	Сильное — при высоком содержании Cr и низком содержании (C + N); слабое — при высоком содержании (C+ N)
Кислород	Усиливает слегка
Титан, ниобий	Ослабляет

стандарту ASTM). По мере увеличения суммарного содержания углерода и азота размер зерна оказывает меньшее влияние (примерно 6 °C на каждую единицу размера зерна по ASTM), поскольку доминирует охрупчивание вследствие образования мелкодисперсных выделений. Таким образом, стали высокой чистоты, по-видимому, должны показывать большее снижение ударной вязкости и пластических свойств в зависимости от роста зерна.

Ниже приводятся основные аспекты высокотемпературного охрупчивания. Охрупчивание в условиях выдержки при повышенных температурах зависит от ряда факторов, таких как микроструктура и химический состав, включая:

1) концентрацию хрома и примесей внедрения;
2) размер зерна;
3) природу и распределение выделений.

Влияние этих факторов на склонность к высокотемпературному охрупчиванию представлено в табл. 5.4. В целом высокий уровень содержания элементов внедрения (углерода, азота и кислорода) наиболее вреден, поэтому большинство коммерческих сталей имеют крайне низкий уровень содержания этих элементов — менее $200 \cdot 10^{-6}$ (менее 200 ppm), особенно высокохромистые стали. Однако при таких низких концентрациях становится значимым влияние размера зерна, и недолговременная выдержка при повышенных температурах, как например, в процессе сварки, может привести к резкому высокотемпературному охрупчиванию.

Действительный механизм высокотемпературного охрупчивания — предмет дискуссий, связанных с обсуждением мест расположения выделений в микроструктуре. По одной из теорий авторов работ [2, 22], опасными являются выделения в теле зерна, так как при этом ограничивается движение дислокаций. По другой теории, охрупчивание происходит по границам зерен, где и имеют место выделения. Поскольку разрушения в данном классе материалов, склонных к высокотемпературному охрупчиванию, распространяются по телу зерна, то создается впечатление, что на образование высокотемпературных разрушений наиболее сильное влияние оказывают внутризеренные выделения. Авторы работы [22] сделали предположение, что выделения по границам зерен могут существенно влиять на зарождение трещин, снижая, таким образом, энергию, необходимую для зарождения межзеренных трещин скалывания. Авторы работ [24—26] также связывают образование высокотемпературной хрупкости с выделениями по границам зерен. Действительный механизм, возможно, является комбинацией обоих выше отмеченных факторов при более сильном влиянии внутризеренных выделений по мере роста скорости охлаждения. Оба механизма можно использовать для объяснения резкой потери коррозионной стойкости в ферритных нержавеющих сталях при выдержке в условиях повышенных температур.

Устранение высокотемпературного охрупчивания в сталях с высоким содержанием элементов внедрения можно достигнуть нагревом в интервале температур 730—790 °С (1350-1450 °F) [1]. Вероятно, такая термическая обработка устраняет излишек выделений и тем самым снижает их вредное влияние на пластические свойства и ударную вязкость. Следует соблюдать осторожность при выполнении такой обработки, так как может образоваться сигма-фаза при длительной выдержке в указанном интервале температур. Стали с низким содержанием элементов внедрения охрупчиваются прежде всего вследствие роста зерна при высокой температуре, и в этом случае термическая обработка обеспечивает незначительный эффект.

5.2.3.4 Чувствительность к надрезу

Нержавеющие ферритные стали весьма чувствительны к надрезам даже в отсутствие охрупчивания при промежуточных или высоких температурах. Как первоначально отмечено автором работы [27], это явление определяется содержанием хрома. У низкохромистых сталей в отожженном состоянии ударная вязкость, вероятно, не зависит от содержания элементов внедрения. Для средне- и высокохромистых сталей содержание элементов внедрения играет существенно более опасную роль. По данным работы [28], совместное влияние концентрации хрома и примесей внедрения показано на рис. 5.8. Следует отметить у среднехром истых сталей с содержанием от 17 до 19 % хрома высокую ударную вязкость получают только при суммарном содержании угле-

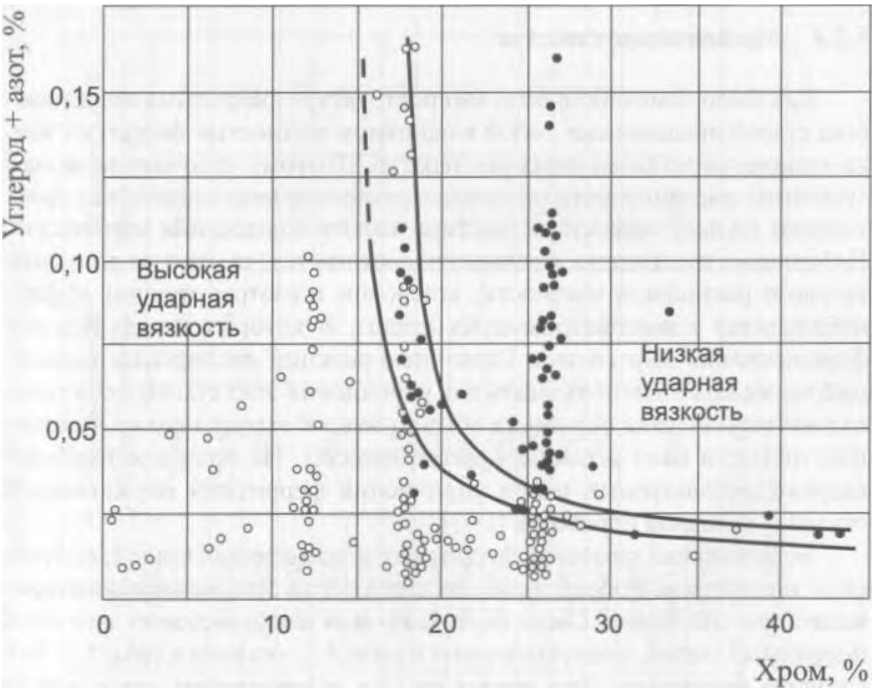


Рисунок 5.8 — Влияние хрома и примесей внедрения на ударную вязкость сплавов Fe - Cr [28]
Светлые кружки - высокая ударная вязкость; черные кружки - низкая ударная вязкость..

рода и азота не более 0,05 % (не более 500 ppm). В высокохромистых сталях влияние суммарного содержания углерода и азота выражено еще более ярко и для обеспечения нормальной ударной вязкости необходимо поддерживать суммарную концентрацию не более $250 \cdot 10^{-6}$ (не более 250 ppm). В работе [28] также показано, что влияние углерода и азота на чувствительность ферритных нержавеющих сталей к надрезу примерно одинаково.

При отсутствии влияния металлургических факторов, таких как размер зерна и наличие выделений, влияние химического состава на чувствительность к надрезу значительно. В средне- и высокохромистых сталях чувствительность к надрезу может быть снижена за счет поддержания крайне низкого содержания элементов внедрения, поэтому большинство коммерческих марок сталей имеют совсем низкое суммарное содержание углерода и азота либо содержат “управляющие” элементы, такие как титан, ниобий и алюминий, нейтрализующие примеси внедрения. Необходим более тщательный контроль при производстве таких сталей во избежание образования высокотемпературного охрупчивания.

5.2.4 Механические свойства

Как было отмечено ранее, микроструктура ферритных нержавеющих сталей представляет собой в основном полностью феррит от точки плавления до комнатных температур. Поэтому упрочнение за счет аустенито-мартенситного превращения обычно невозможно или практически не дает эффекта вследствие малого содержания мартенсита. Небольшое увеличение прочности достигается за счет упрочнения твердого раствора, в частности, углеродом и азотом, причем эффект наблюдается в высокохромистых сталях, в которых не происходит формирования мартенсита. Различные реакции дисперсных выделений также можно использовать для упрочнения этих сталей, хотя такого рода термическая обработка обычно ведет к охрупчиванию и потере пластичности (или к тому и другому вместе). На практике наиболее широко используемый метод упрочнения ферритных нержавеющих сталей — холодная обработка [1—3].

Большинство заготовок ферритных нержавеющих сталей, получаемых пластической обработкой, поставляются в отожженном или горячекатаном состоянии. Свойства толсто- или тонколистовых заготовок ферритных сталей, представленных в табл. 5.1, указаны в табл. 5.5. Эти свойства достигаются при отжиге стали с последующим охлаждением на воздухе до комнатной температуры или закалкой в воду. Свойства металла шва ферритных нержавеющих сталей при использовании присадочных материалов, представленных в табл. 5.2, указаны в табл. 5.6.

Таблица 5.5 — Требования к механическим свойствам катаных ферритных нержавеющих сталей

Марка	По UNS	Минимальный предел прочности		Минимальный предел текучести		Относительное удлинение, % на базе, равной 50 мм (2 дюйма)	Максимальная твердость	
		МПа	ksi	МПа	ksi		по Бринеллю	по Рокквеллу, В
405	S40500	415	60	170	25	20,0	179	88
409	S40900 [a]	380	55					
430	S43000	450	65	205	30	22,0	183	89
434	S43400			240	35		-	
436	S43600							
439	S43035	415	60	205	30		183	
442	S44200	450	65	275	40	20,0	217	96
444	S44400	415	60					
446	S44600	450	65					
468	S46800	415	60	205	30	22,0	—	90
XM-27	S44627	450	65	275	40		187	
25-4-4	S44635	620	90	515	75	20,0	269	28 [b]
29-4	S44700	550	80	415	60		223	20 [b]
29-4C	S44735					18,0	255	25 [b]
29-4-2	S44800					20,0	223	20 [b]

[a] Включая S40910, S40920 и S40930.

[b] По Роквеллу - шкала С.

Таблица 5.6 — **Требования к механическим свойствам для присадочного металла ферритных нержавеющих сталей**

Классификация по AWS	**По UNS**	**Минимальный предел прочности**		**Минимальное относительное удлинение, % на базе, равной 50 мм (2 дюйма)**	**Послесварочная термическая обработка**
		МПа	**ksi**		
E409Nb-XX	**-**	**450**	**65**	**20**	***a)***
ER409	**S40900**	***b)***	***b)***	***b)***	***b)***
ER409Cb	**S40940**				
E409TX-X	**W41031**	**450**	**65**	**15**	**Отсутствует**
E430-XX	**W43010**			**20**	***a)***
E430Nb-XX	**-**				
ER430	**S43080**	***b)***	***b)***	***b)***	***b)***
ER446LMo	**S44687**				

a) **Температура от 760 до 790 °C (от 1400 до 1450 °F) в течение двух часов, охлаждение с печью со скоростью, не превышающей 55 °C (100 °F) в час до температуры 595 °C (1100 °F), затем охлаждение на воздухе до температуры окружающей среды.**

b) **Стандарт AWS A5.9 не регламентирует механические свойства проволок и прутков.**

5.3 МЕТАЛЛУРГИЯ СВАРКИ

5.3.1 Зона расплавления

5.3.1.1 Последовательность кристаллизации и превращения

Начальная кристаллизация сварных швов ферритных нержавеющих сталей происходит в виде первичного феррита (см. рис. 5.1). Микроструктура зоны расплавления может быть полностью ферритной или состоять из смеси феррита и мартенсита, который расположен по границам зерен феррита. Возможны три типа кристаллизации и последующих превращений в ферритных нержавеющих сталях. Первый из них простейший.

Превращение типа 1 — полностью ферритная микроструктура

$$L \rightarrow L + F \rightarrow E$$

Такие превращения имеют место, когда отношение концентраций элементов ферритообразователей и элементов аустенитообразователей высоко и образование аустенита при повышенных температурах полностью подавлено. Этот характер превращений наблюдается в следующих сталях:

1) в низкохромистых с низким содержанием углерода - марок 405 и 409;

2) в среднехромистых — марок 439, 444 и 468, когда в качестве стабилизирующих карбидообразователей добавлены титан и ниобий, которые эффективно снимают негативную аустенизирующую способность углерода;

3) в высокохромистых — марок ХМ-27 (часто обозначаемой E—Brite или E-Brite 26-1), 25-4-4, 29-4 и 29-4-2, в которых высокое содержание хрома оказывает доминирующее действие.

Вследствие отсутствия высокотемпературного аустенита рост зерна феррита при охлаждении с температур кристаллизации может быть весьма существенным, особенно в металле сварных швов, выполненных со значительным тепловложением. Примеры литой полностью ферритной микроструктуры металла шва, выполненного дуговой сваркой вольфрамовым электродом в защитном газе, из тонколистовой стали марок 409 и 439, приведены на рис. 5.9. Следует отметить, что размер зерна весьма велик и не просматриваются субзерна кристаллизации (ячейки или дендриты). Отсутствие явной кристаллизационной сегрегации — следствие нескольких факторов:

относительно узкий температурный интервал кристаллизации;

слабая или полностью отсутствующая сегрегация хрома;

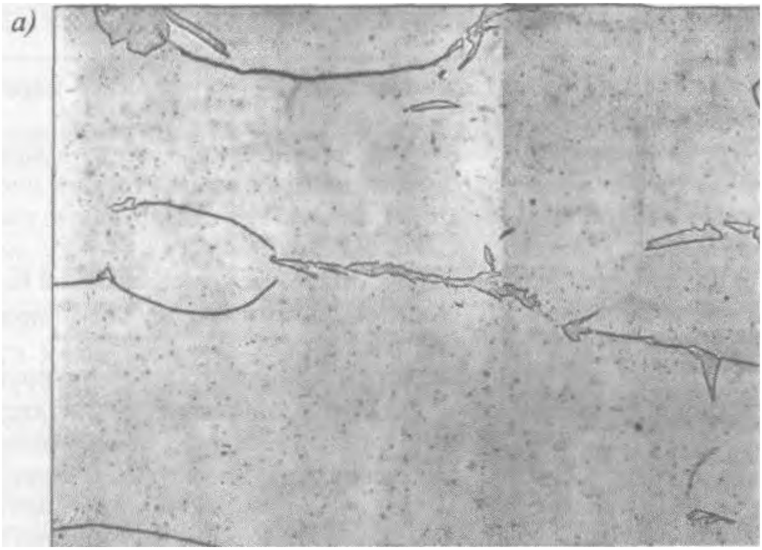
высокая скорость диффузии в феррите, устраняющая градиенты химического состава, формирование которых возможно при кристаллизации. В частности, скорость диффузии углерода в феррите при повышенных температурах крайне высока.

Если в литой зоне присутствует мартенсит, то возможны два типа превращения. Согласно приведенному ниже превращению, кристаллизация переходит полностью в ферритную фазу, которая стабильна в твердом состоянии в определенном диапазоне температуры.

Превращение типа 2 — феррит и мартенсит

$$L \rightarrow L + F \rightarrow F \rightarrow F + A \rightarrow F + M.$$

По мере охлаждения при повышенных температурах по границам ферритных зерен образуется некоторое количество аустенита. Он трансформируется в мартенсит при охлаждении литой зоны до комнатной температуры. Это следует из данных, представленных на рис. 5.1, при содержании углерода в диапазоне от 0,05 до 0,15 %. По мере увеличения в стали содержания углерода (или другого аустенизатора) температура превращения феррита повышается, а диапазон температуры, в котором феррит стабилен в твердом состоянии, сужается. Это может быть важно для роста зерен феррита, поскольку с началом образования



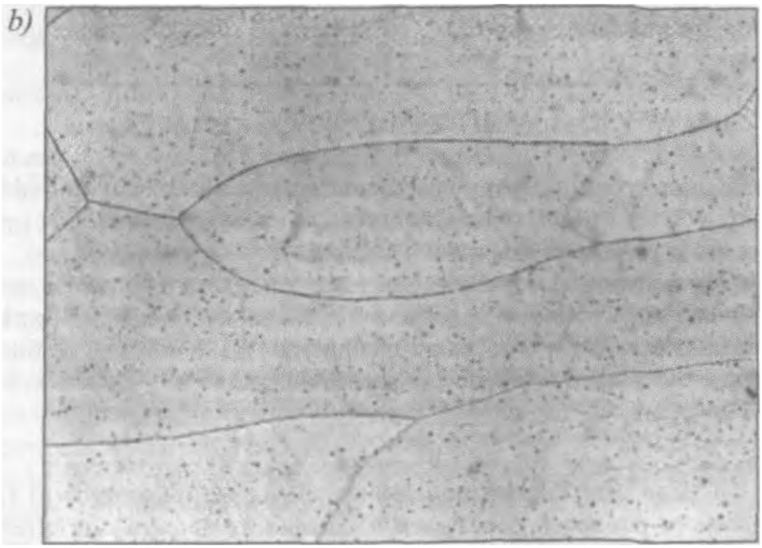


Рисунок 5.9 - Микроструктура зоны расплавления полностью ферритных нержавеющих сталей: ***a*** — сталь марки 409 (следует обратить внимание на некоторое количество мартенсита вдоль границ зерен); ***b*** — сталь марки 439

аустенита по границам зерен феррита их рост прекратится. Такой характер превращения имеет место в сталях марок 430 и 434; при низком содержании углерода — в сталях марок 442 и 446; в высокоуглеродистых марок 405 и 409 (старой версии).

Аустенит может также образовываться в конце процесса кристаллизации в соответствии с приведенным характером превращения.

Превращение типа 3 — феррит и мартенсит

$$L \rightarrow L + F \rightarrow L + F + A \rightarrow F + A \rightarrow F + M.$$

Следует отметить, что кристаллизация начинается с образования первичного феррита, но некоторое количество аустенита образуется в конце процесса кристаллизации за счет сложной перитектико-эвтектической реакции (эта реакция описана более детально в гл. 6). Такой характер превращения также можно объяснить с помощью рис. 5.1, если учесть, что содержание углерода в стали превышает 0,15 %. Обратим внимание на то, что трехфазная область, состоящая из феррита, аустенита и жидкости, расположена ниже области существования первичного феррита и жидкости. Затем сталь охлаждается в

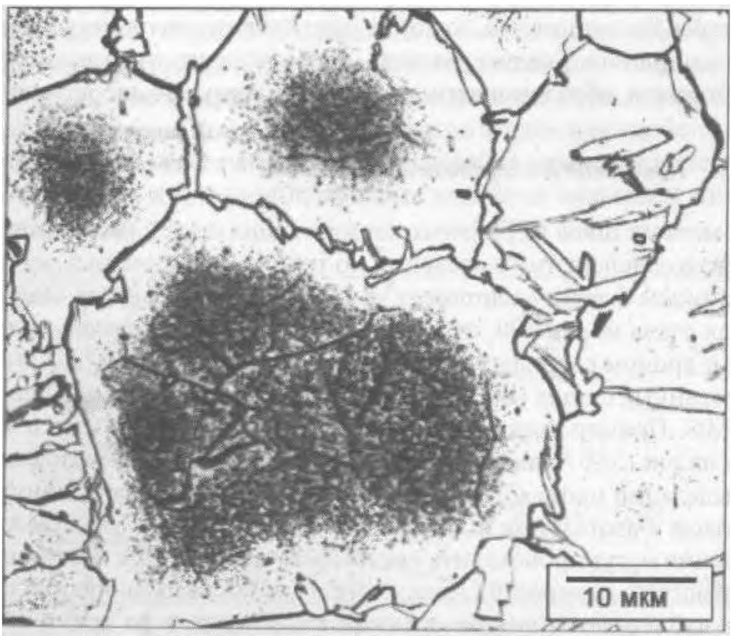


Рисунок 5.10 - Микроструктура двухфазного феррита и межкристаллитного мартенсита наплавленного металла стали марки 430

Следует обратить внимание на зону, свободную от выделений, окружающую границу зерен мартенсита.

твердом состоянии через двухфазную область феррит + аустенит. При высокой скорости охлаждения аустенит превращается в мартенсит. Такой тип превращения характерен для сталей марок 442 и 446 с высоким содержанием углерода.

Последний тип превращения по сравнению с типом 2 дает большую объемную долю мартенсита в микроструктуре литой зоны. Однако образование аустенита в конце процесса кристаллизации и его присутствие в твердой фазе при повышенных температурах ограничивают рост зерна по сравнению с превращением типа 2, так как в последнем случае полностью ферритная структура существует в определенном температурном диапазоне. Именно в пределах этого высокотемпературного диапазона существования феррита и происходит быстрый рост зерна. Далее будет рассмотрен вопрос: насколько крупное ферритное зерно в металле шва и ЗТВ снижает ударную вязкость и пластичность.

Двухфазная феррито-мартенситная микроструктура литой зоны представлена на рис. 5.10. Мартенсит располагается вдоль границ ферритных зерен как непрерывная пограничная область. По мере роста количества мартенсита он начинает существовать в виде пластин структуры Видманштетта, которая зарождается на границах зерен, а также внутри них. Следует помнить, что мартенсит отражает морфологию аустенита, образовавшегося при повышенных температурах.

5.3.1.2 Поведение дисперсионных выделений

В металле швов ферритных нержавеющих сталей часто имеют место высокодисперсные выделения по границам ферритных зерен или по границам феррит-мартенсит. В нестабилизированных сталях, таких как сталь марки 430, этими выделениями прежде всего являются богатые хромом карбиды $M_{23}C_6$ и $M_{23}(C, N)_6$ или нитриды [29]. В стабилизированных сталях (марок 444, 439 и 468) также возможны карбиды типа МС. Пример таких выделений в литой зоне стали марки 439 заметен на рис. 5.9. Аналогичное наблюдается и в ЗТВ. Образование таких выделений происходит вследствие пересыщения ферритной фазы углеродом и азотом при повышенных температурах. При охлаждении выделения могут происходить как на границе зерен, так и внутри них в зависимости от скорости охлаждения. При высоких скоростях охлаждения наблюдаются внутризеренные выделения, в то время как при низких скоростях они происходят по границам зерен [30]. Было установлено, что и природа, и степень дисперсности выделений влияют на механические и коррозионные свойства сварных соединений ферритных нержавеющих сталей [2, 29].

Как показано на рис. 5.1 и 2.3, растворимость углерода в феррите резко падает по мере охлаждения литой зоны в твердом состоянии. В сталях, содержащих 13 % хрома, при температуре 1400 °C (2550 °F) в феррите растворимо до 0,1 % углерода, но уже при температуре 1100 °C (2010 °F) растворимость углерода почти нулевая. В стали с содержанием 17 % хрома растворимость углерода снижается с 0,15 % при температуре 1400 °C (2550 °F) приблизительно до 0,03 % при температуре 1000 °C (1830 °F). В коммерческих низко- и среднехромистых ферритных нержавеющих сталях, содержащих до 0,05 % углерода, выделение карбидов в зоне расплавления неизбежно при отсутствии карбидостабилизирующих элементов (титана и ниобия) и/или высокотемпературного аустенита. Многие современные марки ферритных нержавеющих сталей содержат от 0,02 до 0,03 % углерода во избежание значительных карбидных выделений, но даже в таких сталях (при отсутствии стабилизации) ожидается некоторое выделение карбидов.

Влияние азота аналогично, как следует из псевдобинарной фазовой диаграммы Fe-Cr-N при содержании 18 % хрома (рис. 5.11). Согласно этой диаграмме, растворимость азота в феррите снижается с 0,08 % при температуре 1300 °C (2370 °F) до 0,02 % и менее при температуре 900 °C (1650 °F). Поскольку большинство коммерческих ферритных нержавеющих сталей первого поколения содержат около 0,05 % азота, то в их ферритной фазе ожидаются выделения, богатые азотом. Аналогично углероду выделения нитридов или карбонитридов можно избежать за счет введения в сталь стабилизирующих элементов, таких как титан и алюминий, которые являются сильными нитридообразователями.

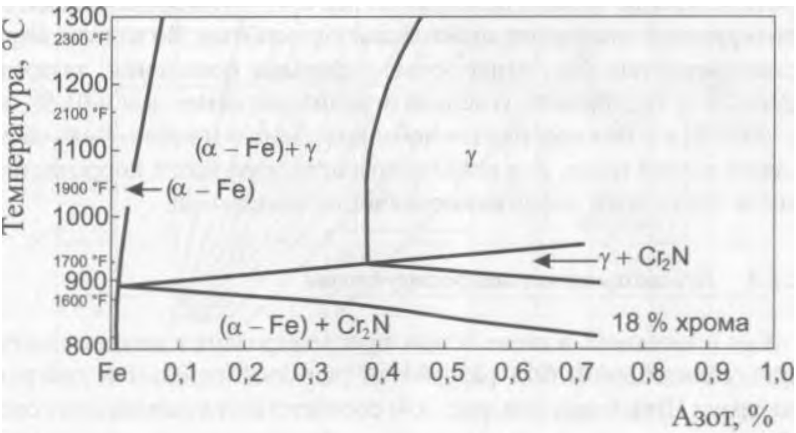


Рисунок 5.11- Псевдобинарная фазовая диаграмма системы Fe-Cr-N при содержании 18 % хрома [31]

Если при повышенных температурах присутствует аустенит (например, по границам ферритных зерен), то в нем не будет выделений в связи с высокой растворимостью углерода и азота. Как следует из данных, представленных на рис. 5.1 и 5.11, растворимость углерода и азота в сталях с содержанием 17 и 18 % хрома при температуре 1200 °C (2210 °F) составит примерно 0,32 и 0,41 %, соответственно. Таким образом, аустенит при повышенных температурах действует как "поглотитель" этих примесей внедрения. Когда аустенит присутствует при повышенных температурах, то в результате этого при комнатной температуре существует мартенсит, но в ферритных участках, примыкающих к мартенситу, выделения будут отсутствовать. Это обусловлено высоким "сродством" исходного аустенита с углеродом и азотом при повышенных температурах. Диффузия углерода и азота на малые расстояния из участков феррита в участки аустенита снижает концентрацию этих элементов в феррите, а при охлаждении в интервале температур образования выделений снижаются движущие силы такого образования. Пример свободных от выделений участков наплавленного металла шва стали марки 430 приведен на рис. 5.10.

Выделения также могут образовываться вдоль границы феррит-феррит или феррит—мартенсит. Это обычно богатые хромом карбиды $M_{23}C_6$ и $M_{23}(C,N)_6$ [2]. Такие выделения могут привести к локальному обеднению хромом вблизи границы, и такая область станет чувствительной (sensitive) коррозионному воздействию. Это явление, известное как сенсибилизация (sensitization), рассматривается более подробно в разделе 5.6. Выделения карбидов, карбонитридов и нитридов можно эффективно подавлять, снижая уровень содержания углерода и азота до крайне низких величин (менее 0,01 %) либо добавками стабилизирующих элементов, либо обоими способами. Во многих марках высокохромистых ферритных сталей третьего поколения, таких как E-Brite 26-1, содержание углерода ограничено менее чем 0,01 %, азота — 0,02 %, и в них содержатся добавки титана и ниобия. Как отмечено далее в этой главе, для сохранения механических и коррозионных свойств этих сталей очень важно избежать выделений.

5.3.1.3 Прогнозирование микроструктуры

Как отмечалось в главе 3, для прогнозирования микроструктуры сварных соединений был разработан ряд соотношений и диаграмм. Диаграмма Шеффлера (см. рис. 3.4) соответствует химическому составу ферритных нержавеющих сталей, но было показано, что она не достаточно точна для прогнозирования наличия мартенсита в ферритных сталях. Ферритный фактор (К-фактор) позволяет уточнить, является ли сталь полностью ферритной, но он не дает информации о количестве мартенсита в микроструктуре [32]. К-фактор. определяемый по формуле (5.1), нельзя применять одинаково ко всем сталям, низко- и среднехромистые стали необходимо рассматривать отдельно.

$$\text{К-фактор} = Cr + 6Si + 8Ti + 4Mo + 2Al - 40\,(C + N) - 2Mn - 4Ni. \qquad (5.1)$$

Для нержавеющих сталей марок 405 и 409 автор работы [32] нашел, что К-фактор должен превышать 13,5 для предотвращения образования мартенсита в сварных швах. В среднехромистых сталях, таких как марок 430 и 439, К-фактор должен превышать 17,0. Практически многие коммерческие низкохромистые стали имеют такой химический состав, что К-фактор приближается или превышает значение, равное 13,5, и металл шва обычно полностью ферритный или содержит только малое количество мартенсита. Нужное значение К-фактора и соответствующая микроструктура достигаются снижением содержания углерода, добавками титана или комбинацией обоих подходов.

Диаграмма автора [33], как отмечалось в главе 3, была разработана с целью прогнозирования микроструктуры металла швов для обоих классов нержавеющих сталей — мартенситного и ферритного. Диаграмма приведена на рис. 5.12 для демонстрации применения ее для ферритных нержавеющих сталей. На ней нанесены диапазоны химических составов сталей марок 409 (UNS S40910), 430 и 439. Следует от-

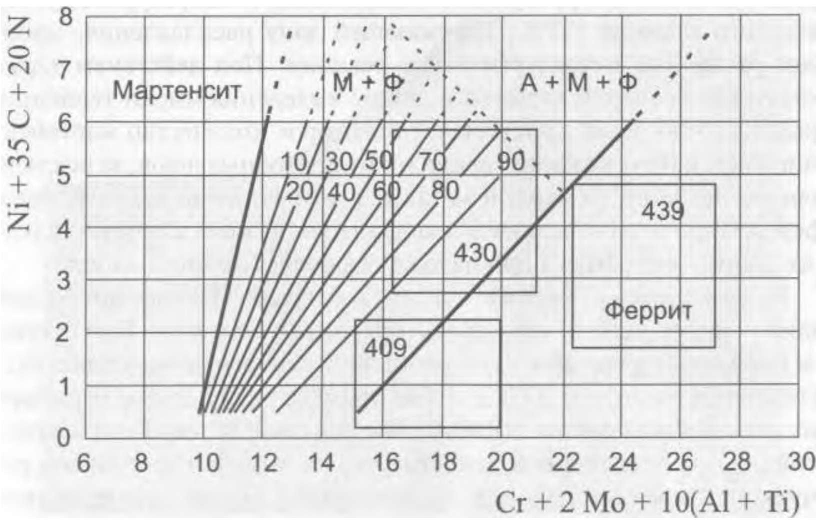


Рисунок 5.12- Структурная диаграмма Balmforth с диапазонами химического состава сталей марок 409,430 и 439 [33]

метить, что стали 409 и 430 перекрывают ферритно-мартенситную область диаграммы, в то время как сталь 439, стабилизированная титаном, полностью попадает в ферритную область. Химический состав стали марки 409 с более жестким ограничением по содержанию углерода — не менее 0,03 %, соответствуя стали марки UNS S40910 (см. табл. 5.1), попадает преимущественно в ферритную область диаграммы. Если на диаграмму нанести химический состав этой же стали с большим содержанием углерода - не менее 0,08 %, как у стали UNS S40900, то положение соответствующих точек существенно сместится вверх — в двухфазную область феррит + мартенсит.

На сегодняшний день эта диаграмма наиболее точная для прогнозирования микроструктуры в металле швов ферритных нержавеющих сталей. Она была разработана с использованием химических составов сталей в соответствии с рис. 3.22. Диаграмма может быть неточной, если химический состав рассматриваемых сталей находится вне указанных диапазонов, особенно при низком содержании углерода (менее 0,03 %) или при суммарном содержании алюминия и титана, превышающем 1,0 %.

5.3.2 Зона термического влияния

Микроструктура большинства катаных ферритных нержавеющих сталей состоит из смеси феррита и карбидов (или карбонитридов). При нагреве такой структуры до повышенных температур в зоне термического влияния (ЗТВ), окружающей зону расплавления, происходят различные металлургические реакции. Пол действием термического цикла сварки карбиды и другие выделения имеют тенденцию к растворению. Если присутствует некоторое количество мартенсита (например, вокруг каждого валика многопроходных швов, за исключением последнего), то мартенсит также имеет тенденцию превратиться в феррит (при этом образуются и карбиды) или снова в аустенит в условиях повторного нагрева при наложении последующих валиков.

В зависимости от химического состава стали ЗТВ может быть либо полностью ферритной, либо смесью феррита и аустенита. При отсутствии выделений и аустенита по границам зерен ферритные зерна будут интенсивно расти и в ЗТВ для большинства ферритных нержавеющих сталей имеет место относительно крупное зерно. Если аустенит устойчив при повышенной температуре, то он может сдерживать рост ферритных зерен, воздействуя на их границы. При охлаждении могут произойти некоторые выделения карбидов и нитридов. Поскольку растворимость углерода и азота в феррите мала при низких температурах, то это может быть существенной движущей силой образования выделений. При этом аустенит, который мог образоваться при повышенной температуре, на стадии охлаждения трансформируется в мартенсит. Такой мартенсит обычно распределен по границам зерен и часто ошибочно воспринимается как аустенит.

На рис. 5.13 изображена микроструктура ЗТВ нержавеющей стали марки 430. Зерна феррита весьма крупные, а на их границах располага-

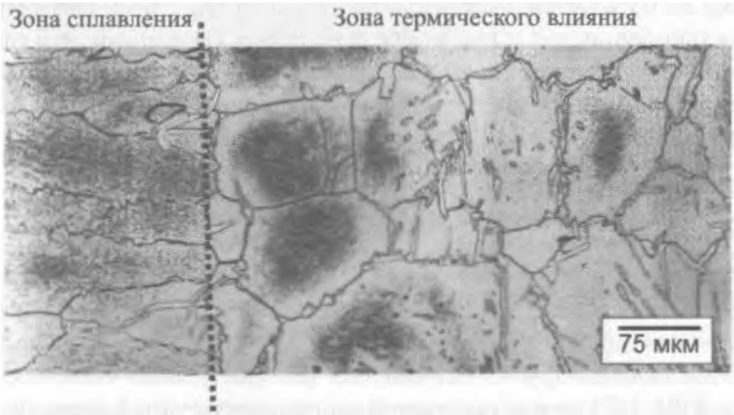


Рисунок 5.13 - Микроструктура ЗТВ нержавеющей стали марки 430. Следует обратить внимание на присутствие мартенсита по границам зерен и наличие значительного количества выделений внутри зерен

Рисунок 5.14 — Микроструктура ЗТВ нержавеющей стали марки 409, полностью ферритной

ются непрерывные слои мартенсита, образовавшегося из высокотемпературного аустенита. Вкрапления внутри зерен (дословный перевод — перечная структура) представляют собой карбиды, карбонитриды или нитриды, образовавшиеся при охлаждении. По аналогии с металлом шва в ЗТВ также имеется зона, свободная от выделений (см. рис. 5.10). На рис. 5.14 показана ЗТВ стали марки 409 при использовании дуговой сварки вольфрамовым электродом в защитном газе. В этой стали фактически не образуется высокотемпературного аустенита, поэтому ЗТВ полностью ферритная и не содержит видимых выделений, что связано с низким содержанием хрома в стали с добавками титана, который связывает углерод и азот, предотвращая выпадение карбидов типа $M_{23}C_6$ и карбонитридов типа $M_{23}(C, N)_6$.

5.3.3 Швы, выполняемые методами сварки давлением*

Использование методов сварки давлением, если это возможно, обеспечивает мелкозернистую структуру и может существенно улучшить свойства сварных соединений по сравнению со сваркой плавлением. При производстве труб более широко распространено использование сварки ТВЧ (HF) по индукционной или кондукционной схеме по сравнению с дуговой сваркой; при этом одновременно повышаются механические свойства сварных соединений и производительность труда. При оптимальных режимах сварки ТВЧ пластические свойства сварных труб выше, чем получаемые при дуговой сварке, благодаря измельчению зерна. Микроструктура сварного шва из стали марки 409, выполненного сваркой ТВЧ по индукционной схеме, представлена на рис. 5.15. Следует отметить существенное измельчение зерна по сравнению с металлом шва и ЗТВ из той же стали, выполненными дуговой сваркой вольфрамовым электродом в защитном газе (см. рис. 5.9 и 5.14). Такое измельчение зерна является следствием нагрева и пластической деформации в процессе сварки, что в свою очередь приводит к динамической рекристаллизации в зоне формирования сварного шва. При этом степени нагрева и пластической деформации (своеобразной проковки) критические для получения оптимальных швов. При излишнем нагреве могут возникнуть подплавления, которые приводят к образованию локальных дефектов. При заниженных температурах ковочные усилия становятся излишне высокими, а недостаточные деформации в области формирования шва приводят к “холодным” швам (наблюдаются участки отсутствия “схватывания” и недостаточное измельчение зерна).

* В оригинале монографии указано: “Твердофазные швы”, что не согласуется с ГОСТ 2601.

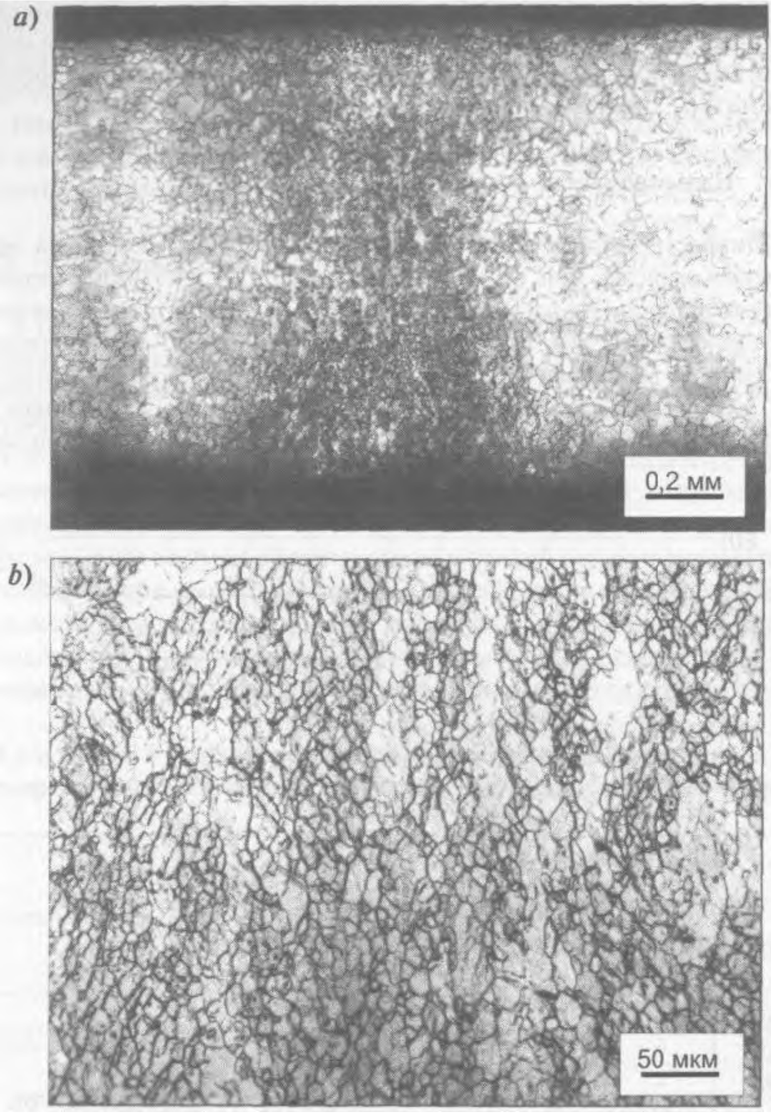


Рисунок 5.15 - Сварной шов стали марки 409. выполненный сваркой ТВЧ: ***a*** **—** слабое увеличение; ***b*** **—** сильное увеличение, показывает рекристаллизацию по оси сечения шва

5.4 МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ

Механические свойства сварных соединений ферритных нержавеющих сталей в большой степени зависят от содержания хрома и марки стали. Ниже приведенный материал разделен на три части, относящиеся к низко-, средне- и высокохромистым сталям.

5.4.1 Низкохромистые стали

Микроструктурный фактор, наиболее сильно влияющий на механические свойства при отсутствии мартенсита — рост зерна феррита. В работе авторов [11] рассмотрено влияние сварки на ударную вязкость ЗТВ стали марки 409 путем проведения испытаний как оригинальных сварных образцов, так и ЗТВ моделированных образцов. Показано (рис. 5.16), что температура перехода из вязкого состояния в хрупкое как для фактических образцов стали марки 409, так и для моделированных по

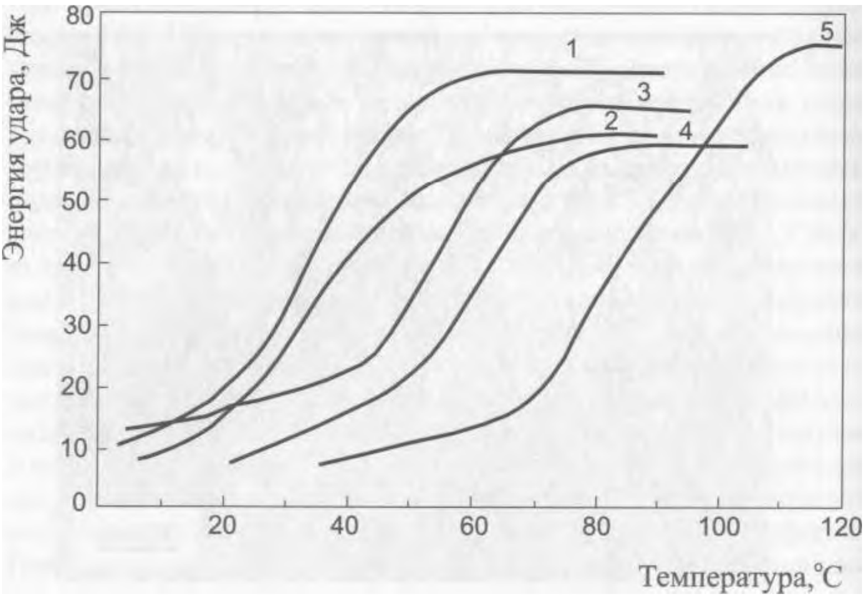


Рисунок 5.16 - Ударная вязкость реальной ЗТВ и моделированной ЗТВ стали марки 409 [11]
На поле рисунка: 1 - Сталь J в состоянии поставки; 2 - моделированная ЗТВ 7; 3 — шов, выполненный дуговой сваркой покрытым электродом 2J2; 4 - шов. выполненный дуговой сваркой плавящимся электродом в защитном газе J1; 5 — моделированная ЗТВ 1.

сравнению с основным металлом возрастает от 30 до 70 °С (от 86 до 158 °F). Корреляция между размером зерна и ударной вязкостью, показанная на рис. 5.16, может определяться не только ростом зерна феррита, поскольку микроструктура фактических и моделированных образцов содержит небольшое количество мартенсита. Работа [11] была опубликована в 1980 г. за много лет до повторного уточнения марки стали 409 по ASTM.

Тем не менее, по мнению авторов работы [11], свойства металла ЗТВ низкохромистых нержавеющих сталей могут быть улучшены измельчением зерна в состоянии после сварки.

5.4.2 Среднехромистые стали

В отличие от низкохромистых ферритных нержавеющих сталей среднехромистые стали были хорошо исследованы для определения влияния сварки на механические свойства сварных соединений, включая такие марки сталей, как 430, 434, 436, 439 и 444. Как и у низкохромистых сталей, их механические свойства зависят от микроструктуры, и поэтому следует различать полностью ферритные и дуплексные ферритные/мартенситные структуры. В первом случае — ферритная структура, рост зерна и образование выделений существенно влияют на механические свойства, в то время как во втором случае влияние оказывают количество и природа мартенсита. К сожалению, многие исследователи недостаточно полно описывают микроструктуру или комментируют относительное влияние металлургических факторов.

Таблица 5.7 — Влияние размера зерна на ударную вязкость металла моделированной ЗТВ стабилизированных сталей с содержанием 17 % хрома

Сталь	**Размер зерна**		**Унарная вязкость, Дж, при температуре, °С**			
	Средний диаметр зерна, мкм	**По ASTM**	**0**	**20**	**60**	**100**
430Nb [a]	**65**	**5**	**-**	**15**	**28**	**56**
	350	**0**		**3**	**8**	**18**
	470	**0**		**—**	**4**	**9**
436 [b]	**22**	**8**	**5**	**11**	**13**	**13**
	45	**6**	**2**	**3**	**8**	**11**
	75	**4,5**		**4**	**9**	**9**
	105	**3,5**		**2**	**2**	**4**

[a] **Образцы толщиной 5 мм [6].**
[b] **Образцы Шарли толщиной 3 мм по стандарту ASTM E23, тип A [34].**

Существует достаточное количество данных, демонстрирующих отрицательное влияние размера зерна феррита на ударную вязкость и пластические свойства. В табл. 5.7 приведены результаты испытаний на ударную вязкость образцов моделированной ЗТВ по методу Шарли для двух стабилизированных сталей. Можно построить корреляцию между увеличенным размером зерна и существенным увеличением температуры перехода из хрупкого состояния в вязкое, а также сравнить падение энергии разрушения в обеих сталях. В моделированных образцах ЗТВ стали марки 436 установленное увеличение температуры перехода из хрупкого состояния в пластичное составило примерно 14 °С (25 °F) для размера (номера) зерна от 6 до 3,5 по стандарту ASTM, как показано на рис. 5.17. Было установлено, что пластичность при испытаниях на изгиб металла моделированной ЗТВ из стали марки 436 также снижается с ростом размера зерна, как показано на рис. 5.18. Так же, как и для данных на рис. 5.17, микроструктура была полностью ферритной и разрушение происходило по телу зерна. Авторы работы [6] также показали влияние выдержки при высоких температурах с последующим ростом зерна на механические свойства образцов металла моделированной ЗТВ из стали марки 430Nb (рис. 5.19). Значительное снижение пластических свойств при растяжении наблюдалось и в образцах, нагретых до температуры 1350 °С (2460 °F), однако этот эффект усложнялся наличием по границам зерен как мартенсита, так и остаточного аустенита.

Рисунок 5.17 — Температура перехода из вязкого состояния в хрупкое (DBTT) для образцов с моделированной ЗТВ из стали марки 436 [34]
Температура превращения основного металла 5 °С (41 °F).

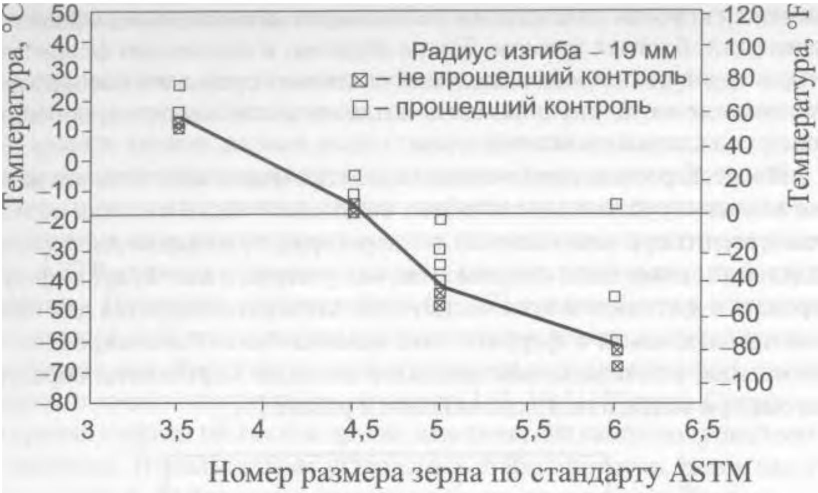


Рисунок 5.18 — Влияние размера зерна на пластичность при изгибе образцов ***с*** моделированной ЗТВ из стали марки 436 [34]

Очевидно, что снижение ударной вязкости и пластических свойств сварных соединений среднехромистых сталей непосредственно не связано с размером зерна. Авторы работы [30] предположили, что выделения внутри зерен, образующиеся вследствие быстрого охлаждения, также оказывают влияние. Было установлено, что быстро охлажденные образцы имеют более низкую ударную вязкость по сравнению с образцами, охлаждаемыми медленнее и с эквивалентным размером зерна. Авторы работы [35] связали потерю пластических свойств стали марки 444 как с ростом зерна, так и с выделением весьма мелких частиц в металле шва и ЗТВ. Возможно, что эти частицы представляют собой титансодержащие или богатые хромом нитриды пли карбонитриды, причем кинетически наиболее вероятно в условиях быстрого охлаждения образование нитридов Cr_2N, богатых хромом.

Совместное влияние размера зерна и выделений на ударную вязкость металла шва и ЗТВ аналогично явлению высокотемпературного охрупчивания, характерного для средне- и высокохромистых сталей, нагретых свыше $0{,}7\boldsymbol{T}_{\text{пл}}$ (см. разд. 5.2.3). В отличие от ферритного основного металла управлять высокотемпературным охрупчиванием при сварке сложно вследствие наличия высоких температур, провоцирующих рост зерна, а также растворения дисперсных выделений на стадии нагрева и более равномерного их выделения внутри зерен при охлаждении. Кроме того, воздействие стабилизирующих элементов, таких как титан и ниобий, менее эффективно при сварке, так как при высокой скорости охлаждения наблюдается тенденция к выпадению выделений, богатых хромом. Таким образом, в полностью ферритной микроструктуре природа выделений оказывает существенное негативное влияние на ударную вязкость и пластические свойства, особенно совместно с сильным ростом зерна.

Послесварочная термическая обработка может смягчить это влияние за счет огрубления дисперсных выделений. Если в сталях образуется аустенит при повышенных температурах, то влияние дисперсных выделений может быть снижено, так как углерод и азот будут диффундировать в аустените и количество этих элементов снизится для образования выделений в феррите. Это должно быть сбалансировано по отношению к потенциально вредному влиянию мартенсита, образующегося при охлаждении, как описано в работе [6].

Рисунок 5.19 — Влияние максимальной температуры на механические свойства образцов с моделированной ЗТВ из стали марки 430Nb [6]
SMAW — дуговая сварка металлическим покрытым электродом; SAW — дуговая сварка под флюсом.

5.4.3 Высокохромистые стали

Ударная вязкость и пластические свойства высокоуглеродистых и высокохромистых сталей, таких как сталь марки 446, в состоянии после сварки крайне низкие вследствие совместного влияния крупного зерна и значительного количества примесей внедрения. В отличие от низко- и среднехромистых сталей свойства сварных соединений более чувствительны к химическому составу, чем к микроструктуре, и металл шва и ЗТВ этих сталей весьма склонен к высокотемпературному охрупчиванию. Например, авторы работы [36, 37] показали, что в сталях с содержанием 26 % хрома максимально допустимое содержание примесей внедрения для обеспечения удовлетворительных пластических свойств сварного соединения должно составлять $150 \cdot 10^{-6}$ (150 ppm). Свыше этого уровня ударная вязкость и другие пластические свойства существенно снижаются. Использование углеродных стабилизаторов, таких как титан и ниобий, эффективно для снижения негативного влияния высокотемпературного охрупчивания, но, как было показано в работе [37], излишнее содержание стабилизаторов может быть вредным. Кроме того, эти стабилизаторы ограниченно влияют на рост зерна и охрупчивание, которое является его результатом. В целом считают, что титан более эффективно воздействует на размер зерна, чем ниобий. Автор работы [38] предложил добавку “пластифицирующих” элементов, таких как алюминий, медь, ванадий, платина, палладий или серебро, для повышения пластических свойств сварных соединений. Однако существует немного данных, подтверждающих их эффективность. В целом свойства сварных соединений определяются преимущественно выбором марки стали и могут быть улучшены использованием материалов с низким содержанием примесей внедрения и/или соответствующим уровнем содержания стабилизирующих элементов.

Большинство публикаций по высокохромистым ферритным нержавеющим сталям относятся к использованию дуговых способов сварки, так как эти стали изначально предназначались для замены аустенитных нержавеющих сталей при изготовлении секций с умеренными толщинами. В результате для соединения этих сталей были исследованы следующие дуговые способы сварки: вольфрамовым электродом в защитном газе (GTAW), плавящимся металлическим электродом в защитном газе (GMAW) и металлическим покрытым электродом (SMAW). Автор работ [39, 40] опубликовал результаты исследований по ударной вязкости на образцах Шарпи сварных соединений из ряда высокохромистых сталей, выполненных дуговой сваркой в защитном газе вольфрамовым и плавящимся металлическим электродом. Результаты этих исследований применительно к дуговой сварке вольфрамовым электродом в защитном газе как для стандартной высокочистой стали 26Cr — 1Mo, так и для стали, стабилизированной титаном, приведены на рис. 5.20. Следует заметить, что некоторое повышение ударной вязкости может быть достигнуто за счет регулирования режимом сварки для стандартной стали, в то время как стабилизированная сталь показала низкую ударную вязкость, несмотря на

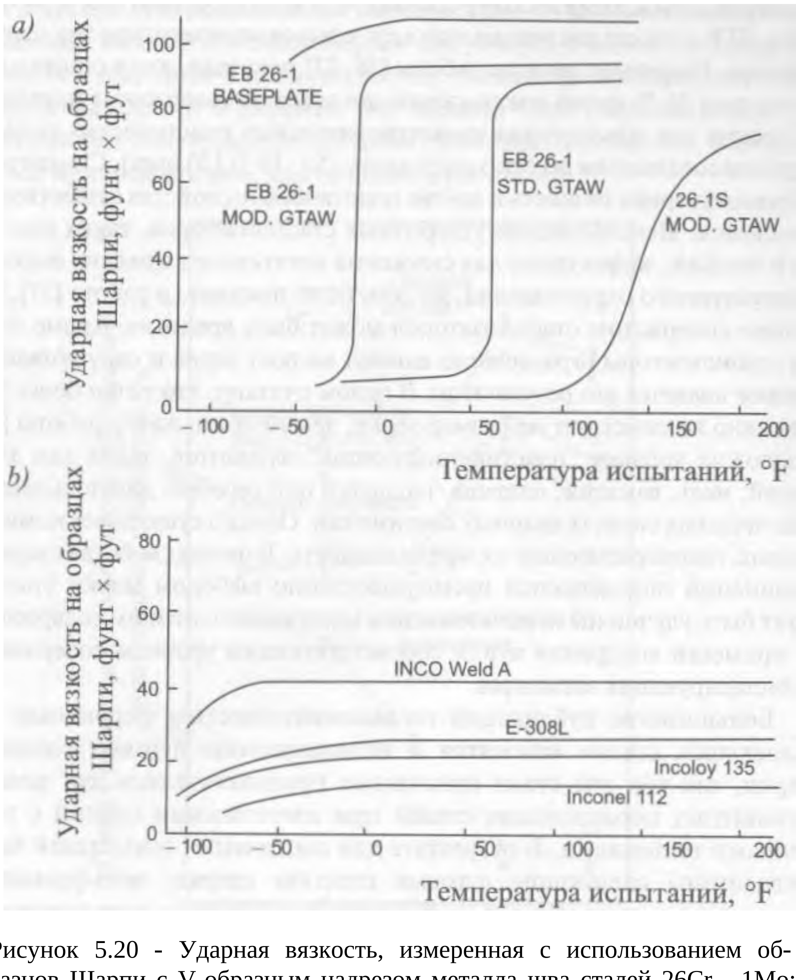


Рисунок 5.20 - Ударная вязкость, измеренная с использованием образцов Шарпи с V-образным надрезом металла шва сталей 26Cr - 1Mo: ***a*** **—** дуговая сварка вольфрамовым электродом в защитном газе с соответствующей присадкой (модифицированная техника сварки, обеспечивающая лучшую защиту шва по сравнению с традиционной техникой); ***b*** - дуговая сварка металлическим покрытым электродом с различными аустенитными присадочными материалами [39]

регулирование режимом сварки (автор не указал параметры режима сварки). Использование дуговой сварки металлическим покрытым электродом с применением различных аустенитных сварочных материалов (см. рис. 5.20*b*) предотвращает резкое изменение температуры перехода из хрупкого состояния в вязкое, которое продемонстрировали швы, выполненные дуговой сваркой вольфрамовым электродом без присадочного материала (GTA), но при этом верхние значения ударной вязкости оказались малы. Вероятно также, что ударная вязкость ЗТВ и пластические свойства таких швов будут низкими. Использование послесварочной термической обработки для улучшения свойств сварных соединений не исследовалось.

Автор работы [36] установил, что уровень тепловложения сварочного источника незначительно влияет на пластические свойства сталей с содержанием хрома 26 %, возможно, потому, что рост зерна был значителен при всех тепловложениях. Несмотря на это, рекомендуется минимизировать тепловложение для таких материалов. Кроме того, учитывая тенденцию к резкому росту зерна, не следует применять предварительный подогрев, а нагрев металла при наличии нескольких проходов необходимо минимизировать [39]. Как и в случае низкохромистых сталей, было показано, что послесварочная термическая обработка улучшает свойства металла по сравнению с состоянием после сварки преимущественно за счет изменения природы дисперсных выделений, вызывающих высокотемпературное охрупчивание. Влияние послесварочной термообработки при температуре 850 °C (1560 °F) на пластические свойства стали с содержанием 26 % хрома представлено на рис. 5.21. Быстрое охлаждение с температур послесварочной термической обработки обеспечивает повышение пластических свойств в диапазоне температур испытаний на растяжение, в то время как медленное охлаждение дает резкое снижение пластических свойств [36]. Послесварочная термическая обработка с последующим резким охлаждением способствует растворению выделений, образовавшихся при сварке, и сдерживает их образование вновь, в то время как медленное охлаждение с температур послесварочной термической обработки приводит к повторному образованию выделений по границам зерен. Считают, что послесварочная термическая обработка аналогично влияет и на ударную вязкость сварных соединений.

Использование аустенитных нержавеющих присадочных материалов улучшает свойства металла шва высокохромистых сталей (см. рис. 5.20*b*), обеспечивая дуплексную аустенито-ферритную структуру. Но такие сварочные материалы должны применяться с осторожностью, так как они могут вызвать коррозию в сварных конструкциях. Также возможно применять присадочные материалы на основе никеля, хотя различие химиче-

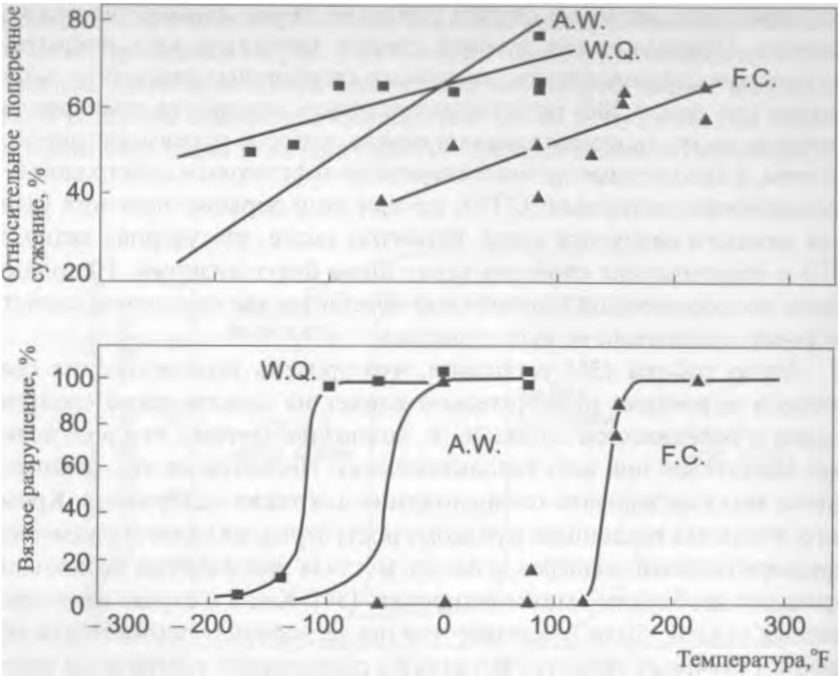


Рисунок 5.21 - Влияние скорости охлаждения на пластические свойства стали марки 26 Cr при охлаждении с температуры 850 °C (1560 °F) послесварочной термической обработки [36]
Обозначение на поле рисунка: A.W. — в состоянии после сварки; W.Q. - закалка в воде; E.C. - охлаждение с печью.

ского состава с основным металлом может снизить коррозионную стойкость в некоторых средах. Кроме того, применение таких присадочных материалов может привести к образованию интерметаллидных фаз на границе сплавления [41]. Как следствие, для соединения высокохромистых сталей предпочтительно применение присадочных материалов химического состава, соответствующего основному металлу, с добавлением стабилизирующих элементов (особенно титана) с целью измельчения зерна и минимизации влияния высокотемпературного охрупчивания.

Хотя по таким процессам, как лазерная и электроннолучевая сварка [сварочные источники с высокой плотностью энергии (HED)] для соединения рассматриваемых сталей, информации недостаточно, однако эти способы сварки являются перспективными благодаря присущим им малому тепловложению и высокой скорости охлаждения. Также перспективны способы сварки с формированием сварного соединения в твердой фазе, исходя из возможности образования мелкозернистой структуры сварного соединения и минимизации влияния высокотемпературного охрупчивания. К сожалению, по этим сварочным процессам применительно к высокохромистым сталям также информации недостаточно.

5.5 СВАРИВАЕМОСТЬ

Большая часть информации по свариваемости ферритных нержавеющих сталей связана с растрескиванием, вызванным водородом (HIC) или возникающим при кристаллизации в процессе сварки. Исследование этих явлений в основном ограничивается среднехромистыми сталями. Низкохромистые стали имеют низкую склонность к растрескиванию при сварке, в то время как высокохромистые в целом свариваются при весьма жестком соблюдении требований к режимам сварки, чтобы избежать образования трещин, либо используются соединения без применения сварки. Как отмечается в работах [6, 42-44], среднехромистые стали склонны к обоим видам растрескивания, указанным выше.

5.5.1 Кристаллизационное растрескивание при сварке

Кристаллизационное растрескивание при сварке возникает в последние моменты кристаллизации вследствие совместного воздействия сегрегации примесей и легирующих элементов, которая способствует образованию жидких пленок по границам зерен, и термомеханических процессов. Растрескивание наиболее часто связано с кристаллизацией границ зерен, где сегрегация элементов наиболее сильна, что и дает наименее высокую температуру кристаллизации. Если первой образующейся твердой фазой является феррит, то склонность к кристаллизационным трещинам в целом низка. Все ферритные нержавеющие стали первоначально кристаллизуются в виде феррита, поэтому такой вид растрескивания встречается относительно редко. Добавки легирующих элементов, таких как тиган и ниобий, и высокий уровень содержания примесей могут повысить вероятность кристаллизационных трещин, так как сегрегация при кристаллизации может привести к образованию легкоплавких жидких пленок вдоль границ зерен. Этот тип сталей имеет относительно узкий интервал кристаллизации, который ограничивает уровень деформаций, возникающих в процессе кристаллизации. Влияние поведения при кристаллизации на склонность к горячим трещинам при кристаллизации более подробно рассмотрено в главе 6.

Относительная склонность к кристаллизационному растрескиванию сталей марок 430, 26Cr-1Mo (E-Brite^{R}) и аустенитной марки 304,

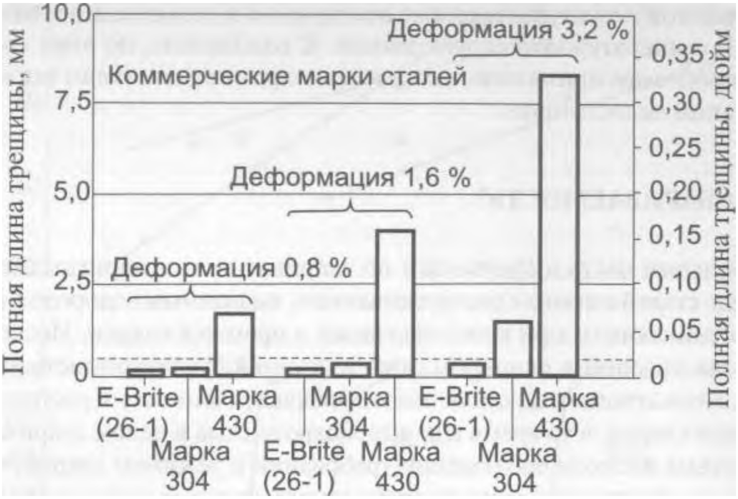


Рисунок 5.22 — Склонность к образованию кристаллизационного растрескивания в сварных соединениях некоторых коммерческих нержавеющих сталей, определяемая при испытании по методике Varestraint [42]

определенная по методике Varestraint, показана на рис. 5.22. Кристаллизационные трещины в стали марки 430 связывают с наличием углерода, серы, фосфора и азота, а в стабилизированной стали 26Cr — 1 Mo - также и с наличием ниобия и титана. Существенное снижение склонности к образованию трещины наблюдалось при содержании углерода и азота менее 0,04 %, а титана - менее 0,65 %. Весьма вероятно образование ликвационной трещины в ЗТВ этих сталей, однако, об этом не сообщалось.

Авторы работ [6, 44] также сообщили об образовании кристаллизационных трещин в металле швов, полностью ферритных и содержащих ниобий. Вероятно, в стали марки 430Nb добавка азота снижает склонность к растрескиванию за счет образования более благоприятной структуры при кристаллизации вследствие влияния нитридов, богатых ниобием. Добавка азота приводит также к образованию мартенсита в металле шва. Металл таких швов содержит и титан, который, вероятно, увеличивает склонность к образованию трещин. Было показано, что стали, содержащие стабилизирующие элементы - титан и ниобий, имеют по оси шва зону перехода от столбчатых к равноосным кристаллитам [45, 46]. Такая переходная зона измельчает зерно в центре шва. что может быть эффекгивным для повышения сопротивления к образованию кристаллизационных трещин в сварном шве.

5.5.2 Высокотемпературное охрупчивание

Высокотемпературное охрупчивание — одна из наиболее серьезных проблем, возникающих при сварке ферритных нержавеющих сталей. Как отмечалось в разделе 5.2.3, этот вид охрупчивания зависит от двух факторов - химического состава и микроструктуры и наиболее опасен для высокохромистых сталей. Высокий уровень содержания элементов внедрения, особенно углерода и азота, оказывает аддитивный (дополняющий) эффект. Крупное зерно также способствует хрупкости, особенно в ЗТВ. Совместное воздействие размера зерна и концентрации элементов внедрения показано на рис. 5.7. Высокотемпературное охрупчивание может привести к резкому снижению ударной вязкости и пластических свойств металла шва и ЗТВ по сравнению с основным металлом. Например, на рис. 5.23 показано, что разрушение произошло в металле ЗТВ с крупным зерном стали марки 436 при холодном деформировании, а трещина прошла по телу зерна. Морфология разрушения — внутризеренный скол (рис. 5.24), что является свидетельством хрупкого разрушения ферритной стали.

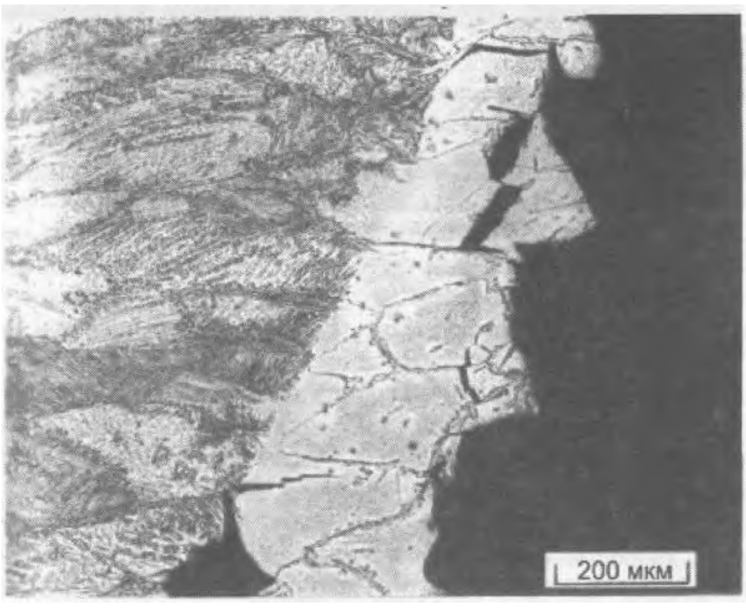


Рисунок 5.23 - Разрушение ЗТВ при холодном деформировании сварного соединения из стали марки 436, выполненного дуговой сваркой вольфрамовым электродом в защитном газе присадочным металлом марки 308L
Следует обратить внимание, что разрушение произошло по ЗТВ с крупным зерном.

Рисунок 5.24 — Вид межкристаллитного скалывания поверхности разрушения, изображенного на рис. 5.23

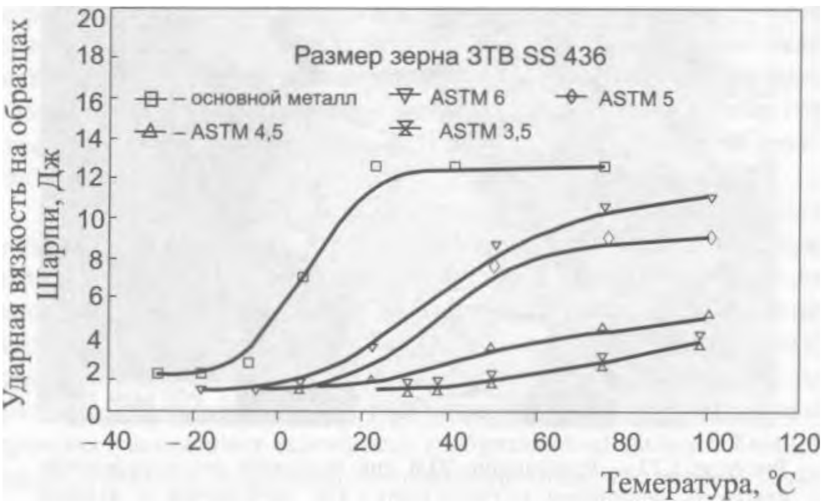


Рисунок 5.25 — Влияние размера зерна на ударную вязкость микроструктуры моделированной ЗТВ из стали марки 436

Последующее изучение влияния размера зерна в металле ЗТВ проводили посредством получения различной микроструктуры ЗТВ стали марки 436 на термомеханическом симуляторе марки Gleeble™. При изменении размера зерна от 6 (очень мелкое зерно) до 3,5 по стандарту ASTM температура перехода из хрупкого состояния в вязкое увеличивается, а верхнее значение ударной вязкости резко снижается, как показано на рис. 5.25. Следует отметить, что даже умеренный рост зерна в этой стали увеличивает температуру перехода из хрупкого состояния в вязкое до температуры выше комнатной.

5.5.3 Растрескивание, вызванное водородом

Авторы работы [6] изучали также склонность стали марки 430Nb к растрескиванию, вызванному водородом, и установили, что и металл шва, и ЗТВ склонны к трещинам при наличии мартенсита по границам ферритных зерен. Разрушение часто носило характер “задержанного типа”, так как для диффузии водорода требовался инкубационный период. Правильно выбранные подогрев и режим послесварочной термической обработки, как было установлено, устраняют эту проблему (см. разд. 5.7).

5.6 КОРРОЗИОННАЯ СТОЙКОСТЬ

Коррозионную стойкость ферритных нержавеющих сталей можно резко снизить сваркой. Эти стали могут быть склонны к различным формам коррозии, включая межкристаллитную коррозию (IGC), щелевую и питтинговую. Благодаря отсутствию никеля эти материалы в целом стойки к коррозионному растрескиванию под напряжением и потому перспективны в качестве альтернативы аустенитным нержавеющим сталям при работе в хлорсодержащей среде.

Щелевой и питтинговой коррозии можно избежать, правильно выбрав марки стали, в то время как стойкость к межкристаллитной коррозии крайне чувствительна к технологии сварки и условиям после сварки. Межкристаллитная коррозия в сварных соединениях ферритных нержавеющих сталей рассмотрена в работах [2, 38, 47, 48]. Общее мнение сводится к тому, что межкристаллитная коррозия является следствием сенсибилизации аналогично аустенитным нержавеющим сталям. Согласно изложенному, выделение карбидов, обогащенных хромом, и/или нитридов по границам зерен создает там зоны, обедненные хромом, подверженные коррозионным атакам. Поэтому стойкость к межкристаллитной коррозии в значительной степени зависит от уровня содержания примесей внедрения, как показано на рис. 5.26. Механизм межкристаллитной коррозии детально рассмотрен в главе 6.

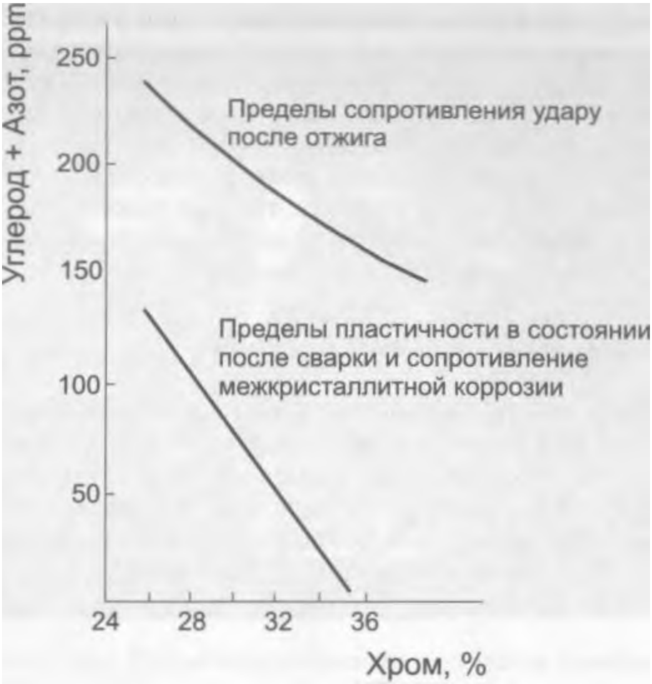


Рисунок 5.26 — Влияние содержания примесей внедрения C + N и содержания хрома на пластические свойства в состоянии после сварки и межкристаллитную коррозию [2]

При сварке углерод и азот полностью растворяются в расплавленном металле и объемах ЗТВ, нагреваемых свыше 1000 °C (1830 °F) (температура колеблется в зависимости от скорости нагрева). При охлаждении обогащенные хромом карбиды $Cr_{23}C_6$ и нитриды Cr_2N могут выделяться как по границам зерен, так и внутри них, что зависит от скорости охлаждения и концентрации азота и углерода. При высоких скоростях охлаждения выделение идет преимущественно внутри зерна, а при низкой скорости охлаждения - по границам зерен. В микроструктуре металла в состоянии после сварки в средне- и высокохромистых сталях эти выделения наблюдаются в обоих случаях.

В сталях при высоком уровне суммарного содержания углерода и азота (более 1000 • 10^{-6} (более 1000 ppm)) выделения этих соединений по границам зерен не подавляются даже закалкой с высокой скоростью охлаждения, и такие стали склонны к межкристаллитной коррозии после сварки. В сталях с низким и умеренным уровнем содержания углерода и азота (примерно от 200 до 500 • 10^{-6} (от 200 до 500 ppm)) высокая скорость охлаждения — эффективный инструмент для подавления выделений указанных химических соединений по границам зерен, и существует критический диапазон скоростей охлаждения, при выходе за который произойдет сенсибилизация. Этот диапазон обычно перекрывает скорости охлаждения, типичные для дуговой сварки. Стали с очень низким суммарным содержанием углерода и азота наиболее стойки к межкристаллитной коррозии, но в высокохромистых сталях критическое содержание примесей внедрения должно быть очень низким для обеспечения пластичных свойств сварного соединения (см. рис. 5.26). Зависимость коррозионной стойкости и пластичности сварных швов от содержания хрома и примесей внедрения представлена в табл. 5.8. Необходимость иметь крайне низкое содержание указанных элементов в высокохромистых сталях обусловлено их природной склонностью как к межкристаллитной коррозии, так и к высокотемпературному охрупчиванию при сварке.

Термическая обработка после сварки может существенно повысить стойкость к межкристаллитной коррозии ферритных нержавеющих сталей. Нагрев в интервале температур от 700 до 950 °C (от 1290 до 1740 °F) эффективен против образования металла, обедненного хромом, вокруг выпавших по границам зерен карбидов хрома за счет интенсификации диффузии последнего. Такая термическая обработка, как показано ранее, эффективна для улучшения пластических свойств и ударной вязкости. Обычно рекомендуют для высокохромистых сталей быстрое охлаждение с температур термической обработки, чтобы избежать потенциального охрупчивания вследствие интенсивного образования выделений по границам зерен (см. рис. 5.21).

Таблица 5.8 — Предельное содержание углерода и азота в зависимости от содержания хрома для обеспечения пластичности и стойкости к межкристаллитной коррозии в состоянии после сварки

Хром,%	Суммарное содержание углерода и азота, ppm	
	Сопротивление к межкристаллитной коррозии [a)]	Пластичность [b)]
19	60-80	700, не более
26	100-130	20-500
30	130-200	80-100
35	250	20, не более

[a)] Испытания велись в кипящей смеси сульфата железа и 50%-ного раствора серной кислоты.

[b)] Определялась изгибом вокруг оправки 5,08 мм (толщина металла 2,54 мм).

Источник информации: Demo [2].

Примечание — ppm = 10^{-6}.

Стойкость к межкристаллитной коррозии как к высокотемпературному охрупчиванию может быть повышена за счет добавок стабилизирующих элементов, таких как титан и ниобий [2, 48]. Эти элементы образуют стойкие карбиды типа МС, которые сопротивляются растворению в процессе выдержки при высоких температурах. Требуемое количество стабилизирующих элементов меняется от стали к стали, но в целом безопасный уровень таких элементов в высокохромистых сталях определяется выражением: 6 (C + N) или 0,20 + 4 (C + N) [48]. Влияние значения Ti / (C + N) на межкристаллитную коррозию в термически обработанных образцах стали 26Cr — 1Mo показано на рис. 5.27. При приближении этого значения к 10 высокотемпературная выдержка, аналогичная термическому циклу сварки, слабо влияет на коррозионную стойкость. Для стали марки 409 в работе [49] было предложено определять количество титана и ниобия по выражению Ti + Nb > 0,08 + + 8(C + N).

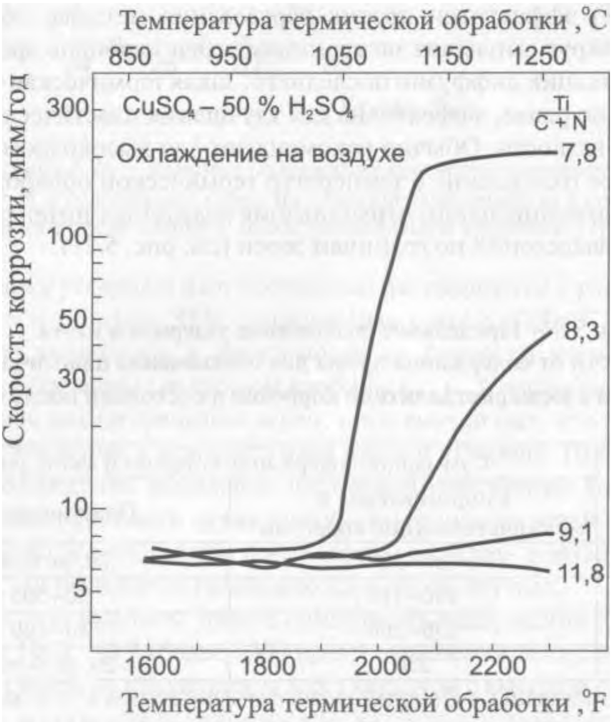


Рисунок 5.27 - Влияние воздействия выдержки при высокой температуре и значения Ti/(C + N) на межкристаллитную коррозию стали 26Cr— 1Mo [48]

Влияние стабилизирующих элементов в зоне расплавления не ясно, так как при плавлении весьма вероятно растворение карбидов и нитридов. При охлаждении с высокой скоростью возможно образование выделений, богатых хромом, влияющих на межкристаллитную коррозию. Пример межкристаллитной коррозии в ЗТВ нержавеющей стали марки 409 приведен на рис. 5.28. Это разрушение произошло в тонколистовой стали при выдержке в морской воде. Совместное воздействие приложенных сил и остаточных напряжений в присутствии ионов хлора привело к коррозионному разрушению. При детальном рассмотрении рисунка можно различить наличие мартенсита по границам зерен (аналогично рис. 5.13) и разрушение, произошедшее по границе феррит—мартенсит. Это является следствием воздействия механизма сенсибилизации, описанного ранее, при котором образование карбидов, богатых хромом, вдоль указанной границы привело к обеднению этим элементом примыкающих объемов металла.

В общем стойкость к межкристаллитной коррозии сварных соединений ферритных нержавеющих сталей определяется рядом факторов, включая уровень содержания хрома и элементов внедрения, а также скорость охлаждения при сварке. Для сварных соединений необхо-

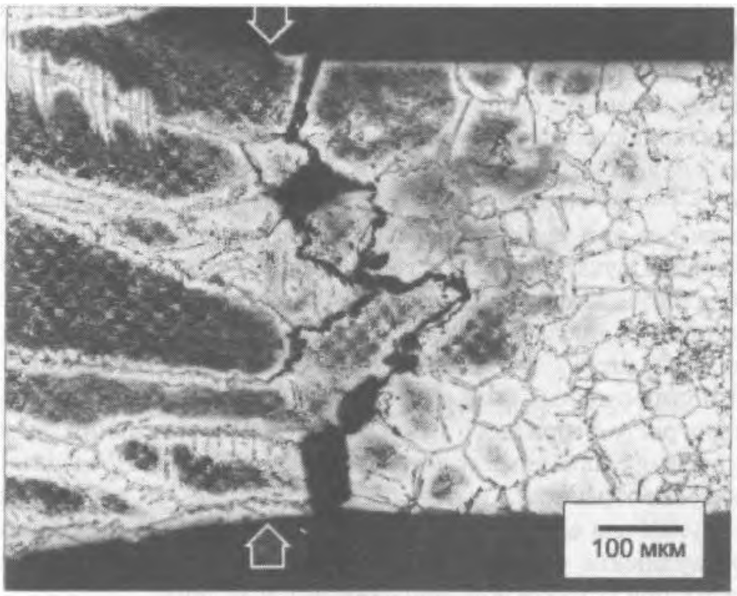


Рисунок 5.28 - Разрушение в ЗТВ нержавеющей стали марки 430 вследствие межкристаллитной коррозии
Разрушение проходит вдоль границы феррит-мартенсит. Стрелками показано положение границы сплавления.

димо применять стали с низким содержанием элементов внедрения, а сварочные процессы должны обеспечивать максимально высокую скорость охлаждения. При возможности настоятельно рекомендуется применение послесварочной термической обработки, так как она благотворно воздействует на стойкость к межкристаллитной коррозии и высокотемпературному охрупчиванию.

5.7 ПОСЛЕСВАРОЧНАЯ ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА

Как отмечалось в предыдущих разделах данной главы, послесварочная термическая обработка ферритных нержавеющих сталей может быть полезна для восстановления ударной вязкости и пластических свойств, а также коррозионной стойкости сварных соединений. В некоторых случаях температуры предварительного подогрева и промежуточные между проходами следует также регулировать для оптимизации свойств сварных соединений. При этом предлагаемые рекомендации позволяют существенно влиять на микроструктуру [7, 8]. Для полностью ферритных сварных швов не требуется подогрева, и он фактически может усилить рост зерна и выпадение выделений, так как при этом снижается скорость охлаждения. Послесварочная термическая обработка при температуре от 750 до 800 °С (от 1382 до 1472 °F) может использоваться для снижения остаточных сварочных напряжений, хотя такая обработка слабо влияет на микроструктуру.

Однако послесварочная термическая обработка может быть очень вредна для высокохромистых высокомолибденовых сталей, таких как марок 25-4-4, 29-4 или 29-4-2, вследствие быстрого образования сигма- или/и хи-фаз при таких температурах. Авторы работы [20] отметили, что эти фазы в указанном диапазоне температур для аналогичных сталей образуются за минуты. Для сварных швов, содержащих мартенсит, рекомендуются предварительный подогрев в интервале температур от 200 до 300 °С (от 392 до 572 °F) и такая же температура между проходами в многопроходных швах. Однако при этом следует учитывать тенденцию к росту ферритного зерна и дисперсных выделений, вызываемых низкими скоростями охлаждения сварных швов. Послесварочная термическая обработка в интервале температур от 750 до 800 °С также используется для снижения остаточных сварочных напряжений и отпуска мартенсита, если таковой образуется. Этот интервал ниже температуры, при которой повторно образуется аустенит.

Автор работы [50] также показал благотворное влияние послесварочной термической обработки на ударную вязкость металла ЗТВ сталей марок 405 и 430 (рис. 5.29). Полагают, что существенное изменение температуры перехода из хрупкого состояния в вязкое — результат от-

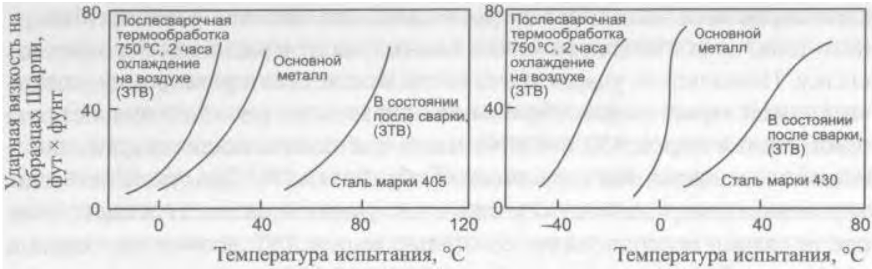


Рисунок 5.29 — Влияние послесварочной термической обработки на ударную вязкость ЗТВ сталей марок 405 и 430 [50]

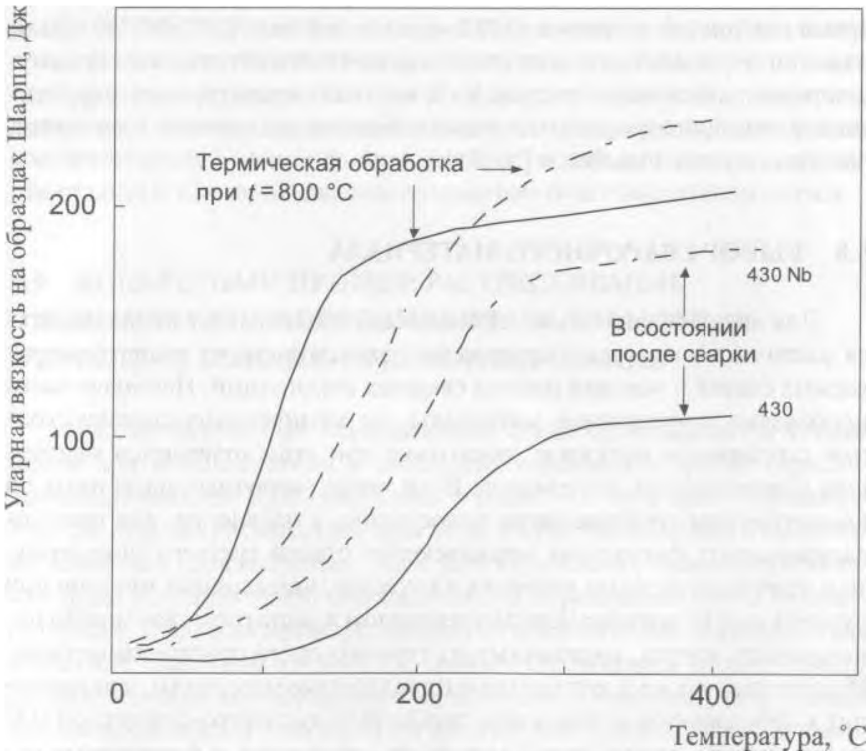


Рисунок 5.30 — Изменение ударной вязкости металла шва на образцах Шарли из сталей марок 430 (сплошная линия) и 430Nb (штриховая линия) в зависимости от температуры [7]

пуска мартенсита. Такая термическая обработка может также улучшить характеристики холодного деформирования металла в области сварного шва, хотя имеется немного данных, подтверждающих эту предпосылку. Повышение ударной вязкости вследствие применения послесварочной термической обработки показано на рис. 5.30 для металла швов сталей марок 430 и 430Nb как в состоянии после сварки, так и после послесварочной термической обработки [7]. Присущее стабилизированным маркам сталей увеличение ударной вязкости в состоянии после сварки по сравнению со сталью марки 430, возможно, связано с отсутствием мартенсита в микроструктуре металла в состоянии после сварки. Наличие мартенсита в стали марки 430 также позволяет предполагать более существенное повышение ударной вязкости после послесварочной термической обработки. Как следует из данных, представленных на рис. 5.30, изменение температуры перехода из хрупкого состояния в вязкое составляет 100 °C (180 °F) для стали марки 430, в то время как для стали марки 430Nb оно составляет 50 °C (90 °F). Такое изменение ударной вязкости стали марки 430Nb обусловлено преимущественно снижением тенденции к высокотемпературному охрупчиванию, связанному в свою очередь с избытком дисперсных выделений, богатых хромом и ниобием [30, 35].

5.8 ВЫБОР СВАРОЧНОГО МАТЕРИАЛА

Для сварки ферритных нержавеющих сталей могут использоваться различные сварочные материалы в зависимости от свойств свариваемых сталей и условий работы сварных соединений. Наиболее часто используют присадочные материалы, по химическому составу сходные с основным металлом, поскольку при этом отмечается наилучшая совместимость материалов. Если такие сварочные материалы по коммерческим соображениям недоступны, в частности, для высоколегированных ферритных нержавеющих сталей третьего поколения, то в производственных условиях в качестве присадочных прутков при дуговой сварке вольфрамовым электродом в защитном газе можно использовать прутки, нарезанные из тонкого листа основного металла. Используют также и аустенитные присадочные материалы, что приводит к образованию металла шва двухфазной аустенито-ферритной микроструктуры, причем такой металл по отношению к ферритному металлу нержавеющих сталей имеет существенно более высокие ударную вязкость и пластические свойства. Аустенитные сварочные материалы часто выбирают для сварки ферритных нержавеющих сталей первого и второго поколения. Как отмечалось ранее, рискованно применять аустенитные сварочные материалы для сварки ферритных нержавеющих сталей третьего поколения, поскольку они часто эксплуатируются в хлорсодержащей среде, и при этом необходима стойкость к коррозионному растрескиванию под напряжением.

Сварочные материалы на основе никеля также совместимы с ферритными нержавеющими сталями и позволяют получить полностью аустенитный наплавленный металл. Такие сварочные материалы обычно используются при сварке высокохромистых сталей для получения швов с коррозионной стойкостью, соответствующей основному металлу, при обеспечении высоких механических свойств металла шва. В частности, правильно подобранные сварочные материалы на основе никеля, такие как ERNiCrMo-3 по AWS A5.14, могут обеспечить высокохромистым ферритным нержавеющим сталям стойкость к коррозионному растрескиванию под напряжением при эксплуатации в хлорсодержащей среде. Аустенитные и никелевые присадочные материалы могут использоваться при сварке соединений из разнородных металлов - ферритных сталей с иными типами сталей: конструкционными углеродистыми или другими марками нержавеющих сталей. В таких случаях выбор сварочных материалов должен обеспечить сварному шву коррозионную стойкость, соответствующую наименее коррозионностойкой заготовке в зависимости от среды, в которой сварное соединение будет эксплуатироваться.

5.9 КОНКРЕТНЫЙ ПРИМЕР: РАСТРЕСКИВАНИЕ В ЗОНЕ ТЕРМИЧЕСКОГО ВЛИЯНИЯ СТАЛИ МАРКИ 436 В ПРОЦЕССЕ ХОЛОДНОГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ

Многие ферритные нержавеющие стали прокатывают в тонкие листы для использования в автомобилестроении и других отраслях промышленности. Как отмечалось в главе 1, с этой целью применяется оборудование Sendzimir, при этом в качестве исходного продукта используется горячекатаная сталь. Для повышения производительности труда исходная лента сваривается для образования бухты большего объема. В данном примере две бухты горячекатаной листовой стали марки 436 толщиной 6,4 мм (0,25 дюйма) сваривались за один проход дуговой сваркой вольфрамовым электродом в защитном газе с подогревом проволоки и присадочной аустенитной проволокой стали марки 308. Из такой двойной бухты затем сматывалась единая бухта, которая служила в качестве исходного продукта для холодной прокатки.

При размотке единой бухты и пропускании металла через оборудование Sendzimir иногда образовывались трещины в ЗТВ швов, выполненных дуговой сваркой вольфрамовым электродом в защитном газе.

Обычно это происходило на первом или втором проходе через указанное оборудование и было связано с растяжением и изгибом металла при проходе через нижний валок до начала обжима. В большинстве случаев полоса полностью разрушалась, требуя остановки оборудования и смены исходного металла. Поперечное сечение сварного шва и характерная сплошная на всю толщину трещина, образовавшаяся после одного прохода обжатия, показаны на рис. 5.31. Следует заметить, что трещина образовалась в зоне грубого зерна в ЗТВ. Микрошлиф и

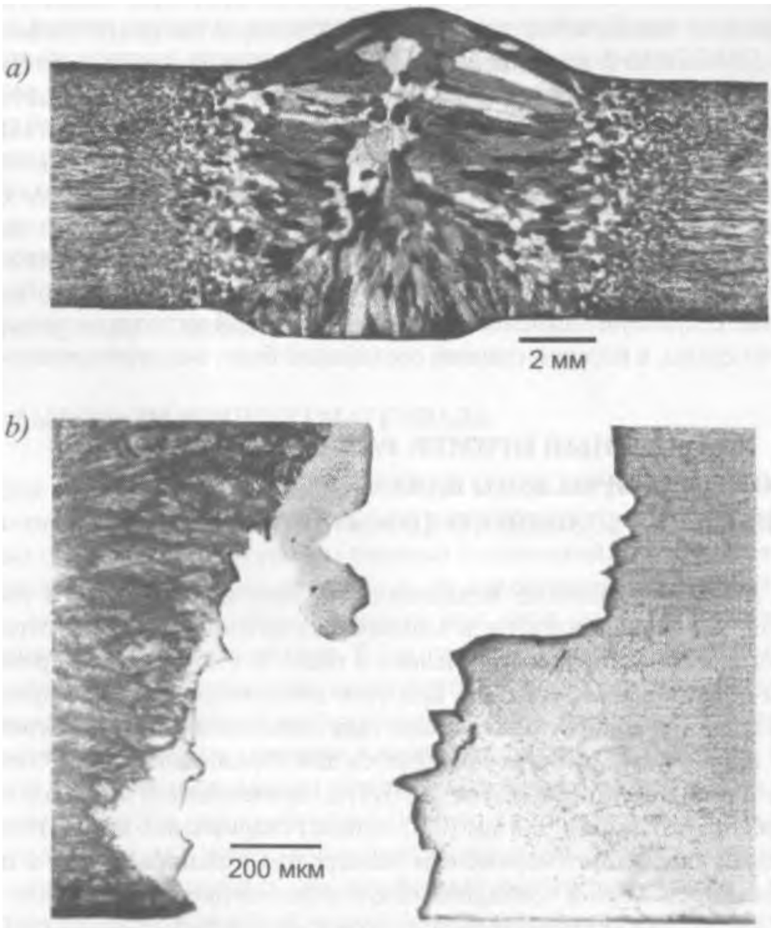


Рисунок 5.31 — Сварное соединение, выполненное дуговой сваркой вольфрамовым электродом в защитном газе горячекатаной стали марки 436 с присадочным металлом марки 308: ***a*** — в состоянии после сварки; ***b*** — разрушение после одного прохода холодной прокатки

фрактограмма этого разрушения показаны на рис. 5.23 и 5.24, соответственно. Разрушение является результатом высокотемпературного охрупчивания в ЗТВ. Влияние роста зерна на ударную вязкость моделированной ЗТВ стали марки 436 показано на рис. 5.25. Увеличение размера зерна смешает температуру перехода из хрупкого состояния в вязкое в область температуры выше комнатной и существенно снижает предельное верхнее значение ударной вязкости.

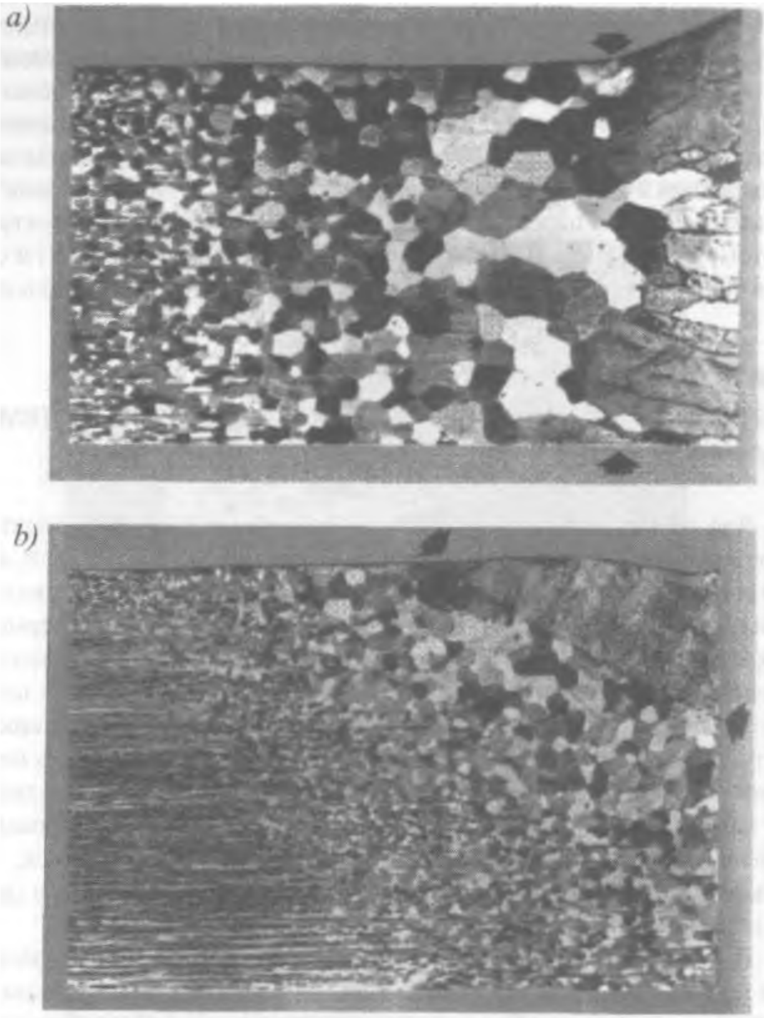


Рисунок 5.32 — Уменьшение размера зерна вследствие применения двухпроходной сварки: ***a*** - однопроходная сварка; ***b*** - двухпроходная сварка

Для предупреждения растрескивания при холодном обжатии стали марки 436 использовалось несколько подходов. Для соединения металла бухт была разработана технология двухпроходной дуговой сварки вольфрамовым электродом в защитном газе, при которой размер зерна в ЗТВ уменьшался, как показано на рис. 5.32. Также применялась кратковременная термическая обработка для снятия сварочных напряжений - нагрев в течение 10 мин при температуре 800 °C (1470 °F). После термической обработки зачищалась выпуклость шва заподлицо с основным металлом, и металл в горячем состоянии перематывался в бухту. Перед холодным обжатием бухты охлаждались до температуры 20 °C (70 °F). Такая мера была принята для повышения ударной вязкости металла в соответствии с данными рис. 5.25, так как большинство разрушений происходило в зимние месяцы в бухтах, хранимых в неотапливаемых помещениях. Сочетание управления размером зерна, применения послесварочной термической обработки и контроля температуры металла перед холодным обжатием было очень эффективно, поэтому вследствие высокотемпературного охрупчивания в ЗТВ сварного соединения случаи разрушения металла бухт были исключены.

5.10 КОНКРЕТНЫЙ ПРИМЕР: МЕЖКРИСТАЛЛИТНОЕ КОРРОЗИОННОЕ РАСТРЕСКИВАНИЕ ПОД НАПРЯЖЕНИЕМ В ЗОНЕ ТЕРМИЧЕСКОГО ВЛИЯНИЯ СТАЛИ МАРКИ 430

Для размещения ответственного коммуникационного электронного оборудования с целью защиты от электромагнитных полей, которые могут вывести его из строя или повредить, требуются специальные меры. Такая защита обеспечивается изготовлением сварных герметичных металлических конструкций (типа шкафов), не допускающих попадания внутрь электромагнитного излучения. Обычно такие шкафы изготавливают из углеродистой стали с окраской, но для снижения затрат на их последующий ремонт они были спроектированы из нержавеющей стали марки 430. Сталь поставлялась в виде листов толщиной 1,2 мм (0,048 дюйма, американский 18-й калибр) и гофрированных панелей крыши. Применялась дуговая сварка как плавящимся, так и вольфрамовым электродом в защитном газе с использованием присадочных материалов близкого химического состава.

В сварных швах панелей крыши было обнаружено растрескивание почти сразу после изготовления конструкций. Трещины заварили ручной дуговой сваркой вольфрамовым электродом. По истечении некоторого времени в отремонтированных швах вновь возникали трещины. Поперечное сечение одного из таких угловых швов, выполненных дуговой сваркой плавящимся электродом в защитном газе, показано на рис. 5.33. Следует обратить внимание на весьма крупное зерно в металле сварного шва и ЗТВ. Типичное разрушение таких швов показано на рис. 5.28. Микрошлиф области разрушения при большом увеличении показан на рис. 5.34. Разрушение проходит по границам ферритных зерен и границам феррита и мартенсита. На рис. 5.35 показана фрактограмма разрушения.

Для выявления природы такого разрушения важно учитывать рабочую среду сварной конструкции. Конструкция располагалась на тропическом острове и почти ежедневно подвергалась воздействию дождевых штормов. Тропическое солнце нагревало конструкцию до температуры, близкой к 150 °C (300 °F). Проект крыши был таков, что вследствие термического расширения десяти метровых панелей вблизи сварного шва, присоединяющего панели крыши, имели место растягивающие напряжения. Комбинация напряжений и воздействие

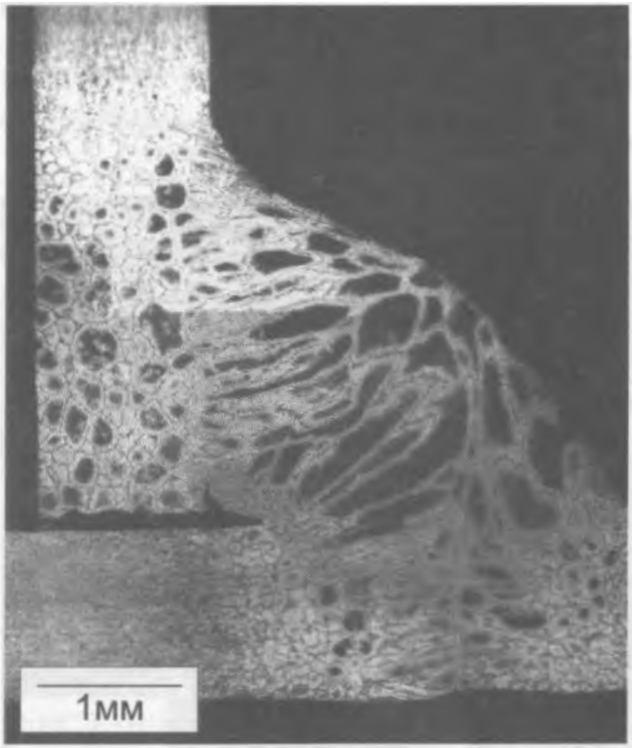


Рисунок 5.33 - Поперечное сечение углового шва, выполненного дуговой сваркой плавящимся электродом в защитном газе из листов стали марки 430

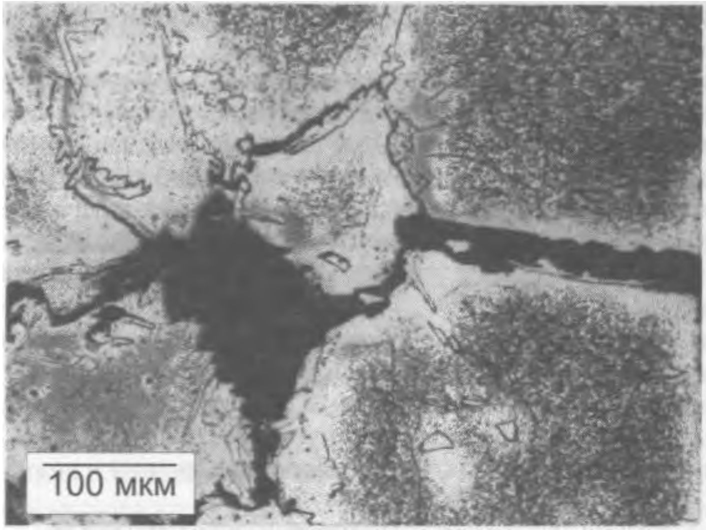


Рисунок 5.34 — Межкристаллитное коррозионное растрескивание под напряжением (IGSCC) вдоль границ ферритных зерен в ЗТВ стали марки 430

Следует обратить внимание на то, что трещины распространяются вдоль границы раздела мартенсит—феррит.

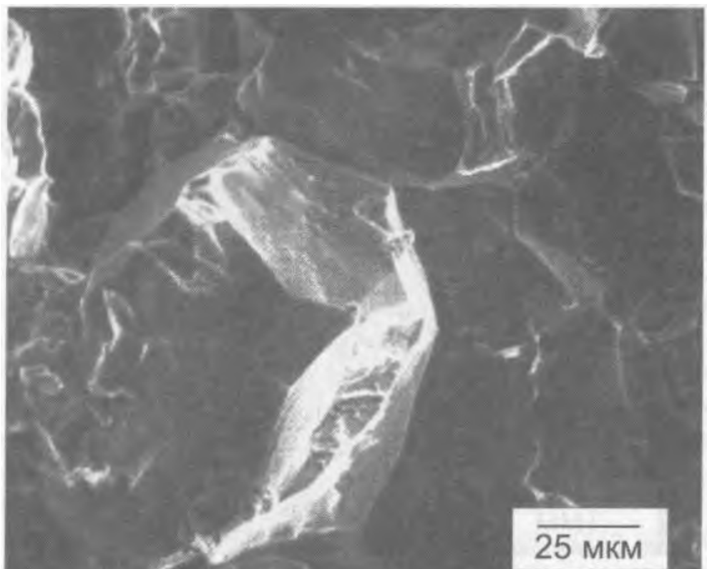


Рисунок 5.35 - Поверхность разрушения в ЗТВ стали марки 430 вследствие межкристаллитного коррозионного растрескивания под напряжением

ионов хлора, поступающих с тропическими ливнями, способствовали коррозионному растрескиванию под напряжением. Сварка фактически ускорила этот процесс, так как ремонтные швы еще более перегревали конструкцию, способствуя укрупнению зерна и процессу сенсибилизации, а также повышали концентрацию напряжений в точках приложения растягивающих напряжений изгиба. Эта ситуация могла быть предотвращена, если бы правильно был выбран основной металл. Например, стабилизированные стали марки 439 или 468 более стойки к процессу межкристаллитного коррозионного растрескивания под напряжением по сравнению со сталью марки 430. Выбор этих сталей предотвращает сенсибилизацию металла ЗТВ, являющуюся результатом выделения карбидов $M_{23}C_6$ по границам ферритных или ферритно-мартенситных зерен за счет образования более стойких карбидов титана и ниобия типа МС.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК К ГЛАВЕ 5

[1] Thielsch, H. 1951. Physical and welding metallurgy of chromium stainless steels, ***Welding Journal,*** 30(5):209s-250s.

[2] Demo, J. J. 1977. Structure and constitution of wrought ferritic stainless steels, in ***Handbook of Stainless Steels,*** D. Peckner and I. M. Bernstein, eds., McGrow-Hill, New York.

[3] Lacombe, P., Baroux B., and Beranger, G., eds. 1993. ***Stainless Steels,*** Les Editions de Physique. Les Ulis, France.

[4] Castro, R., and Tricot, R. 1962. Etudes des transformations isothermes dans les aciers inoxydables semi-ferritiques a 17 % de chrome. ***Memories Scientifiques de la Revue de Metallurgie,*** Part I, 59:587—596; Part 2, 59:587-596.

[5] Baerlecken, E., Fischer, W., and Lorenz, K. 1961. Investigations concerning the transformation behavior, the notched impact toughness and susceptibility to intergranular corrosion of iron—chromium alloys with chromium contents to 30 %, ***Stahl und Eisen,*** 81(12):768.

[6] Nishio, Y., Ohmae, T., Yoshida, Y., and Miura, A. 1971. Weld cracking and mechanical properties of 17 % chromium steel weldment, ***Welding Journal,*** 50(1):9s-18s.

[7] Castro, R. J., and de Cadenet J. J. 1974. ***Welding Metallurgy of Stainless and Heat-Resisting Steels.*** Cambridge University Press, Cambridge.

[8] Folkhard, E., ***Welding Metallurgy of Stainless Steels,*** Spriger-Verlag, Berlin (in German; 1998, English translation).

[9] Hayden, H.W., and Floreen S. 1950. The influence of martensite and ferrite on the properties of two-phase stainless steels having micro-duplex microstructures, ***Metallurgical Transactions,*** Vol. 1, pp. 1955—1959.

[10] Wright, R. N., and Wood, J. R. 1977. Fe—Cr—Mn microduplex ferritic martensitic stainless steels, ***Metallurgical Transactions,*** 8A: 1977—2007.

[11] Thomas, R. and Apps, R. L. 1980. Weld heat-affected zone properties of AISI 409 ferritic stainless steel, in ***Toughness of Ferritic Stainless Steels,*** ASTM STP 706, R. A. Lula, ed., American Society for Testing and Materials, West Conshohocken. PA, pp. 161—183

[12] Lippold, J. C. 1996. Unpublished research.

[13] Wiliams, R. O. 1958. Furthur studies of the iron-chromium system. ***Trans. AIME, 2)2:497.***

[14] Wiliams, R. O., and Paxton, H. W. 1957. The nature of aging of binary iron-chromium alloy around 500 °C, ***JISI,*** 185:358-374.

[15] Marcincowski, M. J., Fisher, R. M., and Szirmae, A. 1964. Effect of 500 °C aging on the deformation behavior of an iron-chromium alloy. ***Trans. A/ME,*** 230:676-689.

[16] Shortsleeve, E. J., and Nicholson, M. E. 1951. Transformation in ferritic chromium steels between 1 100 °C and 1 500 °C, ***Trans. ASM.*** 43:142-156.

[17] Grobner, P. J. 1973. The 885 °F (475 °C) embrittlement of ferritic stainless steels, ***Met. Trans.*** 4:251-260.

[18] Zappfe, C. A., and Worden, C. O. 1951. A notch-bend ***test, Welding Journal,*** 30(l):47s-54s.

[19] Bandel, G., and Tofaute, W. 1941. ***Arch. Eisenhut.,)5(7):307.***

[20] Kiesheyer, H., and Brandis, H. 1977. Ausscheidungs- und Versprodungsverhalten nickel-haltiger Superferite (Precipitation and embrittlement of nickel containing Supcrfcritcs), ZcitBchrift fur Wcrkstoffech, 8(3):69—77.

[21] Semchysen, M., Bond, A. P.. and Dundas, H. J. 1971. Effects of composition on ductility and toughness of ferritic stainless steels, in ***Proceedings of the Symposium Toward Improved Ductility and Toughness,*** Kyoto, Japan, p. 239.

[22] Plumtree, A., and Gullberg, R. 1980. The influence of interstitial and some substitutional alloying elements, in ***Toughness of Ferritic Stainless Steels,*** ASTM STP 706, R. A. Lula, ed., American Society for Testing and Materials, West Conshohocken, PA, pp. 34—35.

[23] Grubb, J. F., and Wright, R. N. 1979. The role of C and N in the brittle fracture of Fe-26Cr, ***Metallurgical Transactions,*** 10A: 1247-1255.

[24] Wright, R. N. 1980. Toughness of ferritic stainless steels, in ***Toughness of ferritic stainless steels,*** ASTM STP 706, R. A. Lula, ed., American Society for Testing and Materials, West Conshohocken, PA. pp. 2-23.

[25] Pollard, B. 1974. Effect of titanium on the ductility of 26 % chromium, low interstitial ferritic stainless steel, ***Metals Technology,*** 1:31.

[26] Richter, J., and Finke, P. 1976. Freiberger Forschungschefte Metallurgie, B 172:55.

[27] Krivobok, V. N. 1935. ***Transactions of the American Society for Metals,*** pp. 1—56.

[28] Binder, W. O., and Spendelow, H. R. 1951. The influence of chromium on the mechanical properties of plain chromium steels. ***Transactions of the American Society for Metals.*** 43:759—772.

[29] Castro, R., and Tricot, R. 1964. Study of the isothermal transformations in 17 % Cr stainless steels, 2: influence of carbon and nitrogen, ***Metal Treatment and Drop Forging,*** 31 (231):469.

[30] Thomas, C. R., and Robinson, F. P. A. 1978. Kinetics and mechanism of grain growth during welding in niobium-stabilized 17 % Cr stainless steels. ***Metals Technology,*** 5(4): 133.

[31] ASM. 1973. ***ASM Metals Handbook,*** 8th ed., Vol. 8, ASM International, Materials Park, OH. p. 424.

[32] Kaltenhauser, R. H. 1971. Improving the engineering properties of stainless steels. ***Metals Engineering Quarterly,*** 11(2):41-47.

[33] Balmforth, M. C., and Lippold, J. C. 2000. A new ferritic-martensitic stainless steel constitution diagram. ***Welding Journal,*** 79(12):339s-345s.

[34] Lippold, J. C., and Shademan, S. Unpublished research.

[35] Hunter, G. B., and Eagar, T. W. 1980. Ductility of stabilized ferritic stainless steel welds, ***Metallurgical Transactions,*** 11 A:213—218.

[36] Pollard, B. 1972. Ductility of ferritic stainless weld metal, ***Welding Journal,*** 51 (4):222s—230s.

[37] Wright, R. N. 1971. Mechanical behavior and weldability of a high chromium ferritic stainless steel as a function of purity, ***Welding Journal,*** 50(10) :434s—440s.

[38] Demo, J. J. 1971. Mechanism of high temperature embrittlement and loss of corrosion resistance in AISI Type 446 stainless steel, ***Corrosion.*** 27(12):531.

[39] Krysiak, K. F. 1980. Weldability of the new generation of ferritic stainless steels: update, in ***Toughness of Ferritic Stainless Steels,*** ASTM STP 706, R. A. Lula, ed., American Society for Testing and Materials, West Conshohocken, PA, pp. 221—240.

[40] Krisiak, K. F. 1986. Welding behavior of Ferritic stainless steels: an overview. ***Welding Journal,*** 65(4):37—41.

[41] Grubb, J. F. Private communication, Allegheny-Ludlum.

[42] Kah, D. H.. and Dickinson, D. W. 1981. Weldability of ferritic stainless steels, ***Welding Journal,*** 60(8): 135s— 142s.

[43] DeRosa, S., Jacobs, M. H., Jones, D. G., and Sherhod. C. 1979. Studies of TIG weld pool solidification and weld bead microstructure in stainless steel tubes, in ***Solidification and Casting of Metals,*** Metals Society, London, p.416.

[44] Sawhill, J. M., Jr., and Bond, A. P. 1976. Ductility and toughness of stainless steel welds. ***Welding Journal,*** 55(2):33s—41s.

[45] Villafuerte. J. C., and Kerr H. W. 1990. The effect of alloy composition and welding conditions on columnar-equiaxed transitions in ferritic stainless steel gas-tungsten arc welds. ***Metallurgical Transactions A,*** Vol. 2IA(7):2009—2019.

[46] Washko, S. D., and Grubb, J. F. 1991. The effect of niobium and titanium dual stabilization on the weldability of 11 % chromium ferritic stainless steels, in ***Proceedings of the International Conference on Stainless Steels,*** Chiba, Japan, published by Iron and Steel Institute of Japan.

[47] Bond, A P. 1969. Mechanism of intergranular corrosion in ferritic stainless steels. ***Transactions of MME,*** 245(8):2127-2134.

[48] Nichol, T. J., and Davis, J. A. 1978. Intergranular corrosion testing and sensitization of two high-chromium ferritic stainless steels, in ***Intergranular Corrosion of Stainless Alloys,*** ASTM STP 656, R. E Steigerwald, ed.. American Society for Testing and Materials, West Conshohocken, PA, pp. 179-196.

[49] Fritz, J.D., and Franson, I.A 1997. Sensitization and stabilization of Type 409 ferritic stainless steel. ***Materials Performance,*** August, pp. 57-61.

[50] Hooper, R. A. E. 1972. Ferritic stainless steels, ***Sheet Metal Industries,*** 49(1):26.

ГЛАВА 6

АУСТЕНИТНЫЕ НЕРЖАВЕЮЩИЕ СТАЛИ

Аустенитные нержавеющие стали представляют собой самую большую группу из основных групп нержавеющих сталей и производятся по массе в самом большом количестве по сравнению со сталями других групп. Они имеют высокую коррозионную стойкость в различных средах, прочность на уровне низкоуглеродистых, минимальный предел текучести при комнатной температуре составляет 210 МПа, они не являются термоупрочняемыми. Ударная вязкость этих сталей при низких температурах достаточно высокая, что позволяет применять аустенитные стали в криогенной технике, температура эксплуатации может достигать 760 °С (1400 °F) и выше, при этом прочность и сопротивление к окислению большинства этих сталей невысокие при таких высоких температурах.

Аустенитные нержавеющие стали могут быть значительно упрочнены холодной обработкой. Они часто используются для изделий, требующих высокой коррозионной стойкости в атмосферных условиях, а также при повышенных температурах. В целом их считают свариваемыми, если соблюдаются соответствующие требования нормативной документации.

Элементы, способствующие образованию аустенита, прежде всего никель, вводят в эти стали в больших количествах, обычно более 8 %. Другими аустенизаторами являются углерод, азот и медь. Углерод и азот — сильные аустенизаторы, как следует из различных формул никель-эквивалент (см. гл. 3). Углерод добавляют в эти стали для повышения прочности при высоких температурах (для повышения сопротивления к ползучести). Азот добавляют в некоторые стали с целью увеличения прочности, в основном при температуре окружающей среды и в условиях криогенных температур, причем прочность может повыситься более чем в два раза. Упрочненные азотом стали обозначают добавлением символа N к их обозначениям по стандартам AISI серии 300 (например. 304LN). Стали AISI серии 200 (т. е. 201) также упрочнены азотом и обычно поступают под торговыми марками, такими как Nitronic®.

Диапазон химического состава стандартных аустенитных нержавеющих сталей. %:

хром	от 16,00 до 25,00;
никель	от 8,00 до 20,00;
марганец	от 1,00 до 2,00;
кремний	от 0,50 до 3,00;
углерод	от 0,02 до 0,08 (при содержании не более 0,04 % в обозначение марки стали вводится символ L);
молибден	от 0,00 до 2,00;
азот	от 0,00 до 0,15;
титан и ниобий	от 0,00 до 0,20.

Аустенитные нержавеющие стали в целом имеют высокие пластические свойства, включая ударную вязкость, и показывают значительное удлинение при растяжении. Они дороги из-за более высокого содержания хрома, чем мартенситные и ферритные стали с низким по отношению к среднему значению содержанием этого легирующего элемента.

Несмотря на высокую стоимость, аустенитные нержавеющие стали часто обеспечивают экономические выгоды по сравнению с другими группами нержавеющих сталей, поскольку имеют ряд технических преимуществ, особенно по технологии формообразования и свариваемости.

Существует широкое разнообразие аустенитных нержавеющих сталей, но стали серии 300 являются старейшими и наиболее широко используемыми. Большинство этих сталей разработано на системе 18Cr - 8Ni с добавками легирующих элементов или модификаторов для улучшения свойств либо для создания специфических свойств. Основа сталей этой серии — сталь марки 304, вместе со сталью марки 304L наиболее часто используются из числа сталей аустенитного класса. В стали марки 316 введено примерно 2 % молибдена взамен примерно такого же количества хрома для повышения сопротивления к питтинговой коррозии.

Стабилизированные стали марок 321 и 347 содержат небольшие добавки титана или ниобия, соответственно для связывания углерода и снижения склонности к межкристаллитной коррозии вследствие выделения карбидов хрома. Марки с символом L были более популярны в 1960—1970 гг. благодаря разработке специального процесса переплава — аргоно-кислородной декарбюризации (AOD), которая снизила ценовую разницу между стандартными (не низкоуглеродистыми) и марками с символом L. Низкоуглеродистые стали (марок 304L и 316L) широко используются в условиях опасности возникновения межкристаллитной коррозии и коррозионного растрескивания под напряжением. Образование различных форм коррозионного воздействия рассмотрено далее в настоящей главе.

Аустенитные нержавеющие стали имеют широкую область применения в различных отраслях народного хозяйства. Их используют в конструкциях опор и емкостей, в архитектуре, кухонном оборудовании и в медицинском оснащении. Они широко применяются не только благодаря их коррозионной стойкости, но также вследствие хороших обрабатываемости, формообразования, свариваемости и долговечности. Некоторые высоколегированные марки этих сталей используются при очень высоких температурах (свыше 1000 °С (1830 °F)), например в таре для термической обработки. В дополнение к высокому содержанию хрома такие стали содержат повышенное количество кремния (иногда - алюминия) и углерода для сохранения стойкости к окислению и/или карбюризации, а также прочности.

Следует отметить, что обычные аустенитные нержавеющие стали неудовлетворительно работают в таких средах, как, например, морская вода, хлорсодержащие среды или в средах высокощелочных. Это связано со склонностью к коррозионному растрескиванию под напряжением - с явлением, воздействующим на основной металл, ЗТВ и металл шва. Необходимо проявлять осторожность при выборе нержавеющих сталей, если они будут воспринимать значительные напряжения в таких средах. Основные аспекты и последствия коррозионного растрескивания под напряжением рассмотрены далее.

6.1 СТАНДАРТНЫЕ СТАЛИ И ПРИСАДОЧНЫЕ МАТЕРИАЛЫ

Аустенитные нержавеющие стали выпускаются в обозначениях Американского института железа и стали (AISI) двумя сериями. Стали серии 200 имеют высокое содержание углерода, марганца и азота и используются для специальных целей, например, если требуется обеспечить сопротивление к фрикционной коррозии. В сталях этой серии по сравнению со сталями серии 300 содержание никеля ниже, а углерода и азота выше. Стали серии 300 - наиболее широко используемые аустенитные стали. Они представлены в табл. 6.1, а более подробный перечень таких сталей приведен в приложении 1.

Таблица 6.1— Химический состав стандартных деформированных аустенитных нержавеющих сталей [a], %

Марка	По UNS	C	Mn	P	S	Si	Cr	Ni	Mo	N	Другие элементы
201	S20100	0,15	5,5-7,5	0,060	0,03	1,00	16,0-18,0	3,3-5,5	--	0,25	
302	S30200		2,0	0,045			17,0-19,0	8,0-10,0			
304	S30400	0,08					18,0-20,0	8,0-10,5			
304L	S30403	0,03						8,0-12,0			
304H	S30409	0,04-0,10						8,0-10,5			
308	S30800	0,08					19,0-21,0	10,0-12,0			
309	S30900	0,20					22,0-24,0	12,0-15,0			
310	S31000	0,25					24,0-26,0	19,0-22,0			
316	S31600	0,08					16,0-18,0	10,0-14,0	2,0-3,0		
316L	S31603	0,03									
317	S31700	0,08					18,0-20,0	11,0-15,0	3.0-4.0		
321	S32100						17,0-19,0	9,0-12,0			Ti: 5 x C - 0,70
330	S33000	0,10				0,75-1,50	17,0-20,0	34,0-37,0			—
347	S34700	0,08				1,0	17,0-19,0	9,0-13,0			Nb: 10 xC-1,00

[a] Единственное число соответствует максимальному значению.

Широко используемые стали марок 304, 316, 321 и 347, и их модификации принадлежат к типу “18-8” при номинальном содержании хрома 18 %, никеля — от 8 до 10 %. Стали, имеющие в обозначении марки символ L, содержат низкое номинальное количество углерода (не более 0,03 %) и обладают повышенной стойкостью к межкристаллитному воздействию. Стали, имеющие в обозначении марки символ H, содержат не более 0,1 % углерода. Они используются при повышенных температурах, так как обладают повышенной жаропрочностью по сравнению со стандартными сталями или сталями, имеющими в обозначении символ L. В сталях серии 300, имеющих в обозначении марки символ N (304N, 316N), добавка азота может составлять 0,20 % или более, если в стали содержится повышенное количество марганца (марганец увеличивает растворимость азота в аустенитной фазе). Повышенное содержание азота в аустенитных нержавеющих сталях увеличивает прочность и стойкость к фрикционной и питтинговой коррозии.

Стали, содержащие титан и ниобий, известны как “стабилизированные” (например, марки 321 и 347). Термин связан с тем, что наличие этих двух элементов стабилизирует в стали выделения карбида хрома типа $M_{23}C_6$. Ниобий и титан сами образуют стабильные карбиды типа MC при повышенных температурах, что ограничивает формирование карбида хрома $M_{23}C_6$. Добавка до 1 % этих двух элементов резко понижает содержание углерода в твердом растворе, затрудняя выделение карбида хрома. Это снижает склонность к так называемой сенсибилизации, которая в аустенитных сталях может вызвать межкристаллитную коррозию. Данное явление более подробно рассмотрено в разделе 6.6.

Существует большое количество специальных сталей, включая супераустенитные стали. Они обладают уникальными свойствами, в том числе и по свариваемости.

В табл. 6.2 приведены присадочные материалы аустенитных нержавеющих сталей. Следует обратить внимание, что эта таблица разделена на три части, отражающие наличие трех стандартов AWS для присадочных материалов:

1) стандарт AWS A5.4 для покрытых электродов (SMAW);

2) стандарт AWS A5.9 для непокрытых и трубчатых (порошковых) электродов с металлическим наполнителем (GTAW и GMAW);

3) стандарт AWS A5.22 для порошковых проволок с флюсовым наполнителем (FCAW).

Многие присадочные материалы включены во все три стандарта, но диапазон химического состава различных элементов может отличаться.

Таблица 6.2 — Химический состав присадочных материалов аустенитных нержавеющих сталей по классификации AWS [а)] %

Марка	По UNS	C	Mn	P	S	Si	Cr	Ni	Mo	N	Другие элементы
	Часть 1: Покрытые электроды по стандарту A WS A5.4										
219	W32310	0,06	8,0-10,0				19,0-21,5	5,5-7,0		0,10-0,30	
308	W30810	0,08									
308H	W30810	0,04-0,08					18,0-21,0	9,0-11,0			
308L	W30813	0,04	0,5—2,5	0,04		1,00			0,75		
309	W30910	0,15									
309L	W30917	0,04					22,0-25,0	12,0-14,0			
310	W31010	0,08-0,20	1,0-2,5	0,03	0,03	0,75	25,0-28.0	20,0-22,5			-
316	W31610	0,08								-	
316H	W31610	0,04-0,08					17,0-20,0	11,0-14,0	2,0-3,0		
316L	W31613	0,04	0,5-2,5			1,00					
317	W31710	0,08		0,04							
317L	W31713	0,04					18,0-21,0	12,0-14,0	3,0-4,0		
330	W88331	0,18-0,25	1,0-2,5			0,90	14,0-17,0	33,0-37,0	0,75		
347	W34710	0,08	0,5-2,5			1,00	18,0-21,0	9,0-11,0			Nb:8xC-l,00
Часть 2: Непокрытые электроды и прутки, трубчатые (порошковые) электроды с металлическим наполнителем и полосы по стандарту AWS A5.9											
219	S21980	0,05	8,0-10,0			1,00	19,0-21,5	5,5-7,0		0,10-0,30	
308	S30880	0,08		0,03	0,03				0,75		-
308H	S30880	0,04-0,08	1,0-2,5			0,30-0,65	19,5-22,0	9,0-11,0		-	
308L	S30883	0,03									

308Si	S30881	0,08	1,0-2,5	0,03	0,03	0,65-1,00	19,5-22,0	9,0-11,0	0,75	-	-
308LSi	S30888	0,03									
309	S30980	0,12				0,30-0,65	23,0-25,0	12,0-14,0			
309L	S30983	0,03									
309Si	S30981	0,12				0,65-1,00					
309LSi	S30988	0,03									
310	S31080	0,08-0,15	1,0-2,5	0,03	0,03	0,30-0,65	25,0-28,0	20,0-22,5	0,75		
316	S31680	0,08					18,0-20,0	11,0-14,0	2,0-3,0		
316H	S31680	0,04-0,08									
316L	S3I683	0,03									
316Si	S31681	0,08				0,65-1,00					
316LSi	S31688	0,03									
317	S31780	0,08				0,30-0,65	18,5-20,5	13,0-15,0	3,0-4,0		
317L	S31783	0,03				0,30-0,65					
330	N08331	0,18-0,25					15,0-17,0	34,0-37,0	0,75		
347	S34780	0,08					19,0-21,5	9,0-11,0			Nb: 10 x C-1,0
347Si	S34788					0,65-1,00					
Часть 3: Порошковые проволоки с флюсовым наполнителем для сварки в защитном газе по стандарту AWS A5.22 [b)]											
308	W30831	0,08	0,5-2,5	0,04	0,03	1,0	18,0-21,0	9,0-11,0	0,5	—	—
308L	W30835	0,04									
308H	W30831	0,04-0,08									
309	W30931	0,10					22,0-25,0	12,0-14,0			
309L	W30935	0,04									

Окончание таблицы 6.2

<table>
<tr><th>Марка</th><th>По UNS</th><th>C</th><th>Mn</th><th>P</th><th>S</th><th>Si</th><th>Cr</th><th>Ni</th><th>Mo</th><th>N</th><th>Другие элементы</th></tr>
<tr><td>310</td><td>W31031</td><td>0,20</td><td>1,0-2,5</td><td>0,03</td><td>0,03</td><td>1.0</td><td>25,0-28,0</td><td>20,0-22,5</td><td>0,5</td><td rowspan="5">-</td><td rowspan="4">—</td></tr>
<tr><td>316</td><td>W31631</td><td>0,08</td><td rowspan="4">0,5-2,5</td><td rowspan="4">0,04</td><td rowspan="4">0,03</td><td rowspan="4">1,0</td><td rowspan="2">17,0-20,0</td><td rowspan="2">11,0-14,0</td><td rowspan="2">2,0-3,0</td></tr>
<tr><td>316L</td><td>W31635</td><td rowspan="2">0,04</td></tr>
<tr><td>317L</td><td>W31735</td><td rowspan="2">18,0-21,0</td><td>12,0-14,0</td><td>3,0-4,0</td></tr>
<tr><td>347</td><td>W34731</td><td>0,08</td><td>9,0-11,0</td><td>0,5</td><td>Nb:8xC- 1,00</td></tr>
</table>

[a] Единственная величина является максимальной.

[b] Самозащитные порошковые электроды из нержавеющих сталей также включены в стандарт AWS A5.22. Они фактически имеют тот же химический состав, что и проволоки для сварки в защитном газе, за исключением повышенного содержания хрома применительно к сталям, содержащим феррит. Повышенное содержание хрома компенсирует повышенное содержание азота.

6.2 МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИЕ И МЕХАНИЧЕСКИЕ ОСОБЕННОСТИ АУСТЕНИТНЫХ СТАЛЕЙ

Аустенитные нержавеющие стали имеют такой состав и подвергаются такой термомеханической обработке, что их первичной структурой является аустенит. В зависимости от соотношения элементов ферритизаторов и аустени- заторов структура катаного или литого металла либо полностью аустенитная, либо это смесь аустенита и феррита. Два примера микроструктуры катаной нержавеющей аустенитной стали приведены на рис. 6.1. В одном случае микроструктура состоит из равноосных зерен аустенита, в другом — некоторое количество остаточного высокотемпературного феррита (дельта-феррит) вытянуто по направлению прокатки. Этот феррит появился в результате сегрегации элементов-ферритизаторов (прежде всего — хрома) при кристаллизации и термомеханической обработке. Обычно объемная доля такого феррита незначительна (менее 2—3 %), она не рассматривается как опасная для большинства изготавливаемых конструкций, однако ее наличие в микроструктуре катаного металла может снизить пластичность и потенциальную ударную вязкость аустенитных нержавеющих сталей. Места залегания феррита могут являться зонами преимущественного выделения карбида хрома $M_{23}C_6$ и сигма-фазы, причем последняя охрупчивает нержавеющую сталь.

Превращения в аустенитных нержавеющих сталях могут быть описаны посредством псевдобинарной диаграммы системы Fe-Cr-Ni при содержании 70 % железа [1], как отмечено в главе 2. Эта диаграмма вновь приведена на рис. 6.2. Следует заметить, что первичная кристаллизация в аустенитных нержавеющих сталях может происходить как в аустенит или как в феррит. На тройной диаграмме граница раздела двух фаз примерно соответствует 18Cr— 12Ni. При более высоких значениях соотношения хром/никель в результате первичной кристаллизации образуется дельта-феррит, а при более низких — аустенит. Следует обратить внимание на небольшую область в виде треугольника в температурном интервале кристаллизации, в которой существуют одновременно аустенит, феррит и жидкость. Сплавы, кристаллизующиеся как аустенит, расположенные левее этой области, имеют устойчивую аустенитную структуру при охлаждении вплоть до комнатных температур. Однако если стали кристаллизуются как феррит, то к концу кристаллизации они могут быть полностью ферритными либо представлять собой смесь феррита и аустенита. Вследствие наклона линии превращения феррита в аустенит основная масса или весь феррит превраща-

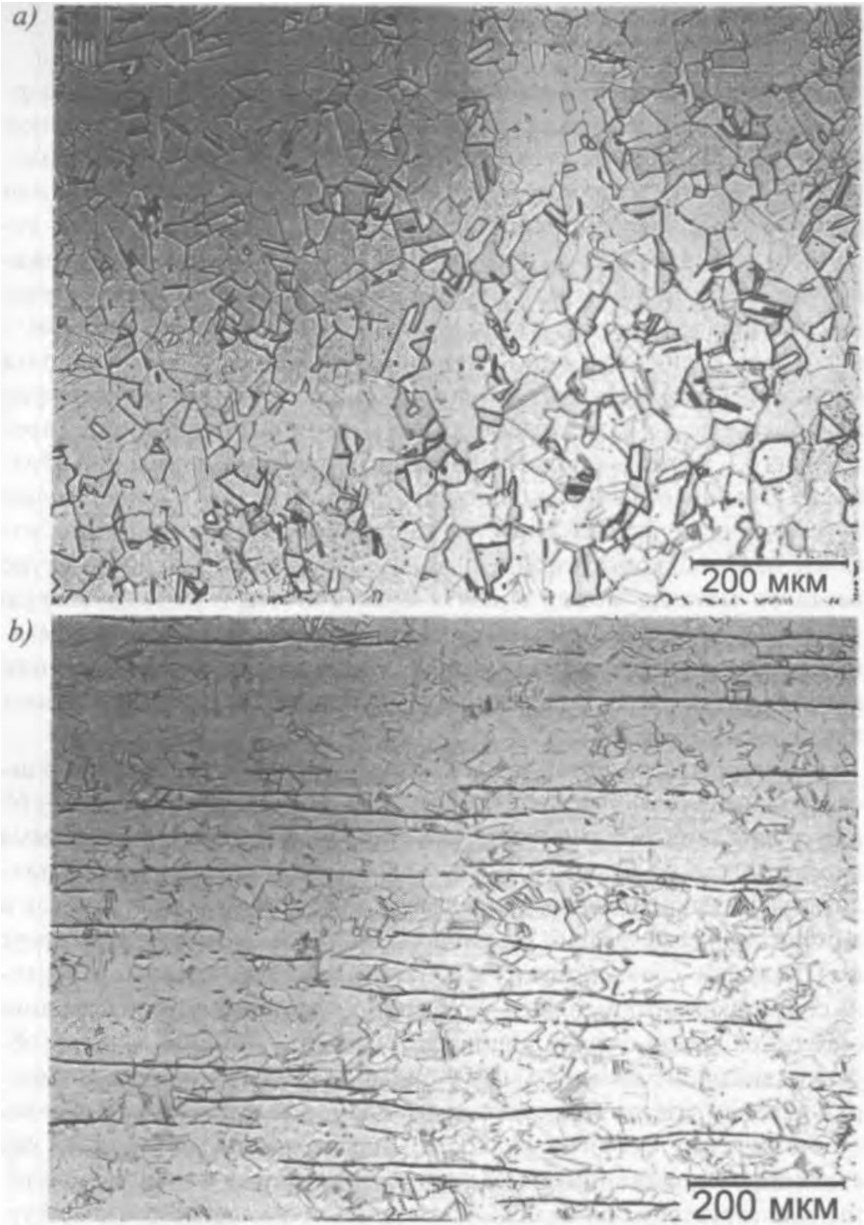


Рисунок 6.1 — Микроструктура листа стали марки 304: ***a*** **—** полностью аустенитная; ***b*** - аустенитная с ферритными волокнами

ется в аустенит при равновесных условиях охлаждения, что характерно для сплава 20Cr—10Ni, структура которого становится полностью аустенитной при охлаждении до температуры 1000 °С (1830 °F). При быстром охлаждении, характерном для условий сварки, превращение подавляется и в микроструктуре сохраняется некоторое количество феррита. Сущность этого явления более подробно изложена в разделе 6.3.1.

Влияние других легирующих элементов на фазовое равновесие аустенитных нержавеющих сталей может быть выявлено при использовании фазовых диаграмм, построенных с помощью термодинамического программного обеспечения, такого как ThermCalc™ [2]. В качестве примера на рис. 6.3 показаны диаграммы для Fe-l8Cr-10Ni-1,5Mn-0,5Si-0,04N при переменном углероде и Fe-10Ni-l,5Mn-0,5Si - 0,04C-0,04N при переменном хроме. Эти диаграммы очень схожи с диаграммами на рис. 2.5*а*, но дополнительно показывают условия выпадения карбидов и нитридов.

Рисунок 6.2 - Псевдобинарное сечение диаграммы системы Fe—Cr—Ni при содержании 70 % железа [1]

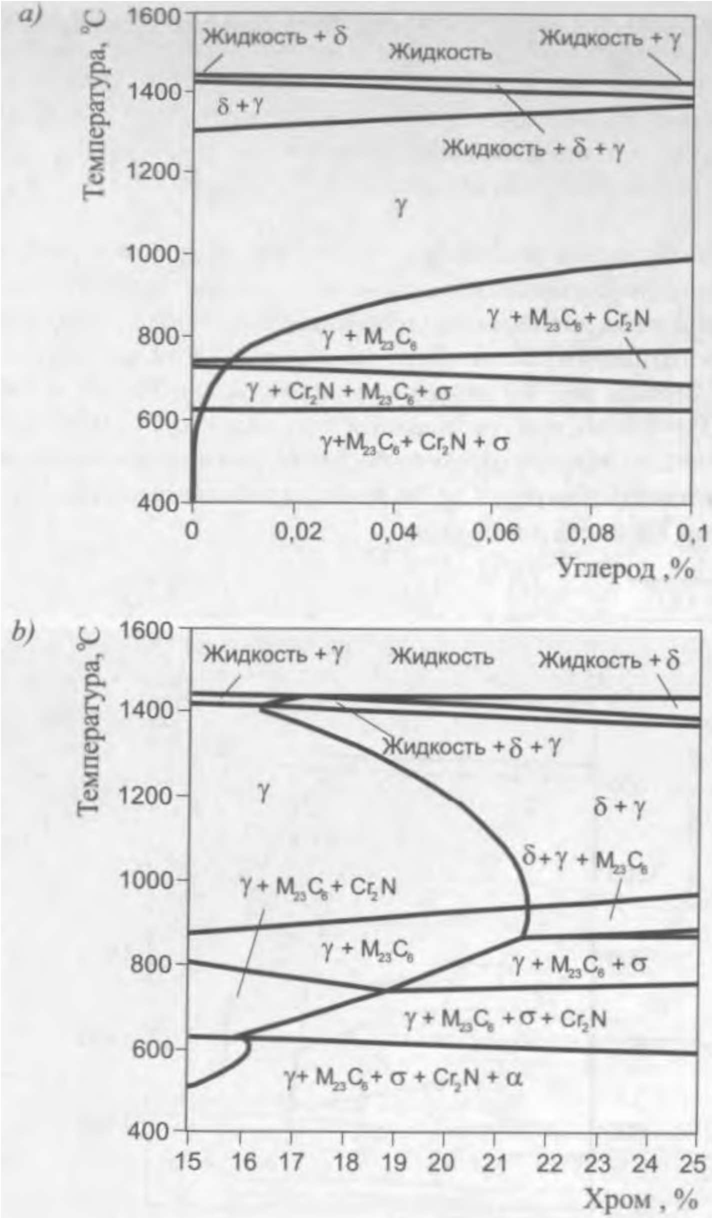


Рисунок 6.3 — Фазовые диаграммы, рассчитанные с помощью программного обеспечения ThermoCalc: ***a*** - Fe-18Cr-10Ni-1,5Mn—0,5Si—0,04N, содержание углерода переменное; ***b*** — Fe-10Ni-1,5Mn-0,5Si-0,04C-0,04N, содержание хрома переменное (Antonio Ramirez)

Различные выделения могут присутствовать в аустенитных нержавеющих сталях в зависимости от химического состава и характера термической обработки. Такие выделения, их структура и стехиометрический состав приведены в табл. 6.3. Карбиды практически присутствуют во всех аустенитных нержавеющих сталях, так как хром является сильным карбидообразователем. Добавки других карбидообразователей, в том числе молибдена, ниобия и титана, также способствуют образованию карбидов, механизм образования которых, включая влияние состава и температуры, весьма сложен. Вопросы карбидообразования наиболее полно изложены в работах [3,4].

Выделение карбидов $M_{23}C_6$ значительно влияет на коррозионную стойкость. Как показано на рис. 6.4, выделение этих карбидов происходит

Таблица 6.3 — Выделения в аустенитных нержавеющих сталях

Выделение	**Кристаллическая структура**	**Параметры решетки, нм**	**Стехиометрия**
MC	**ГЦК**	***a*** **= 0,424-0,447**	**Ti1C, NbC**
M_6C	**алмазная кубическая**	***a*** **= 1,062-1,128**	**$(FeCr)_3Mo_3C$; Fe_3Nb_3C; Mo_5SiC**
$M_{32}C_6$	**ГЦК**	***a*** **= 1,057-1,068**	**$(Cr,Fe)_{23}C_6$; $(Cr,Fe,Mo)_{23}C_6$**
NbN	**ГЦК**	***a*** **= 0,440**	**NbN**
Z-фаза	**тетрагональная**	***a*** **= 0,307; *c* = 0,7391**	**CrNbN**
Сигма-фаза	**тетрагональная**	***a*** **= 0,880; *c* = 0,454**	**Fe—Ni— Cr—Mo**
Фаза Лавеса (η)	**гексагональная**	***a*** **= 0,473; *c* = 0,772**	**Fe_2Mo; Fe_2Nb**
Хи-фаза (χ)	**ОЦК**	***a*** **= 0,8807-0,8878**	**$Fe_{36}Cr_{12}Mo_{10}$**
G-фаза	**ГЦК**	***a*** **= 1,12**	**$Ni_{I6}Ti_6Si_7$**
R	**гексагональная ромбоэдрическая**	***a*** **= 1,0903; *c*= 1,9342 *a* = 0,9011; α = 74° 27,5'**	**Mo—Co—Cr Mo—Co — Cr**
ε-Нитрид (Cr_2N)	**гексагональная**	***a*** **= 0,480; c = 0.447**	**Cr_2N**
Ni_3Ti	**гексагональная**	***a*** **=0,9654; c = 1,5683**	**Ni_3Ti**
$Ni_3(Al, Ti)$	**ГЦК**	***a*** **= 0,681**	**Ni_3Al**

Рисунок 6.4 - Выделение карбидов $M_{23}C_6$ в нержавеющей стали марки 304 с содержанием 0,05 % углерода [5].

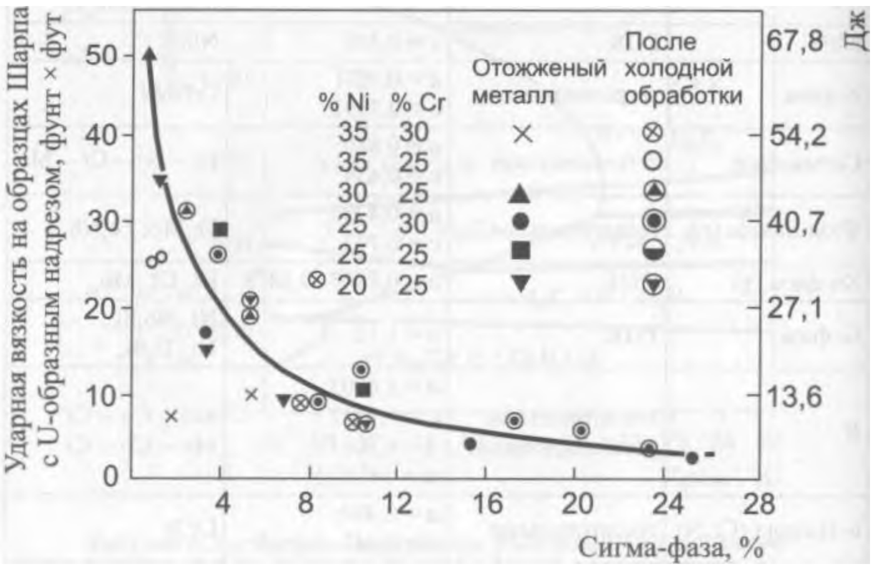


Рисунок 6.5 - Влияние сигма-фазы на ударную вязкость сплавов системы Fe-Cr-Ni при комнатной температуре [6].

очень быстро вдоль границ зерен в интервале температуры от 700 до 900 °С (от 1290 до 1650 °F). При несколько более длительном времени выдержки присутствие по границам зерен карбидов может привести к межкристаллитной коррозии при нахождении стальных изделий в определенных средах [5]. Такие реакции выделения ускоряются в сталях, подвергнутых холодной обработке.

В аустенитных нержавеющих сталях также могут образовываться различные фазы: сигма, хи, эта, G и Лавеса (см. табл. 6.3), особенно если стали содержат добавки молибдена, ниобия и титана. Как правило, эти фазы образуются при длительной выдержке при высокой температуре и приводят к охрупчиванию сталей. Пример влияния сигма-фазы на ударную вязкость сплавов системы Fe—Cr—Ni приведен на рис. 6.5. Следует отметить, что при содержании сигма-фазы менее 5 % ударная вязкость понижается более чем на 50 %.

6.2.1 Механические свойства

Минимальный уровень механических свойств при комнатной температуре ряда аустенитных нержавеющих сталей приведен в табл. 6.4. Эти свойства соответствуют сталям в горячекатаном и отожжен-

Таблица 6.4 — **Минимальные механические свойства катаных аустенитных нержавеющих сталей при комнатной температуре**

<table>
<tr><th rowspan="2">Марка</th><th colspan="2">Предел прочности</th><th colspan="2">Предел текучести</th><th rowspan="2">Относительное удлинение, %</th><th rowspan="2">Относительное сужение поперечного сечения, %</th></tr>
<tr><th>МПа</th><th>ksi</th><th>МПа</th><th>ksi</th></tr>
<tr><td>302</td><td rowspan="2">515</td><td rowspan="2">75</td><td rowspan="2">205</td><td rowspan="2">30</td><td rowspan="10">40</td><td rowspan="10">50</td></tr>
<tr><td>304</td></tr>
<tr><td>304L</td><td>480</td><td>70</td><td>170</td><td>25</td></tr>
<tr><td>308</td><td rowspan="4">515</td><td rowspan="4">75</td><td rowspan="4">205</td><td rowspan="4">30</td></tr>
<tr><td>309</td></tr>
<tr><td>310</td></tr>
<tr><td>316</td></tr>
<tr><td>316L</td><td>480</td><td>70</td><td>170</td><td>25</td></tr>
<tr><td>317</td><td rowspan="2">515</td><td rowspan="2">75</td><td rowspan="4">205</td><td rowspan="4">30</td></tr>
<tr><td>321</td></tr>
<tr><td>330</td><td>480</td><td>70</td><td>30</td><td>—</td></tr>
<tr><td>347</td><td>515</td><td>75</td><td>40</td><td>50</td></tr>
<tr><td colspan="7">Источник информации: ASM Handbook.Vol. 6. P. 468.</td></tr>
</table>

ном состоянии. Прочность может быть значительно повышена за счет применения холодной обработки. В целом аустенитные нержавеющие стали не могут быть существенно упрочнены за счет дисперсионного твердения или фазовых превращений. Некоторые специальные стали с повышенным содержанием никеля и титана могут быть упрочнены за счет выделения гамма-штрих фазы Ni_3 (Al, Ti), которая является обычным упрочнительным “агентом" в суперсплавах на никелевой основе. Эти сплавы рассматриваются в главе 8. В некоторых марках аустенитных сталей также возможно сформировать мартенсит, однако только в специфических условиях. Присутствие мартенсита наблюдалось в сталях, подвергнутых глубокой холодной обработке и/или при охлаждении металла до криогенных температур [3, 7].

6.3 МЕТАЛЛУРГИЯ СВАРКИ

Микроструктура при комнатной температуре зоны расплавления аустенитных нержавеющих сталей зависит одновременно от характера кристаллизации и от последующих твердофазных превращений. Все нержавеющие стали кристаллизуются в виде первичного феррита или аустенита как первичной фазы. Аустенитные нержавеющие стали в свою очередь кристаллизуются как первичный феррит или аустенит в зависимости от конкретного состава стали. Диапазон химического состава многих аустенитных нержавеющих сталей достаточно широк для того, чтобы были возможны оба характера кристаллизации. После кристаллизации могут возникнуть дополнительные превращения в твердой фазе при охлаждении до комнатной температуры. Эти превращения наиболее важны для сплавов, у которых образуется первичный феррит, так как основная часть этого феррита превратится в аустенит.

6.3.1 Микроструктурные превращения в зоне расплавления

В металле сварных швов аустенитных нержавеющих сталей возможны четыре основных типа кристаллизации и превращения в твердой фазе. Эти реакции приведены в табл. 6.5, они относятся к фазовой диаграмме системы Fe—Cr-Ni (рис. 6.6). Следует отметить, что типы кристаллизации A и AF соответствуют первичному образованию аустенита, так как первой твердой фазой образуется аустенит. Типы кристаллизации FA и F соответствуют первичному образованию дельта-феррита. Вслед за кристаллизацией типа FA и F происходят дальнейшие превращения в твердой фазе вследствие нестабильности феррита при более низких температурах. Возможные варианты микроструктуры в металле швов и их образование рассмотрены далее.

Таблица 6.5 - Типы кристаллизации. реакции и конечные микроструктуры

Тип кристаллизации	Реакция	Микроструктура
A	**L→L + A→A**	**Полностью аустенитная с четкой структурой кристаллизации**
AF	**L→L + A→L + A + + (A + F)$_{эвт}$→A + F$_{эвт}$**	**Феррит по границам ячеек и дендритов**
FA	**L→L + F→L + F + + (F + A)$_{пер./эвт}$→ F +A**	**Скелетная и/или пластинчатый феррит, образовавшийся при превращении из феррита в аустенит**
F	**L→ L + F → F→ F + A**	**Игольчатый феррит или ферритная матрица с аустенитом по границам зерен и пластинками структуры Видманштетта**

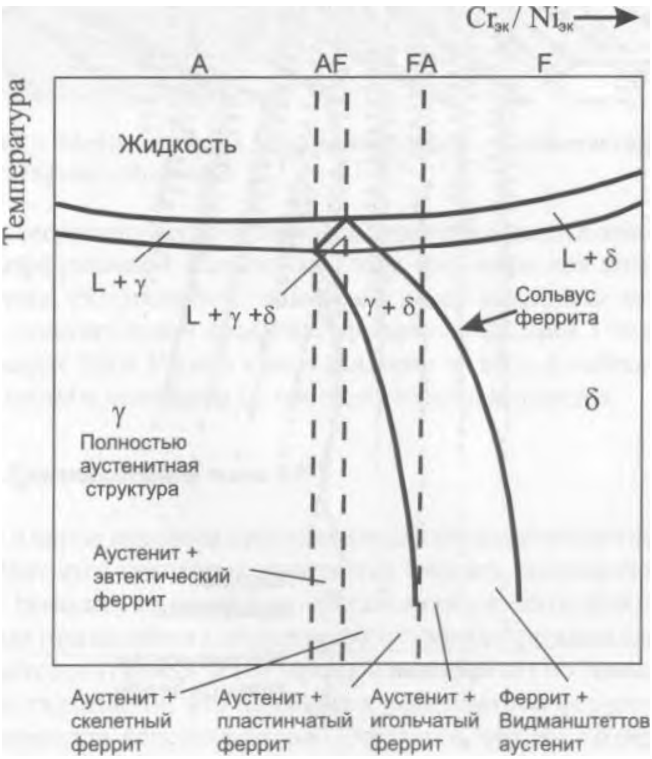


Рисунок 6.6 - Соотношение типов кристаллизации на псевдобинарной фазовой диаграмме

6.3.1.1 Кристаллизация типа А — полностью аустенитная

В металле шва возможны две микроструктуры, когда образуется первичный аустенит. Если микроструктура полностью аустенитная к концу кристаллизации, то она сохранится аустенитной при охлаждении вплоть до комнатной температуры и при металлографических исследованиях проявится четкая микроструктура процесса кристаллизации. Этот тип кристаллизации как тип А схематично показан на рис. 6.7. Конкретный пример такой микроструктуры показан на рис. 6.8. Следует отметить, что кристаллизационная субмикроструктура (ячейки и дендриты) выявляется четко. Эго характерно для образования первичного аустенита

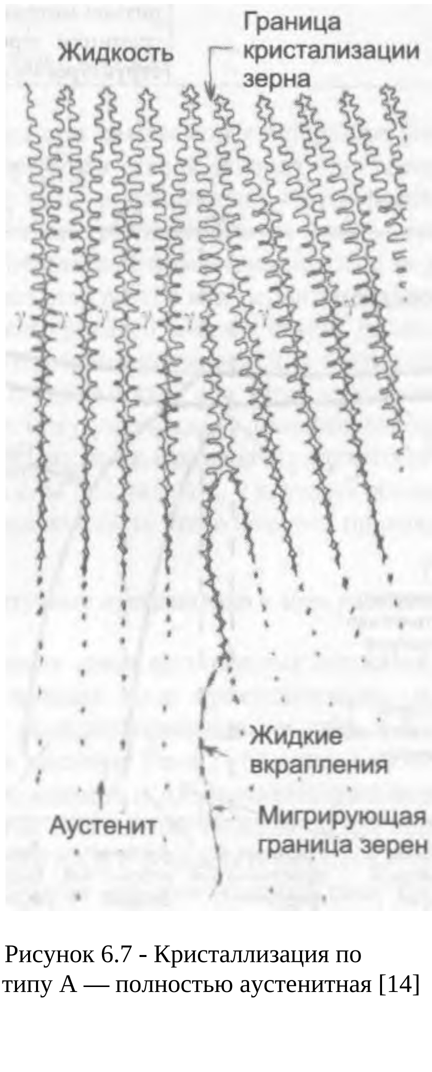


Рисунок 6.7 - Кристаллизация по типу А — полностью аустенитная [14]

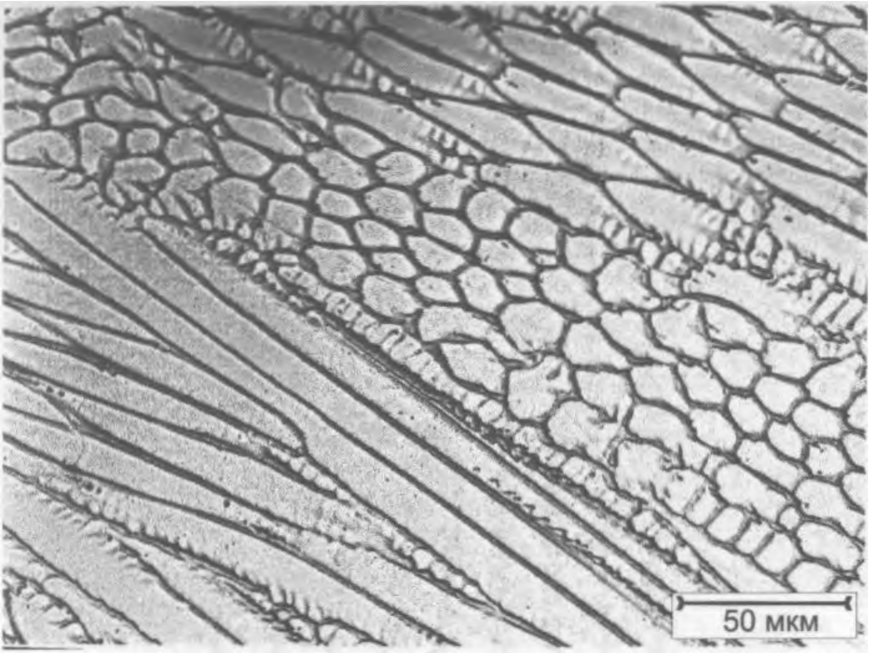


Рисунок 6.8 — Микроструктура зоны расплавления — полностью аустенитная при кристаллизации по типу А

благодаря сегрегации легирующих элементов и примесей и относительно низкой диффузионной подвижности этих элементов при повышенных температурах, что сохраняет концентрационные пики таких элементов в процессе разделительной диффузии при кристаллизации. Показано, что в сталях марок 304 и 316 при кристаллизации по типу А наблюдается сегрегация хрома и молибдена по границам ячеек и дендритов.

6.3.1.2 Кристаллизация типа AF

Если в конце процесса кристаллизации наряду с первичным аустенитом образуется некоторое количество феррита посредством эвтектической реакции, то такой тип кристаллизации обозначают AF. Это происходит при наличии в достаточной степени сегрегации элементов-ферритизаторов (прежде всего, хрома и молибдена) по границам субзерен кристаллизации, что приводит к образованию феррита как конечного продукта кристаллизации. Считается, что это происходит по эвтектической реакции, как иллюстрируют рис. 6.2 и 6.6 трехфазной треугольной областью фазовой диаграммы. Феррит, образующийся вдоль границ зерен, относительно стабилен и сопротивляется превращению в аустенит в условиях охлаждения при сварке, так как он уже достаточно обогащен элементами-ферритизаторами. Схема кристаллизации типа AF показана на рис. 6.9. Пример микроструктуры, в которой феррит распределяется по границам кристаллизационных субзерен, представлен на рис. 6.10. Кристаллизационная микроструктура хорошо видна, так как она представляет собой первичный аустенит.

Рисунок 6.9 — Микроструктура зоны расплавления при кристаллизации по типу AF [14]

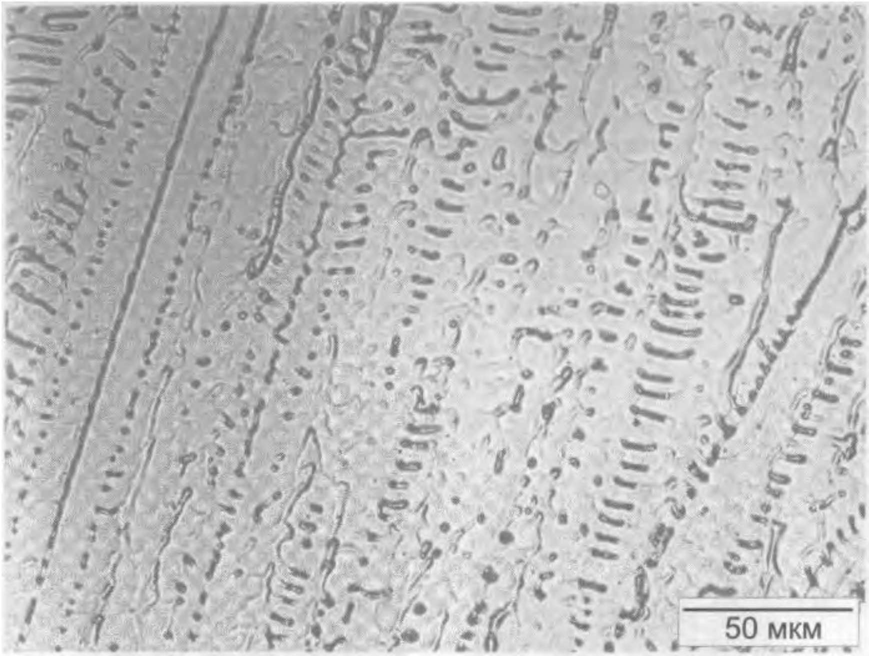


Рисунок 6.10 — Микроструктура зоны расплавления при кристаллизации по типу AF

6.3.1.3 Кристаллизация типа FA

В случае формирования при кристаллизации первичного феррита также имеются два варианта. Если в конце процесса кристаллизации формируется некоторое количество аустенита, то тип данного процесса кристаллизации обозначается FA. Такой аустенит формируется посредством перитектико-эвтектической реакции и существует по границам зерен феррита до конца кристаллизации. Эта реакция широко исследовалась авторами работ [1,8—15] и другими [16, 17].

На основании исследований авторов перечисленных работ приведем последовательность кристаллизации и превращений в металле с соответствующей морфологией феррита, являющейся следствием кристаллизации типа FA (рис. 6.11, 6.12).

1. В конце кристаллизации первичного феррита в результате перитектико-эвтектической реакции вдоль границ ячеек и дендритов формируется аустенит. Эта реакция соответствует треугольной зоне диаграмм (см. рис. 6.2 и 6.6), она называется перитектико-эвтектической,

поскольку зависит от состава, а ее результат определяется переходом от перитектической реакции системы Fe—Ni к эвтектической системе Fe-Cr-Ni (см. рис. 2.4).

2. По завершении кристаллизации микроструктура металла состоит из дендритов первичного феррита с междендритными прослойками аустенита. При этом количество аустенита зависит от условий кристаллизации и значения $Cr_{эк}/Ni_{эк}$. По мере увеличения этого значения количество аустенита снижается вплоть до образования полностью ферритной структуры в результате кристаллизации и в такой точке кристаллизация типа FA переходит в тип F.

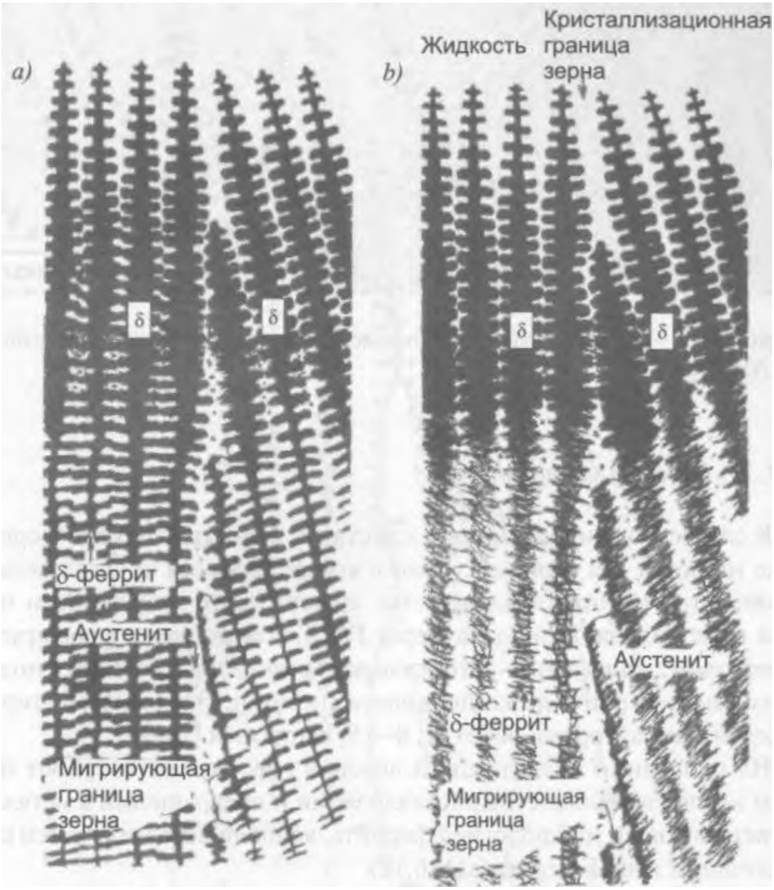


Рисунок 6.11 — Кристаллизация по типу FA: ***a*** — скелетный феррит; ***b*** — пластинчатая морфология [14]

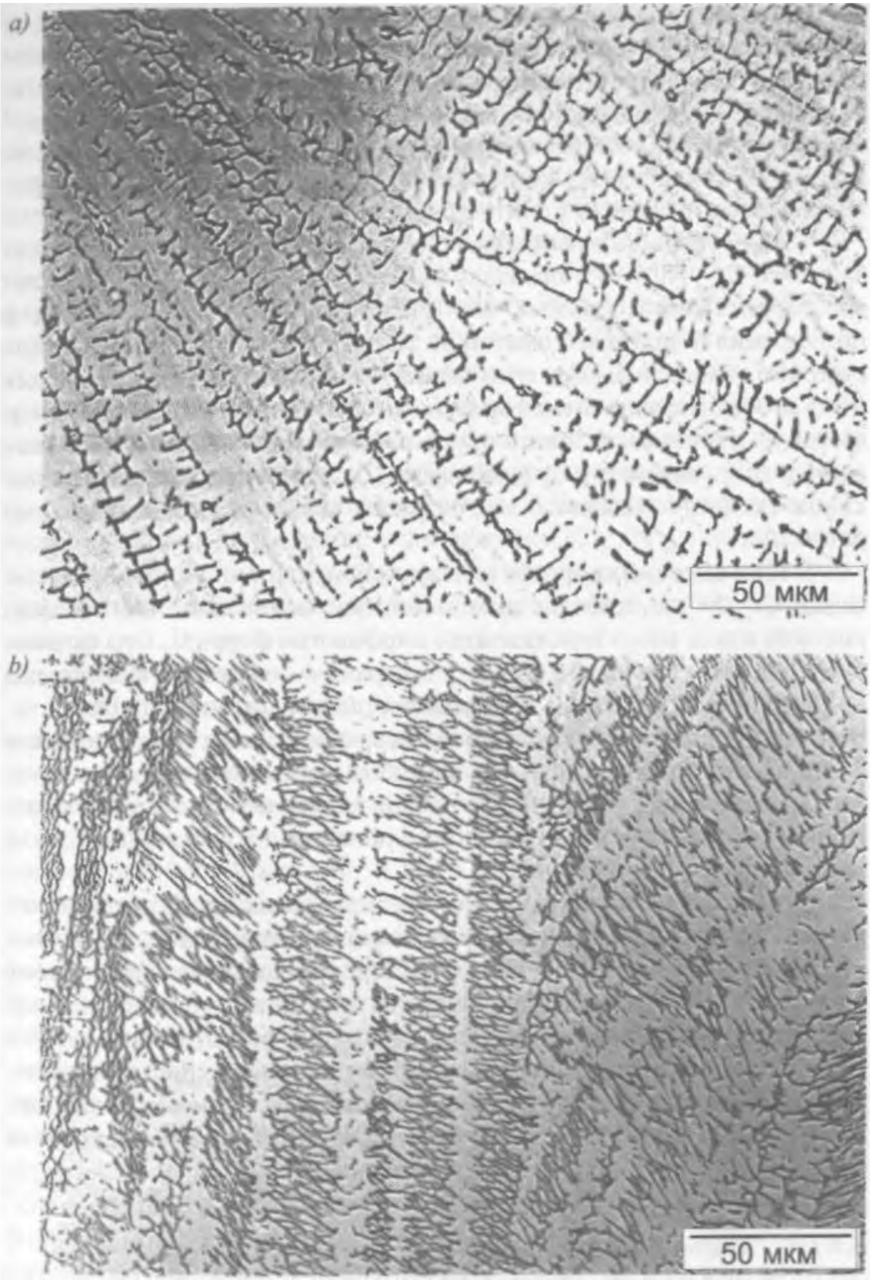


Рисунок 6.12 - Микроструктура зоны сплавления при кристаллизации по типу FA: ***a*** - скелетная ферритная морфология: ***b*** - пластинчатая ферритная морфология

3. По мере охлаждения металла шва через двухфазную область дельта-феррит + аустенит феррит становится нестабильным (но нарастающей степени) и аустенит начинает поглощать феррит по реакции, контролируемой диффузией. Много лет тому назад проводилась дискуссия о природе этой реакции [1, 8, 9, 11, 15], но в настоящее время признано, что диффузия контролирует скорость и природу этого превращения на границе аустенит-феррит.

4. Если скорость охлаждения сварного шва умеренная и/или мало значение $Cr_{эк}/Ni_{эк}$, то в пределах области FA (см. рис. 6.6) морфология феррита “червеобразная” или скелетная. Это следствие процесса поглощения феррита аустенитом до тех пор, пока феррит не будет достаточно обогащен элементами-ферритизаторами (хромом и молибденом) и обеднен элементами-аустенизаторами (никелем, углеродом и азотом). Стабильность такого процесса отмечается при низкой температуре, когда скорость диффузии мала. Скелетная микроструктура показана схематично на рис.6.11*a*, а соответствующий микрошлиф — на рис. 6.12*a*.

5. При высокой скорости охлаждения и/или при увеличении значения $Cr_{эк}/Ni_{эк}$ в пределах диапазона кристаллизации типа FA (см. рис. 6.6) имеет место пластинчатая морфология феррита. Она формируется на месте скелетной вследствие ограничения скорости диффузии при феррито-аустенитном превращении. С сокращением диффузионного пути превращение будет протекать эффективнее с образованием более плотно залегающих пластинок. Это приводит к тому, что остаточные включения феррита перерезают направления роста исходных дендритов или ячеек, что схематично показано на рис. 6.11*b* и в виде микрошлифа - на рис. 6.12*b*.

6. При весьма высоких скоростях охлаждения и кристаллизации, например, при лазерной или электронно лучевой сварке, возможно полное превращение феррита в аустенит вследствие бездиффузионного механизма превращения. Также возможно изменение в первичном характере кристаллизации при переходе с ферритного типа кристаллизации на аустенитный при высоких скоростях кристаллизации. Детальные исследования последовательности ферритно-аустенитного превращения были проведены в конце 1970-1980 гг. Более подробная информация по этому вопросу изложена в [18].

6.3.1.4 Кристаллизация типа F

Если результатом кристаллизации является структура полностью ферритная, то тип такой кристаллизации обозначается символом F. Как показано на рис. 6.6, в конце кристаллизации такого типа микроструктура становится полностью ферритной. При охлаждении металла шва ниже линии превращения феррит-аустенит формирование аустенита происходит обычно по границам ферритных зерен. Поскольку микроструктура была полностью ферритной в твердом состоянии в интервале температур между температурой солидуса и линией, указанной выше, поэтому за счет диффузии устраняются в значительной степени или полностью все различия в химическом составе, возникающие при кристаллизации. В начале превращения микроструктура состоит из крупных, относительно однородных ферритных зерен. Степень превращения в аустенит вновь зависит от значения $Cr_{эк}/Ni_{эк}$ и от скорости охлаждения. При низких значениях $Cr_{эк}/Ni_{эк}$ в пределах кристаллизации по типу F (см. рис. 6.6) превращение начинается при более высоких температурах и низких либо умеренных скоростях охлаждения металла шва. при этом большая часть феррита поглощается. При более высоких скоростях охлаждения диффузия подавляется и аустенит не поглощает большого количества феррита. Аналогично, если значение $Cr_{эк}/Ni_{эк}$. увеличивается в диапазоне кристаллизации типа F, то линия превращения на диаграмме опускается вниз и превращения происходят при более низкой температуре. В результате в обоих случаях металл шва имеет высокое содержание феррита.

Микроструктура, формирующаяся в аустенитных нержавеющих сталях в результате кристаллизации типа F, также зависит от химического состава и скорости охлаждения. При низких значениях $Cr_{эк}/Ni_{эк}$ в пределах диапазона кристаллизации типа F внутри ферритных зерен формируется игольчатый феррит (см. рис. 6.6). Эта структура схематично показана на рис. 6.13*a*. Следует отметить, что по границам бывших ферритных зерен имеется непрерывная сетка аустенита и игольчатый феррит находится не по границам исходных дендритов феррита, как при образовании пластинок феррита при кристаллизации типа FA (см. рис. 6.11*b*). Это объясняется отсутствием аустенита внутри ферритных зерен при кристаллизации типа F. В твердом состоянии структура полностью ферритная перед началом аустенитного превращения. При охлаждении такой структуры ниже точки на линии превращения феррит-аустенит аустенит первоначально образуется по границам ферритных зерен, но фронт превращений "сламывается" и параллельные иглы аустенита формируются внутри феррита. Аналогично кристаллизации по типу FA с образованием пластинчатого феррита подавление диффузии на большие расстояния при низких температурах превращения "вынуждает" превращения происходить в более узких областях, что дает игольчатую структуру, показанную на рис. 6.13*a*.

При более высоких значениях $Cr_{экв}/Ni_{экв}$ при неизменной скорости охлаждения микроструктура состоит из ферритной матрицы с аустенитом по границам зерен и видманштеттовыми аустенитными пластинками, зародившимися по границам зерен аустенита или внутри ферритных зерен. Такая микроструктура показана на схеме рис. 6.13*b*. а на микрошлифе — на рис. 6.14. В этом случае превращение не происходит полностью по ферритному зерну. Первоначальный аустенит вновь формируется по границе ферритного зерна, но превращение по всему зерну подавляется низкой скоростью диффузии и низкой движущей силой (равновесная структура содержит больше феррита). Это вновь поясняет псевдобинарная диаграмма (см. рис. 6.6). По мере увеличения значения $Cr_{эк}/Ni_{эк}$ точка на линии превращения феррит-аустенит понижается и равновесное содержание феррита увеличивается,

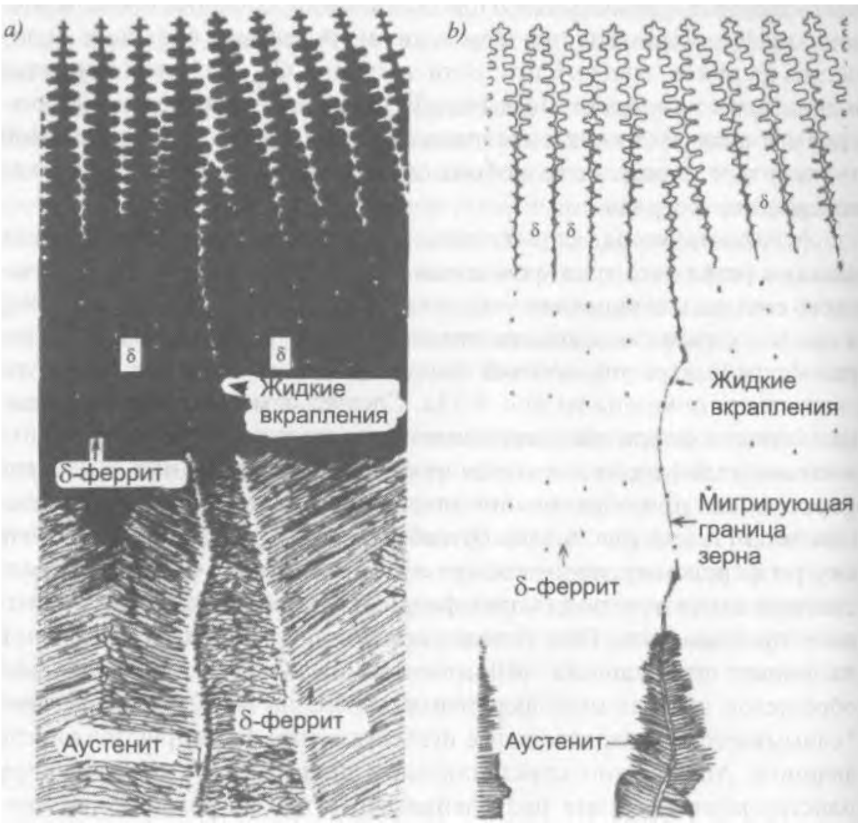


Рисунок 6.13 - Схема кристаллизации по типу F: ***a*** - игольчатый феррит; ***b* —** феррит и видманштеттов аустенит [14]

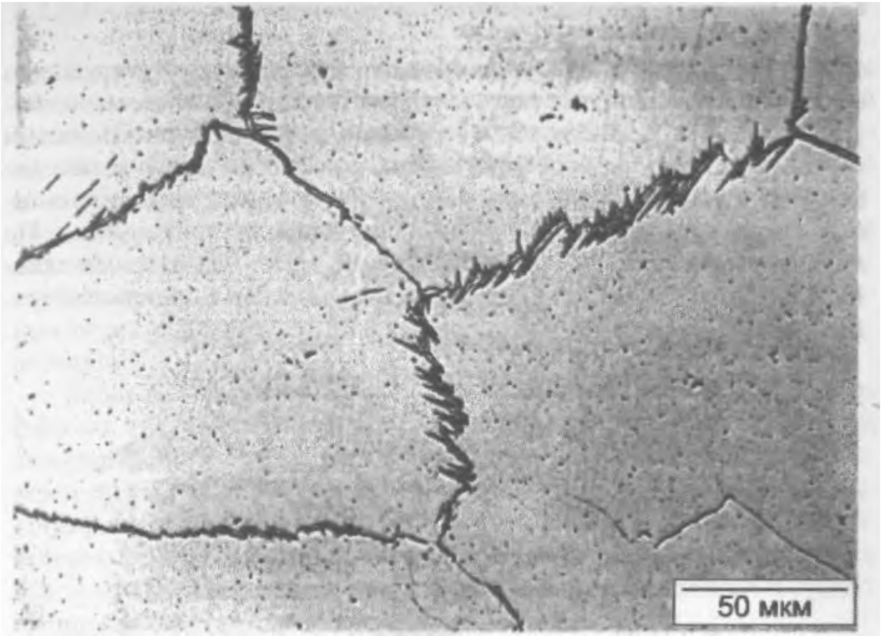


Рисунок 6.14 - Микроструктура зоны сплавления, образованная в результате кристаллизации по типу F: видманштеттов аустенит выпадает из аустенита по границам ферритных зерен.
Такая микроструктура весьма не характерна для аустенитных нержавеющих сталей

уменьшая таким образом движущую силу превращения феррит—аустенит и температуру, при которой это превращение начинается.

На практике кристаллизация типа F совсем не характерна для металла шва аустенитных нержавеющих сталей. Большинство присадочных материалов составлено таким образом, что кристаллизация происходит по типу FA с содержанием феррита от 5 до 20 FN (ферритное число). Только высоколегированные присадочные материалы, такие как 309LMo и 312* (30Cr-10Ni), могли бы рассматриваться как микроструктуры, имеющие более высокое содержание феррита. Кристаллизация типа F, показанная на рис. 6.14, более характерна для дуплексных нержавеющих сталей, как описано в главе 7.

*Сталь марки 312 может рассматриваться как аустенитный или дуплексный присадочный материал. Микроструктура наплавок этой стали более соответствует металлу шва дуплексных нержавеющих сталей (30—80 FN), чем аустенитных сталей.

6.3.2 Границы в однофазном аустенитном металле шва

Важно понимать природу различных границ, присутствующих в металле шва аустенитных сталей, так как многие дефекты литого металла как при обработке, так и при эксплуатации связаны с такими границами. Границы особенно хорошо просматриваются в металле шва при кристаллизации типа A или AF, так как кристаллизационная микроструктура четко видна после полировки и травления. По крайней мере, три различных типа границ можно выявить металлографически [19]. Они показаны схематично на рис. 6.15 и рассмотрены далее.

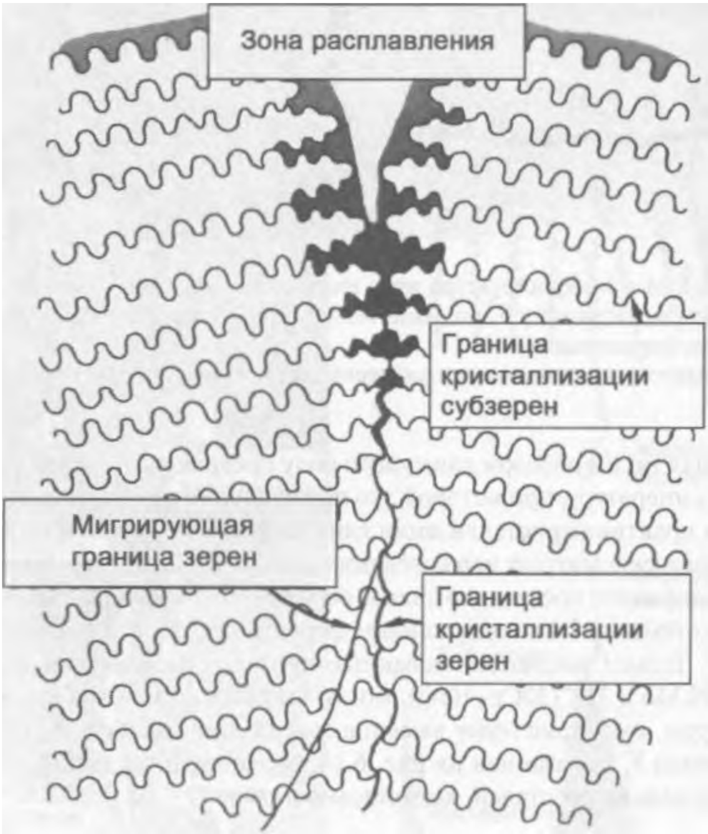


Рисунок 6.15 — Схема границ, наблюдаемых в металле швов, кристаллизующихся как первичный аустенит (тип кристаллизации — A и AF)

6.3.2.1 Границы субзерен кристаллизации

Субзерна кристаллизации представляют собой тонкую структуру, выявляемую с помощью оптического микроскопа. Обычно эти ячейки или дендриты и границы, отделяющие примыкающие субзерна, и называются границами субзерен кристаллизации (SSGB) Эти границы выявляются на микроструктуре, поскольку их химический состав отличается от такового основной микроструктуры. Перераспределение ликвирующих примесей, создающее такое различие химического состава на границе субзерен кристаллизации, определяется вторым типом перераспределения ликвирующих элементов, называемым “разделением”*.

Вдоль границ имеется некоторая дезориентация, и кристаллографически эти границы характеризуются как малоугловые. Малоугловая дезориентация, приближающаяся к нулю, связана с тем, что рост субзерен при кристаллизации происходит в предпочтительных кристаллографических направлениях (направления “легкого” роста), для металлов с ГЦК и ОЦК решеткой - направление <100>. Вследствие этого плотность дислокаций вдоль границ в целом низкая, так как отсутствует сильная структурная дезориентация.

6.3.2.2 Границы зерен кристаллизации

Границы зерен кристаллизации (SGB) образуются от пересечения групп (блоков) субзерен. Такие границы - прямой результат конкурентного роста при кристаллизации хвостовой части сварочной ванны. Поскольку каждая группа субзерен имеет различные направление роста и ориентацию, такие пересечения дают границы с высокой угловой дезориентацией. Эти границы называются часто большеугловыми. Дезориентация вдоль них приводит к формированию дислокационной сетки.

На границах зерен отмечается изменение химического состава, являющегося результатом перераспределения элементов при кристаллизации. Перераспределение может моделироваться третьим типом (макроскопическим) перераспределения ликвирующих примесей, которое часто приводит к высокой концентрации ликвирующих элементов и примесей на границах. Это может привести к образованию легкоплавких жидких пленок вдоль границ зерен по завершении кристаллизации, в результате чего могут образоваться кристаллизаци-

* Соответствует определению, принятому авторами данной монографии “as Scheil partitioning”.

онные трещины в металле сварного шва. Если кристаллизационные трещины возникают в нержавеющих сталях при сварке, то они почти всегда располагаются по границам зерен кристаллизации.

6.3.2.3 Мигрирующие границы зерен

Границы зерен, формирующиеся в конце процесса кристаллизации, содержат в себе составляющие химического состава и кристаллографическую. В некоторых случаях имеется возможность для кристаллографической составляющей границы зерен мигрировать от составляющей химического состава. Такая новая граница, которая “уносит” с собой большеугловую дезориентацию “родительской” границы зерна, называется мигрирующей границей зерен (MGB).

Движущей силой миграции является то же, что обусловливает и рост зерен - понижение свободной энергии границ. Исходные границы зерен кристаллизации весьма слабо выражены, так как формируются за счет пересечения противоположно расположенных ячеек и дендритов. Кристаллографические границы могут понизить свою энергию за счет выпрямления и смещаются с исходной границы кристаллизации. Дальнейшая миграция границ возможна при повторном нагреве, например при многопроходной сварке. Поскольку границы, полученные в результате миграции, несут в себе дезориентацию границ кристаллизации, то они являются большеугловыми, обычно с дезориентацией более 30°. Химический состав границы локально меняется в зависимости от состава микроструктуры, по которой граница мигрирует. Также возможно, что возникает некоторая сегрегация вдоль мигрирующей границы по так называемому "мусорному механизму”.

Мигрирующие границы зерен наиболее характерны для полностью аустенитного металла шва. Если в металле шва проходит кристаллизация типа AF, то феррит образуется в конце кристаллизации вдоль кристаллизационных границ субзерен и зерен. Этот феррит эффективно действует в “захватывании" кристаллографического компонента границ зерен кристаллизации, таким образом предотвращая миграцию этих границ с исходного положения. В этом случае мигрирующие границы зерен не образуются, так как большеугловые границы не могут мигрировать. Пример таких границ в литом металле однофазной стали марки 304L приведен на рис. 6.16. Следует обратить внимание на то, что реальное расстояние миграции из исходного положения границ при кристаллизации составляет всего лишь от 5 до 10 мкм и что такие границы проходят через центр субзерен кристаллизации.

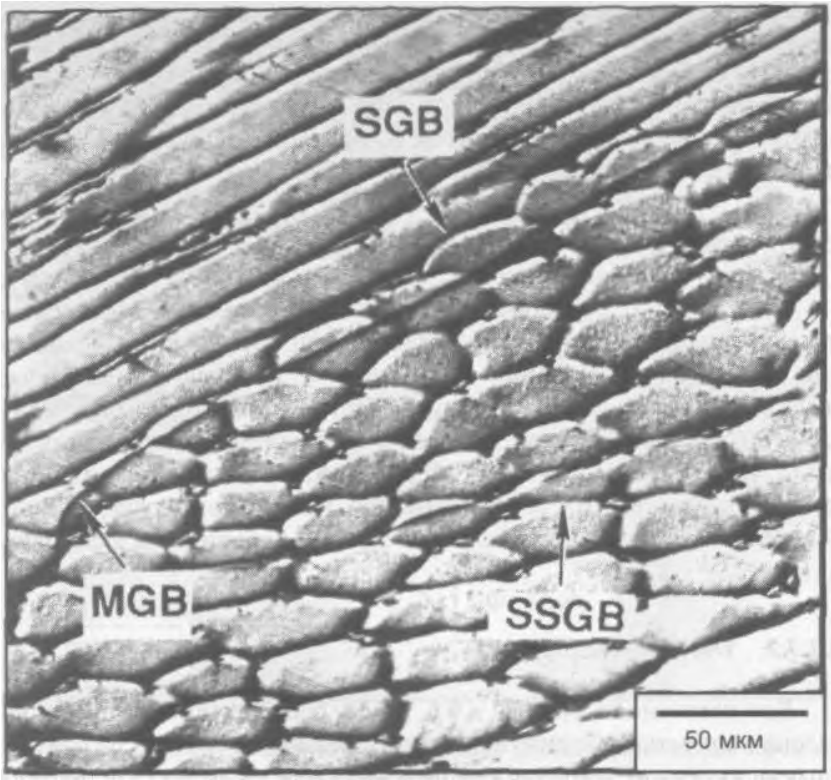


Рисунок 6.16 - Микроструктура зоны расплавления стали марки 304L, которая подверглась кристаллизации по типу А
На поле рисунка: SSGB — границы субзерен кристаллизации; SGB — границы зерен кристаллизации; MGB — мигрирующие границы зерен.

При кристаллизации типа FA и F кристаллизационные границы субзерен и зерен обычно не видны на микроструктуре. Эго объясняется тремя причинами:

1) сегрегация при кристаллизации феррита не столь ярко выражена, как при кристаллизации аустенита;

2) высокотемпературная диффузия имеет большую скорость в феррите, чем в аустените (возможно, в 100 раз);

3) феррито-аустенитное превращение имеет тенденцию маскировать любую сегрегацию в феррите.

Указанные причины относятся и к металлу шва, кристаллизующемуся по типу FA и F. Хотя физически миграция границ должна существовать, однако такие границы практически на отличимы от границ феррит-аустенит.

6.3.3 Зона термического влияния

Природа зоны термического влияния аустенитных нержавеющих сталей зависит от химического состава и микроструктуры основного металла. В ЗТВ аустенитных сталей могут происходить следующие четыре металлургические реакции.

6.3.3.1 Рост зерна

Большинство нержавеющих сталей сваривают в отожженном (по отношению к твердому раствору) или горячекатаном состоянии, поэтому рост зерна обычно ограничен, за исключением случаев сварки с высоким тепловложением. Обычно некоторое огрубление зерна может наблюдаться, но оно не существенно. В основном металле, упрочненном холодной обработкой, рекристаллизация и рост зерна могут привести к разупрочнению ЗТВ. В этом случае ЗТВ четко видна и размер зерна в ней существенно больше, чем в основном металле.

6.3.3.2 Образование феррита

Как показано на рис. 6.2 и 6.6, стали, расположенные правее диапазона полностью аустенитной кристаллизации, образуют феррит при нагреве чуть ниже температуры солидуса. Чем выше у стали значение $Cr_{эк}/Ni_{эк}$, тем более вероятно образование феррита. Если феррит образуется, то он обычно расположен по границам зерен, как показано на рис. 6.17. Образование феррита по границам зерен в ЗТВ будет ограничивать рост зерна и минимизировать склонность к образованию горячих трещин в ЗТВ. Последнее более подробно рассмотрено в разделе 6.5.2. Феррит образуется в небольших количествах, так как ферритно-аустенитное превращение не ярко выражено, а термический цикл сварки в ЗТВ обычно жесткий. Также возможно, что часть феррита, образующегося в условиях выдержки при повышенных температурах, при охлаждении вновь превращается в аустенит.

6.3.3.3 Дисперсионные выделения

В связи с тем, что металл ЗТВ нагревается до температур, приближающихся к температуре солидуса, большинство дисперсионных выделений, присутствующих в основном металле, могут раствориться. Это может привести к пересыщению аустенитной матрицы при охлаждении, в результате чего образуются различные выделения. Наиболее

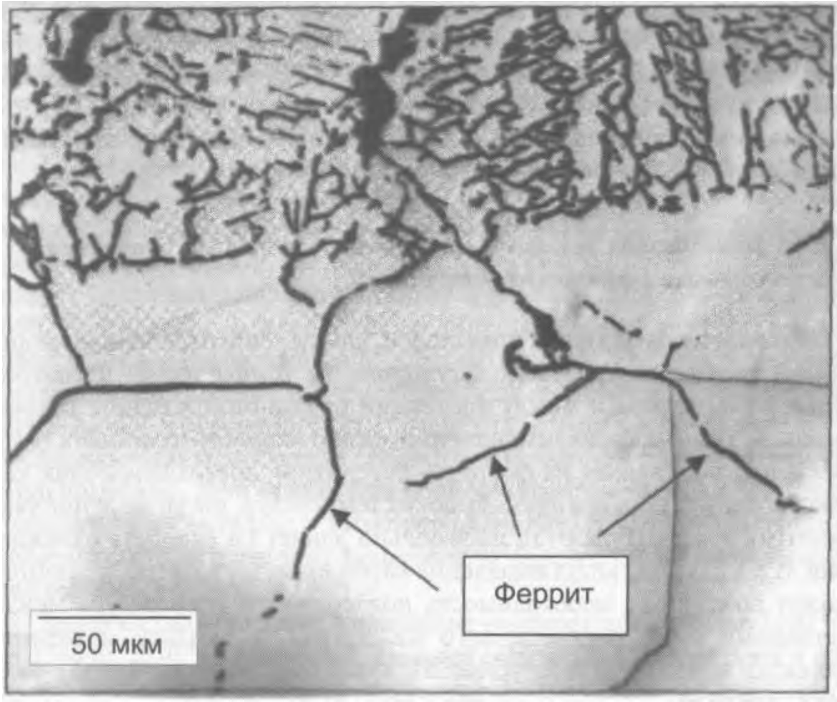


Рисунок 6.17 — Расположение феррита вдоль границ аустенитных зерен в ЗТВ нержавеющей стали марки 304L

вероятные выделения, образующиеся в металле ЗТВ аустенитных нержавеющих сталей, — карбиды и нитриды. Они обычно образуются вдоль границ зерен или по границам феррит—аустенит (если феррит присутствует). Если обратиться к расчетным фазовым диаграммам (см. рис. 6.3), то можно определить температурный диапазон стабильности карбидов $M_{23}C_6$ и нитридов Cr_2N. Хотя это не выявляется металлографически, похоже, что эти выделения присутствуют в металле ЗТВ большинства аустенитных сталей. Их размеры, распределение и морфология зависят от химического состава сталей и характера термического цикла в ЗТВ. Интенсивное выпадение карбидов, обогащенных хромом, может привести к снижению коррозионной стойкости, как описано в разделе 6.6.

6.3.3.4 Ликвация по границам зерен

Локальное расплавление по границам аустенитных зерен также возможно. Это является результатом сегрегации примесей, которая понижает температуру плавления металла границ зерен. Стали, содержащие титан и ниобий, образующие богатые этими элементами карбиды типа МС, могут быть подвержены структурной ликвации — явлению, приводящему к образованию ликвационных трещин в ЗТВ. Эго рассматривается в разделе 6.5.2. Аналогично проявляется и сегрегация примесей, в частности серы и фосфора.

6.3.4 Температура предварительного подогрева и между проходами. Послесварочная термическая обработка

В отличие от мартенситных сталей, для аустенитных нержавеющих сталей вообще не требуется регулирование температурой предварительного подогрева и между проходами при многопроходной сварке. Высокие значения этих температур снижают скорость охлаждения, что незначительно влияет на феррито-аустенитное превращение, так как оно проходит в области очень высоких температур, где управление указанными температурами незначительно влияет на скорость охлаждения В тех случаях, когда выделение карбидов ведет к сенсибилизации, может возникнуть необходимость поддерживать температуру между проходами ниже определенного максимума, поскольку медленное охлаждение через температурный интервал выделения карбидов может быть опасным.

Послесварочная термическая обработка для снятия остаточных напряжений часто требуется при изготовлении толстостенных сварных конструкций. Поскольку коэффициент термического расширения (и сжатия) аустенитных нержавеющих сталей более высокий, чем у ферритных нержавеющих сталей, то остаточные напряжения у первых могут быть существенно больше. Снятие напряжений после сварки необходимо для снижения деформаций сварных конструкций, особенно после их механической обработки или если сварной элемент должен сохранять стабильность размеров при эксплуатации. Снижение остаточных напряжений также важно, если при эксплуатации сварной конструкции в ней может возникнуть коррозионное растрескивание под напряжением.

Принятая температура послесварочной термической обработки зависит от цели такой обработки — для снятия напряжений или изменения микроструктуры. Термическая обработка для снятия напряжений проводится в диапазоне температур от 550 до 650 °С (от 1020 до 1200 °F). Это ниже расположения "носика” кривой выделения карбидов (см. рис. 6.4) и ниже температурного интервала образования химических соединений (см. табл. 6.3). Следует обратить внимание, что рис. 6.4 показывает возможность возникновения сенсибилизации, если термическая обработка для снятия напряжений требует нескольких часов, что в свою очередь может потребоваться для весьма громоздких сварных конструкций. В таком случае рекомендуется использовать низкоуглеродистый основной и присадочный металлы либо стабилизированные марки сталей.

Послесварочная термическая обработка при более высоких температурах может быть в некоторых случаях желательна для более эффективного снятия остаточных напряжений либо для изменения микроструктуры металла в состоянии после сварки. Особое внимание следует проявлять в диапазоне температур от 650 до 900 °C (от 1200 до 1650 °F), поскольку в этом температурном интервале могут быстро образовываться и карбиды типа $M_{23}C_6$ и сигма-фаза. Реакция выделения карбидов может привести к сенсибилизации материала, а образование сигма-фазы — к охрупчиванию и потере ударной вязкости (см. рис. 6.5). Послесварочная термическая обработка в указанном диапазоне температур возможна, если металл шва полностью аустенитный, а основной и присадочный металлы — низкоуглеродистые. Как будет отмечено в дальнейшем, в металле шва, содержащем феррит, сигма-фаза образуется быстро.

Термическая обработка в диапазоне температуры от 950 до 1100 °C (от 1740 до 2010 °F) полностью снимает остаточные напряжения и изменяет послесварочную микроструктуру металла шва без образования карбидов и сигма-фазы. Нагрев свыше 950 °C (1740 °F) с последующим быстрым охлаждением удалит любые карбиды в исходной микроструктуре. Нагрев до температур, близких к 1100 °C (2010 °F), растворит часть или весь феррит в зависимости от времени выдержки при такой температуре, химического состава металла шва и количества феррита в состоянии после сварки. Если такая экстремальная термическая обработка используется, то требуется и быстрое охлаждение путем закалки в воду, так как в процессе медленного охлаждения возможно выделение карбидов.

6.3.4.1 Охрупчивание при температуре между проходами

Основной металл и металл шва аустенитных нержавеющих сталей склонны к охрупчиванию при образовании сигма-фазы. Эта обогащенная хромом фаза - номинально FeCr - является твердой и хрупкой и, присутствуя в металле в больших объемных долях, может снизить ударную вязкость (см. рис. 6.5) и пластические свойства. В полностью аустенитной микроструктуре (при отсутствии феррита) выделения сигма-фазы незначительны и обычно требуют длительных выдержек (от сотен до тысяч часов) для ее образования при повышенной температуре. Она может образовываться в процессе эксплуатации или при послесварочной термической обработке. Сигма-фаза образуется в диапазоне температуры от 600 до 900 °C (от 1110 до 1650 °F) и наиболее быстро в аустенито-ферритном металле швов при температуре примерно 750 °C (1380 °F) [20]. Помимо хрома образованию сигма-фазы способствуют добавки: молибдена, ниобия, кремния, вольфрама, ванадия, титана и циркония, в то время как углерод и азот замедляют ее образование. Наличие феррита в микроструктуре, которое определяется балансом элементов — ферритизаторов и аустенизаторов, — существенно ускоряет образование сигма-фазы.

Поскольку содержание хрома в феррите больше, чем в аустените, наличие феррита резко ускоряет образование сигма-фазы, в результате чего металл швов, содержащий остаточный феррит, наиболее склонен к охрупчиванию. Использование присадочных материалов, дающих полностью аустенитный или с низким содержанием феррита металл шва - наиболее эффективный путь снижения вероятности охрупчивания за счет образования сигма-фазы. Следует быть внимательным, чтобы не вызвать кристаллизационное растрескивание при попытке избежать охрупчивания за счет образования сигма-фазы.

Основные свойства сигма-фазы:

FeCr — равновесная фаза;

температурный интервал образования выделений — от 600 до 900 °C;

быстрое образование в металле швов, содержащих феррит;

может образовываться при послесварочной термической обработке крупных конструкций;

понижает коррозионную стойкость, пластические свойства и ударную вязкость.

Авторы работ [21, 22] показали, что старение металла шва стали марки 308 в диапазоне температуры от 650 до 750 °C (от 1200 до 1380 °F) приводит к растворению ферритной фазы сначала с образованием богатого хромом карбида $M_{23}C_6$, а затем — зародышей сигма-фазы. Авторы установили, что образование зародышей является шагом, лимитирующим скорость. Как только образовались такие зародыши, процесс дальнейшего образования сигма-фазы резко ускоряется. Холодная обработка ускоряет образование зародышей сигма-фазы. В сварных швах из стали марки 308, содержащих феррит, сигма-фаза может образоваться менее чем за 100 ч в диапазоне темпера гуры от 650 до 750 °C (от 1200 до 1380 °F).

Поскольку для существенного снижения ударной вязкости и пластических свойств сигма-фаза в микроструктуре должна залегать непрерывно или почти непрерывно, удержание ферритного числа (FN) металла шва в диапазоне от 3 до 8 обычно вполне достаточно для исключения охрупчивания. Это связано с тем, что превращение феррита в сигма-фазу не является эквиобъемным, так как сигма-фаза богаче хромом, чем феррит. В металле шва с содержанием 8FN образуется примерно 4 % сигма-фазы. Такого количества недостаточно для охрупчивания сварного шва, однако можно ожидать некоторое снижение ударной вязкости (см. рис. 6.5).

Исследования, выполненные авторами работы [23], посвящены также явлению охрупчивания при температуре 475 °С (885 °F) металла шва марки 308, содержащего 11 FN. Явление такого охрупчивания рассмотрено в главе 5. Поскольку феррит в металле шва аустенитных нержавеющих сталей можно рассматривать как ферритную нержавеющую сталь (с содержанием от 25 до 30 % хрома, от 4 до 5 % никеля), вкрапленную в аустенитную, то неудивительно, что наблюдается охрупчивание за счет превращения феррита в альфа-прим фазу. Авторы работы [23] установили, что старение в диапазоне температур от 475 до 550 °С (от 885 до 1020 °F) в течение до 5000 ч значительно снижает ударную вязкость. Это выразилось в увеличении температуры перехода из вязкого в хрупкое состояние и в соответствующем снижении максимальной величины энергии удара. При температуре 475 °С (88) снижение ударной вязкости было связано одновременно с образованием альфа-прим- и G-фазы (см. табл. 6.3), в то время как при температуре 550 °С (1020 °F) это было связано одновременно с образованием карбидов и сигма-фазы. Во всех случаях выделение охрупчивающих фаз связано с обогащением феррита хромом, а образование зародышей, как правило, происходит на границе феррит-аустенит.

6.4 МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ

Минимальные механические свойства распространенных сварочных материалов, используемых для сварки аустенитных нержавеющих сталей, приведены в табл. 6.6. Аустенитные нержавеющие стали сваривают обычно в отожженном, горячекатаном или холоднокатаном состоянии. Во всех случаях некоторое разупрочнение наблюдается в ЗТВ вследствие роста зерна в горячекатаной стали, либо рекристаллизации и роста зерна в стали после холодной обработки. Таким образом, при испытаниях на растяжение сварных образцов разрушение чаще происходит в ЗТВ, чем в металле шва. Феррит в металле шва является второй упрочняющей фазой, и его наличие увеличивает уровень прочности по отношению к основному металлу и ЗТВ.

Уровни реальной прочности металла швов марки 308L, Nitronic™ 40 (марка 219) и 312 приведены в табл. 6.7. Эти данные были получены на образцах металла сварных швов, испытанных на растяжение, которые были вырезаны из сварных швов конструкций как вдоль, так и поперек относительно направления сварки. Следует отметить, что предел текучести наплавленного металла 308L существенно выше по сравнению с основным металлом стали марки 304, в то время как пластические свойства (относительные удлинение и сужение поперечного сечения) сопоставимы. Наплавленный металл марок Nitronic™ 40 и 312 существенно прочнее наплавленного металла марки 308L. В последнем случае это является результатом наличия азота (0,15 %) как легирующей добавки, тогда как более высокое содержание феррита и углерода обеспечивает высокую прочность и низкую пластичность.

Таблица 6.6 — Минимальные механические свойства металла швов аустенитных нержавеющих сталей [a)]

Марка	**Предел прочности**		**Относительное удлинение, %**
	МПа	**ksi**	
219	**620**	**90**	**15**
308	**550**	**80**	**35**
308H			
308L	**520**	**75**	
309	**550**	**80**	**30**
309L	**520**	**75**	
310	**550**	**80**	
316	**520**	**75**	
316H			
316L	**480**	**70**	
317	**550**	**80**	
317L	**520**	**75**	
330			**25**
347			**30**

[a)] Свойства соответствуют наплавленному металлу покрытыми электродами по стандарту AWS A5.4 и порошковой проволокой по стандарту AWS A5.22.

Механические свойства не относятся к наплавленному металлу непокрытыми проволоками и прутками, порошковыми проволоками с металлическим наполнителем или полосами по стандарту AWS A5.9. Кроме того, можно ожидать, что высококремнистые присадочные материалы по стандарту AWS A5.9 дадут уровень механических свойств, не отличающийся для низкокремнистых присадочных материалов.

Таблица 6.7 - Экспериментальные данные механических свойств металла шва при растяжении

Материал [a]	Ориентация, или условия поставки	Предел текучести		Предел прочности		Относительное удлинение, %	Относительное сужение поперечного сечения, %
		МПа	ksi	МПа	ksi		
308L	Поперечное	452	65,6	605	87,7	55,5	75,3
308L	Продольное	450	65,3	595	86,3	59,8	73,7
219	Поперечное	617	89,5	807	117,0	45,1	62,3
219	Продольное	600	87,0	811	117,6	48,4	61,5
312	Поперечное	592	85,8	752	109,0	14,6	23,1
312	Продольное	607	88,0	774	112,2	24,9	31,0
304	Отожженная пластина	241	35,0	565	82,0	60,0	70,0

[a] Ферритное число для сталей марок составляет: 308L - 12 FN; Nitronic 40 (219) - 4 FN; 312 - 30 FN, соответственно.
Наплавка производилась дуговой сваркой вольфрамовым электродом с присадочной холодной проволокой в защитном газе.

Влияние содержания феррита на механические свойства в определенном диапазоне температуры для наплавок E308-16 детально изучено авторами [24]. Они исследовали наплавки со сверхнизким ферритным числом (2 FN). низким (6 FN), средним (10 FN) и высоким (16 FN) в диапазоне температуры от 25 до 650 °C (от 80 до 1200 °F). Результаты этих исследований приведены в табл. 6.8. Следует отметить, что увеличение содержания феррита в металле шва приводит к увеличению прочности при комнатной температуре и в меньшей степени при повышенной температуре. Авторы работы [24] также изучали влияние содержания феррита в наплавленном металле E308-16 на напряжения при разрушении при температуре 540, 590 и 650 °C (1000, 1100 и 1200 °F). Эти данные представлены на рис. 6.18 с использованием параметра Larson—Miller, что позволило представить температуру и время по одной оси координат. Следует отметить, что средний и высокий уровень феррита в металле дают тенденцию к снижению длительности разрушения. Эти данные аналогичны данным работы [25], которые показывают, что непрерывная сетка феррита в наплавках стали марки 316 дает более быстрое разрушение за счет ползучести вследствие более раннего зарождения трещины на границе феррит-аустенит. Автор работы [25] установил, что содержание феррита с 5 FN в наплавке является идеальным, так как непрерывная сетка феррита не образуется и этот уровень содержания феррита обеспечивает стойкость против кристаллизационного растрескивания при сварке.

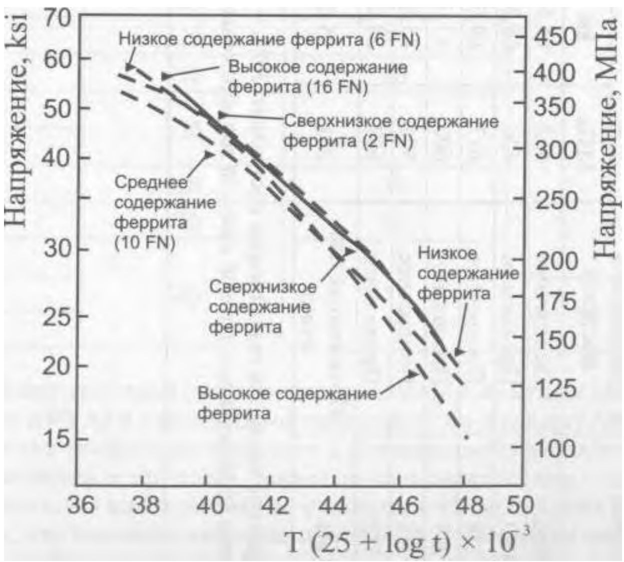


Рисунок 6.18 — Разрушающие напряжения металла шва марки 308 в зависимости от содержания феррита [24]

Таблица 6.8 - Свойства металла шва марки 308 в зависимости от температуры, содержания феррита и ориентации [a)]

Температура		Ферритное число, FN	Ориентация [b)]	Предел текучести		Предел прочности		Относительное удлинение, %	Относительное сужение поперечного сечения, %
°C	°F			Мпа	ksi	МПа	ksi		
27	80	2	L	434	62,9	605	87,7	40,0	50,9
			T	472	68,4	628	91,0	35,8	40,7
		6	L	425	61,6	596	86,3	48,0	51,1
			T	490	71,0	642	93,1	40,8	44,9
		10	L	438	63,4	622	90,2	48,5	53,4
			T	458	66,3	628	90,1	49,3	46,3
		16	L	470	68,1	660	95,7	42,0	42,7
			T	529	76,7	689	99,8	41,0	48,2
260	500	2		368	53,4	485	70,3	22,8	40,1
		6		373	54,0	501	72,6	25,3	46,4
		10		385	55,8	504	73,0	25,5	48,8
		16		406	58,9	541	78,4	24,3	45,4
482	900	2		339	49,1	465	67,4	27,3	44,1
		6		323	46,8	467	67,7	25,3	39,8
		10		339	49,1	471	68,3	27,5	40,3
		16		351	50,9	505	73,2	24,8	38,9

Окончание таблицы 6.8

Температура		Ферритное число, FN	Ориентация [b]	Предел текучести		Предел прочности		Относительное удлинение, %	Относительное сужение поперечного сечения, %
°C	°F			Мпа	ksi	МПа	ksi		
593	1100	2	L	278	40,3	382	55,3	26,3	51,0
			T	288	41,7	382		24,3	39,2
		6	L	275	39,8	362	52,4	29,3	50,7
			T	295	42,8	382	55,4	22,8	47,5
		10	L	277	40,1	348	50,4	28,3	54,1
			T	293	42,5	381	55,2	23,8	47,7
		16	L	295	42,7	366	53,0	27,5	48,1
			T	297	43,0	376	54,5	23,0	40,9
649	1200	2		255	37,0	324	46,9	29,0	44,1
		6							
		10		251	36,4	296	42,9	29,7	54,1
		16		273	39,6	329	47,7	29,3	43,5

[a] Сварочный процесс: дуговая сварка плавящимся покрытым электродом E-308-16. Образцы вырезались из металла швов сварной конструкции.

[b] Ориентация: L - продольная; T - поперечная.

Источник: Hauser and Echo [24].

Аустенитные нержавеющие стали являются превосходными техническими материалами для работы в условиях криогенных температур, так как обладают высокой прочностью, пластичностью и ударной вязкостью при таких температурах. Влияние содержания феррита в металле шва на свойства в условиях криогенных температур было предметом широких исследований, так как присутствие феррита способствует тенденции к снижению ударной вязкости [26, 27]. Это влияние показано на рис. 6.19 и приведено в табл. 6.9 для металла швов аустенитных нержавеющих сталей, испытанных при температуре жидкого гелия (4 K) [7, 28]. Следует отметить, что на ударную вязкость в условиях криогенной температуры влияет и содержание феррита, и сварочный процесс. Для конкретного сварочного процесса и сварочных материалов, например, дуговой сварки плавящимся покрытым электродом 316L, увеличение содержание феррита в наплавленном металле снижает ударную вязкость. Для процессов сварки, при которых не образуется шлаковая защита, таких как дуговая неплавящимся и плавящимся электродом в защитном газе, ударная вязкость металла шва при рав-

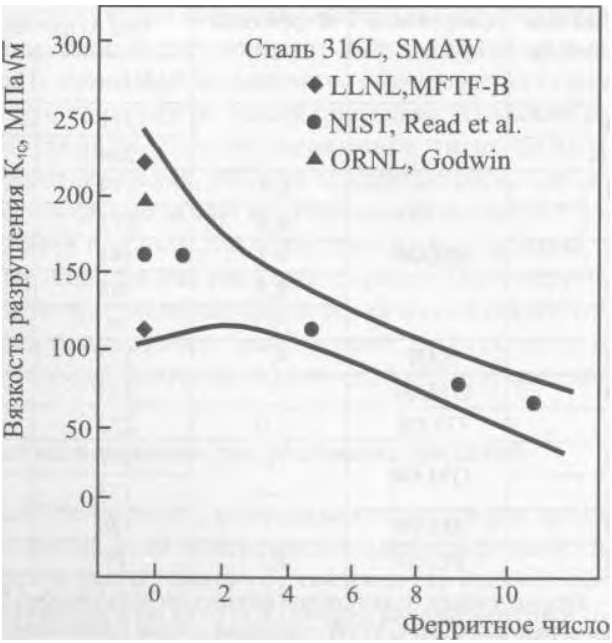


Рисунок 6.19 — Влияние ферритного числа на ударную вязкость при разрушении сварных швов марки 316L в условиях криогенных температур, выполненных дуговой сваркой металлическим покрытым электродом

ном содержании феррита выше, чем при дуговой сварке плавящимся покрытым электродом и дуговой сварке под флюсом, вследствие более низкого содержания кислорода в наплавленном металле.

Как показано на рис. 6.19, при изменении ферритного числа от 0 до 10 происходит 50%-ное снижение ударной вязкости. Также следует заметить, что для сварных швов с FN = 0 имеет место значительный разброс результатов. Авторы работы [7] пришли к выводу, что разброс связан с микросегрегацией в сварных швах и ее влиянием на образование мартенсита при испытаниях в условиях криогенных температур. В частности, было установлено, что сегрегация марганца при использовании высокомарганцовистых присадочных материалов обеспечи-

Таблица **6.9 — Вязкость при разрушении основного металла и сварного шва аустенитных нержавеющих сталей при температуре 4 К (-492 °F)**

Присадочный или основной металл	Сварочный процесс [a)]	Ферритное число [b)]	Вязкость при разрушении, K_{1C}	
			МПам$^{1/2}$	ksi • дюйм$^{1/2}$
304L	-	-	211	192
3I6LN			224	204
316L	SMAW	0,1	179	162
316L		0,8	177	161
316L		4,1	141	128
316L		8,5	108	98
316L		10,1	98	90
316L	SAW	4,7	132	121
316L	GMAW	—	163	148
316L	GTAW	5,0	272	247
308L	GMAW	-	167	152
308L			133	121
308L	SMAW		156	142
308 L	FCAW	8,2	79	72

[a)] SMAW — дуговая сварка плавящимся покрытым электродом; SAW — дуговая сварка под флюсом; GMAW - дуговая сварка плавящимся электродом в защитном газе; GTAW - дуговая сварка неплавящимся вольфрамовым электродом в защитном газе; FCAW — дуговая сварка порошковой проволокой.

[b)] Знак ” означает — не определено.

Источник: Goodwin [28].

вает стабильность аустенита в междендритных объемах металла шва, приводя к снижению сопротивления разрушению по отношению к металлу швов, где мартенситное превращение было более полным.

6.5 СВАРИВАЕМОСТЬ

Несмотря на то что аустенитные нержавеющие стали считаются, в целом, хорошо свариваемыми, возможно появление ряда проблем свариваемости, если не принять соответствующие предупредительные меры. Может возникнуть кристаллизационное и ликвационное растрескивание в зависимости от химического состава основного и присадочного металлов и уровня содержания вредных примесей, особенно серы и фосфора. В этих сталях также могут возникнуть трещины в твердом состоянии, связанные с провалом пластических свойств, повторным нагревом (для снятия напряжений) и загрязнением медью. Несмотря на высокую коррозионную стойкость аустенитных нержавеющих сталей, в них может возникнуть локальная коррозия по границам зерен в ЗТВ (межкристаллитная коррозия и коррозионное растрескивание под напряжением) либо за счет концентрации напряжений в самом шве и вокруг шва. Поскольку в большинстве случаев металл швов содержит феррит, то при температуре между проходами возможно возникновение охрупчивания вследствие образования сигма-фазы и карбидов. Как и в ферритных сталях, реакция выпадения сигма-фазы течет вяло, поэтому охрупчивание за счет ее образования является в большей степени проблемой при эксплуатации сварных конструкций, чем при их производстве. Однако, как указывалось ранее, такое охрупчивание может произойти при послесварочной термической обработке крупногабаритных или толстостенных конструкций, когда скорость охлаждения с температур послесварочной термической обработки крайне низка.

6.5.1 Кристаллизационное растрескивание при сварке

Кристаллизационное растрескивание при сварке аустенитных нержавеющих сталей может быть значительной проблемой. Образование трещин, прежде всего, зависит от химического состава. Металл швов, кристаллизующийся по типу A и полностью аустенитный (не содержащий феррита), наиболее склонен к таким трещинам. Если кристаллизация проходит по типу FA, то металл хорошо сопротивляется кристаллизационному растрескиванию. Высокий уровень примесей, особенно серы и фосфора, повышает склонность к кристаллизационным трещинам усталей, кристаллизующихся по типу A или AF. Примеры кристал-

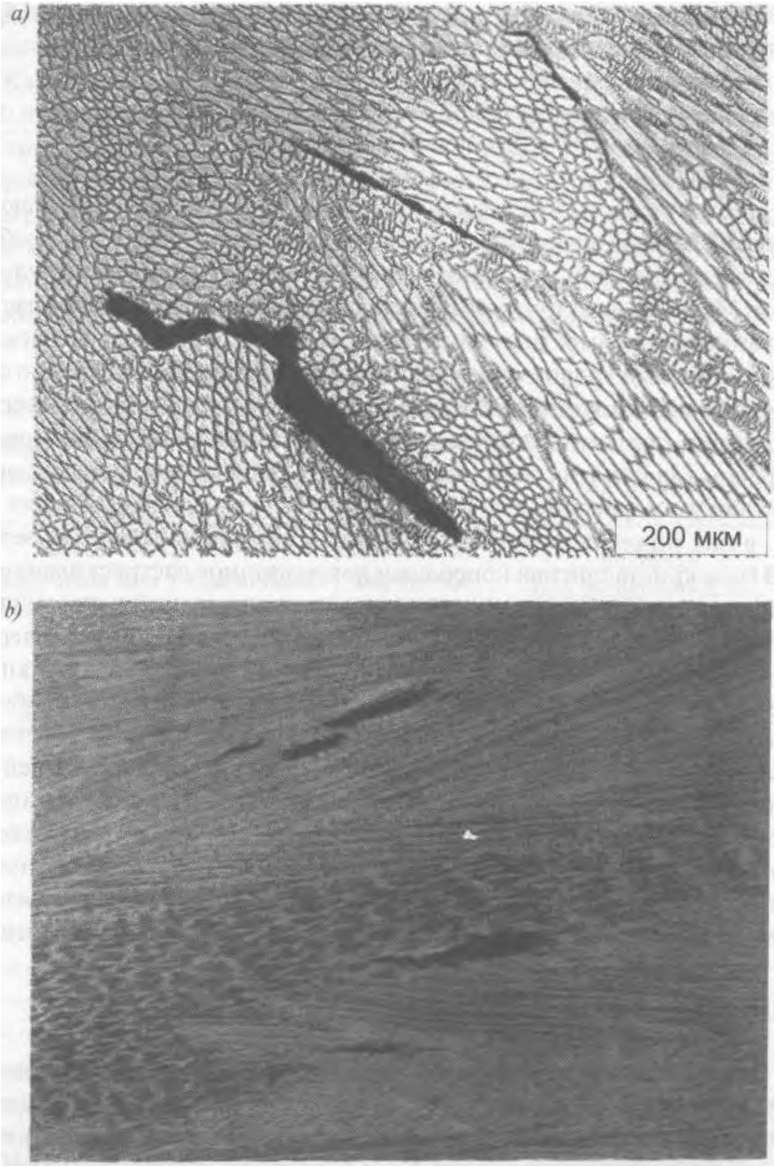


Рисунок 6.20 — Кристаллизационные трещины в сварных образцах, испытанных по методике Varestraint с деформацией, равной 5 %: ***a*** **—** металл шва полностью аустенитный (0 FN); ***b*** **—** металл шва (6 FN), кристаллизация по типу FA

лизационных трещин в металле сварных швов, кристаллизующихся по типу A и FA, приведены на рис. 6.20. Условия закрепления при сварке и тип сварного соединения также оказывают влияние на склонность к образованию трещин, особенно когда при кристаллизации первоначально образуется аустенит (тип A или AF). Условия сварки, которые предполагают наличие жестких закреплений при кристаллизации металла шва, приводят к увеличению склонности к растрескиванию. Значительные тепловложения при сварке, характерные для широких валиков шва, или излишне высокая скорость сварки, дающая каплевидную форму сварочной ванны, приводят к увеличению склонности к кристаллизационным трещинам. Вогнутая форма валика и незаваренные кратеры, образующиеся в процессе остановки сварки, также способствуют образованию кристаллизационных трещин.

Кристаллизационное растрескивание сварных швов существенно зависит от химического состава, и на рис. 6.21 схематично показана склонность к растрескиванию в зависимости от значения $Cr_{эк}/Ni_{эк}$ (эквиваленты по диаграмме WRC-1992). Следует отметить, что металл, химический состав которого в процессе кристаллизации (типа A и AF) образует первичный аустенит, наиболее склонен к растрескиванию, в то время как при кристаллизации по типу FA имеет место наиболее высокая сопротивляемость растрескиванию. Склонность к растрески-

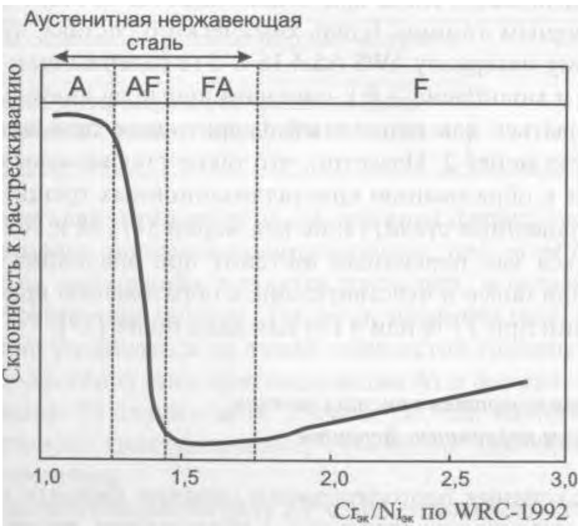


Рисунок 6.21 — Склонность сварного шва к кристаллизационному растрескиванию в зависимости от химического состава по данным испытания по методике Varestraint

ванию при кристаллизации по типу F выше, чем при кристаллизации по типу FA, но ниже, чем при кристаллизации по типу A и AF. Таким образом, химический состав может быть использован для контроля образования кристаллизационных трещин. Было показано, что образование первичного феррита при кристаллизации типа FA обеспечивает высокое сопротивление образованию горячих трещин по сравнению со сталями, кристаллизующимися как чистый аустенит. Главной причиной для такого высокого сопротивления образованию горячих трещин является присутствие двухфазной смеси аустенит + феррит вдоль границ зерен в конце процесса кристаллизации, что затрудняет смачивание жидкими пленками и создает извилистую границу, вдоль которой должны распространяться трещины.

Содержание феррита в металле шва при комнатной температуре может быть использовано для предсказуемого поведения металла при кристаллизации. Если ферритное число равно нулю, то предполагается, что сталь кристаллизуется по типу A. При значениях ферритного числа между 0 и 3 кристаллизация, возможно, пойдет по типу AE При значениях более 3 FN, но менее чем 20 FN кристаллизация наиболее вероятно пойдет по типу FA. Указанное ранее последнее значение FN обеспечивает наивысшую стойкость к горячим трещинам. Однако следует обратить внимание, что на диаграмме WRC-1992 (см. рис. 3.14) граница, отделяющая типы кристаллизации AF и FA, не параллельна изоферритным линиям. Сталь химического состава, аналогичного присадочному материалу AWS A5.4 16-8-2 (с содержанием хрома 16 %, никеля 8 % и молибдена 2 %), согласно прогнозу диаграммы должна кристаллизоваться как первичный феррит, даже при значении ферритного числа менее 2. Известно, что такие стали имеют высокое сопротивление к образованию кристаллизационных трещин. Наоборот, высоколегированные стали, такие как марки 317LM и 209. могут кристаллизоваться как первичный аустенит при значениях ферритного числа от 5 или более и чувствительны к образованию кристаллизационных трещин при 3 FN или 4 FN или даже более [29].

6.5.1.1 Преимущества кристаллизации с образованием первичного феррита

Для объяснения положительного влияния феррита или ферритной кристаллизации на стойкость к образованию кристаллизационных трещин применительно к аустенитным нержавеющим сталям был использован ряд известных факторов. Эти факторы приведены в табл. 6.10. Некоторые из них, как впоследствии было установлено, незначительно влияют либо вообще не влияют на склонность к образованию трещин, что отмечено в правой колонке табл. 6.10. Примеси, прежде всего сера и фосфор, имеют повышенную растворимость в феррите, что ограничивает “выталкивание” этих элементов в междендритные объемы при первичной кристаллизации. Однако наиболее важные факторы — природа смачивания и извилистость границ зерен, которая возникает, если в конце процесса кристаллизации одновременно присутствуют феррит и аустенит.

Таблица 6.10 — Предполагаемое положительное влияние наличия феррита в сварных швах для предотвращения кристаллизационных трещин

Фактор	Степень влияния
Высокая растворимость примесей	Некоторая
Более высокие, по сравнению с аустенитом, пластические свойства при высокой температуре	Незначительная
Более низкий коэффициент линейного расширения. чем у аустенита	
Более узкий температурный интервал кристаллизации	
Более слабая разделительная диффузия при кристаллизации	Некоторая
Худшее смачивание на границах феррит-феррит и феррит-аустенит	Сильная
Затрудненное распространение трещины вдоль извилистой границы феррит-аустенит в конце процесса кристаллизации	

При кристаллизации по типу FA границы феррит-аустенит присутствуют в конце процесса кристаллизации, при этом одновременно ухудшается смачивание жидкими пленками, и создаются крайне неплоские траектории трещин. Так, если возникла одна трещина, ей крайне трудно развиваться по такой извилистой границе. Обе границы аустенит—аустенит (тип кристаллизации A) и феррит-феррит (тип кристаллизации F) значительно прямее, так как на них отсутствует второй компонент кристаллизации, что сильно способствует распространению трещины.

При кристаллизации по типу AF вдоль относительно гладкой границы аустенит—аустенит присутствует некоторое количество феррита, что обеспечивает определенное повышение стойкости по сравнению с чисто аустенитной кристаллизацией (тип A).

Влияние извилистости границ схематично показано на рис. 6.22. Кристаллизационные трещины в сварных швах возникают преимуще-

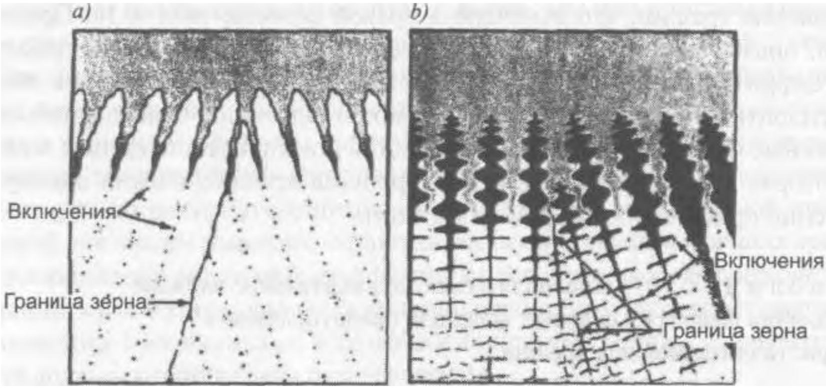


Рисунок 6.22 - Влияние типа кристаллизации на извилистость границы зерен: ***a*** — кристаллизация по типу А; ***b*** - кристаллизация по типу FA при наличии скелетного феррита [12]

ственно вдоль границ зерен кристаллизации. При кристаллизации по типу А эти границы, сильно спрямленные, не содержат остаточного феррита и приводят к низкому сопротивлению распространению трещин. если жидкие пленки смачивают границы. Наоборот, при кристаллизации по типу FA на этих границах имеется смесь феррита и аустенита, которая снижает смачиваемость жидкими пленками и усложняет распространение трещин, так как последние должны распространяться по очень извилистым границам аустенит—феррит.

6.5.1.2 Использование прогнозирующих диаграмм

Разработан ряд диаграмм, прогнозирующих склонность металла к горячим трещинам в зависимости от химического состава. Одной из старейших была диаграмма, опубликованная в 1980 г., предложенная авторами работы [30]. Как правило, ее называют диаграммой Suutala. Эта диаграмма, приведенная на рис. 6.23, была разработана на основе большого количества опубликованных работ, посвященных склонности металла швов аустенитных нержавеющих сталей к растрескиванию. Аналогичные разработки были выполнены авторами работы [31]. Приведенная диаграмма демонстрирует важность влияния химического состава на склонность металла швов аустенитных нержавеющих сталей к растрескиванию. По мере достижения значения $Cr_{эк}/Ni_{эк}$ выше критического стойкость против образования трещин резко возрастает независимо от уровня содержания примесей. Этот резкий переход связан с изменением типа кристаллизации — от первичного аустенита к первичному ферриту.

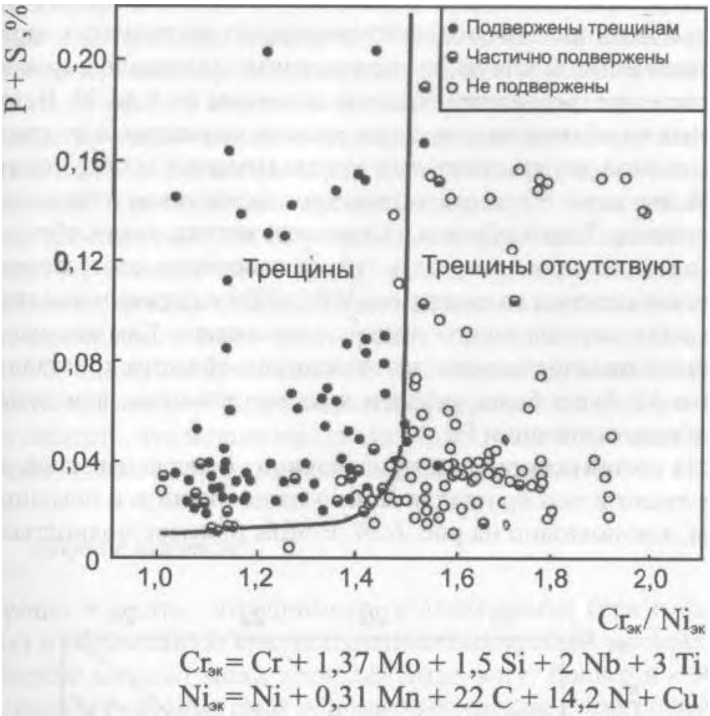


Рисунок 6.23 - Диаграмма Suutala для прогнозирования образования кристаллизационных трещин в сварных швах в зависимости от химического состава металла шва [30]

Крайне низкое содержание серы и фосфора способствует высокому сопротивлению к образованию трещин для целого диапазона химического состава сталей. Достижение столь низкого содержания этих примесей, в целом, экономически нецелесообразно при использовании обычных способов плавки. Аргонокислородная декарбюризация (AOD) может существенно снизить содержание серы, но не повлияет на содержание фосфора. Даже в весьма “чистых” сталях полагают, что содержание серы и фосфора превышает 0,02 %. В результате, наилучший способ борьбы с трещинами - регулирование процессом кристаллизации.

Диаграмма WRC-1992 (см. рис. 3.14) может быть также использована одновременно для оценки содержания феррита (в терминах ферритного числа) и характера кристаллизации. Как описано в главе 3, эта Диаграмма была разработана за счет усилий подкомиссии по нержавеющим сталям Совета по исследованиям в области сварки (WRC). Сотни сварных швов были исследованы для определения ферритного числа и характера кристаллизации в зависимости от химического состава. Исходя из химического состава коммерческих аустенитных нержавеющих сталей и соответствующих присадочных материалов, можно ожидать изменение ферритного числа в диапазоне от 0 до 20. В пределах диапазона колебания химического состава, определяемого стандартами для данной марки стали, тип кристаллизации может меняться от A до FA или даже F с соответствующим диапазоном изменения ферритного числа. Таким образом, склонность металла шва к образованию трещин можно прогнозировать путем нанесения соответствующего химического состава на диаграмму WRC-1992 и определения типа кристаллизации металла такого химического состава. Как отмечалось ранее, металл химического состава, лежащий в областях кристаллизации типа A и AF, будет более склонен к растрескиванию, чем лежащий в области кристаллизации FA.

Если состав основного и присадочного металла известен, то ферритное число и тип кристаллизации можно оценить с помощью диаграммы, как показано на рис. 6.24. В этом примере полностью аусте-

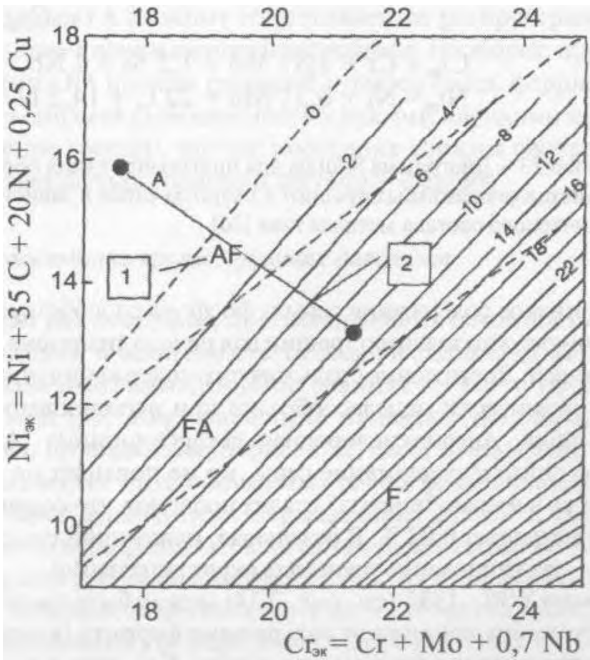


Рисунок 6.24 — Использование диаграммы WRC-1992 для прогнозирования характера кристаллизации и ферритного числа

нитный основной металл сваривается с применением присадочного материала с ферритным числом 10 FN. Химический состав металла любого сварного шва, сформированного на базе этих материалов, должен лежать на прямой линии, соединяющей соответствующие точки. Положение на самой линии определяется долей участия основного и присадочного металлов (в переводимой монографии — степенью “разбавления” присадочного металла основным). Если такое "разбавление” составляет 50 % (случай 1), то металл шва кристаллизуется по типу AF и имеет 1 FN. Такой металл шва потенциально может быть склонен к кристаллизационным трещинам в условиях достаточно жестких закреплений. Если “разбавление” присадочного металла снижается до 20 % (случай 2, что типично при низких тепловложениях), то тип кристаллизации — FA при значении ферритного числа, равного 6. Следует ожидать, что металл такого шва будет весьма стоек к образованию трещин, даже в случае наличия жестких закреплений.

6.5.1.3 Влияние примесей

Хорошо известно, что примеси, в особенности сера и фосфор, приводят к образованию кристаллизационных трещин в сталях. Даже очень низкие концентрации этих элементов могут привести к образованию трещин в сварных швах аустенитных нержавеющих сталей, если при кристаллизации образуется первичный аустенит (тип кристаллизации A или AF). Это четко просматривается на диаграмме Suutala (см. рис. 6.23), откуда следует, что суммарное содержание серы и фосфора на уровне 0,02 % достаточно для образования трещин при значении $Cr_{эк}/Ni_{эк}$ менее 1.48.

Обычно суммарное содержание серы и фосфора в нержавеющих сталях находится в диапазоне от 0,02 до 0,05 % в зависимости от марки стали и требований нормативной документации. Удаление серы из нержавеющей стали — процесс несложный при использовании плавки по технологии аргонокислородной декарбюризации (AOD). В этом случае газовая смесь аргона с кислородом продувается через расплавленную сталь для снижения содержания углерода с образованием и выделением угарного (CO) и углекислого (CO,) газов. При этом сера, окисляясь кислородом, образует SO_2 и уходит из расплава. При использовании такого способа переплава в сталях можно достигнуть весьма низкого содержания серы — 0,001 % (10 ppm). К сожалению, удаление фосфора — более трудный процесс и уровня его содержания менее 0,02 % можно достичь только четким контролем исходных материалов.

В работах авторов [32, 33] было показано, что фосфор фактически может быть более опасен, чем сера, относительно возможности образования кристаллизационных трещин в металле шва. Однако авторы этих работ рекомендуют снизить содержание серы и фосфора до уровня ниже 0,002 %, чтобы исключить кристаллизационные трещины в полностью аустенитном металле шва. Влияние этих вредных примесей на образование кристаллизационных трещин в полностью аустенитном металле шва 25Cr—20Ni при использовании испытания по методике Varestraint приведено на рис. 6.25. С практической точки зрения достижение достаточно низких уровней содержания этих примесей для минимизации вероятности образования или полного исключения растрескивания в полностью аустенитном металле шва нерационально при использовании коммерческих методов производства стали. Таким образом, управление процессом кристаллизации является первостепенной задачей.

В результате исследования дуговой сварки вольфрамовым электродом в защитном газе специальных плавок стали марки 308 с весьма низким содержанием феррита авторы работы [34] установили, что фосфор сильнее, чем сера, способствует образованию кристаллизационных трещин в зоне расплавления. Однако они также установили, что в ЗТВ наоборот — сера сильнее, чем фосфор, способствует образованию кристаллизационных трещин. Усложняющим фактором снижения серы до очень низких уровней является то обстоятельство, что сера положительно влияет на глубину проплавления. Авторы работы [35] установили, что швы при содержании серы в основном металле менее 0,005 %., выполненные дуговой сваркой вольфрамовым электродом в защитном газе, имеют крайне низкую глубину проплавления. Авторы этой работы отнесли этот факт к проявлению эффекта конвекции за счет сил поверхностного натяжения жидкого металла в сварочной ванне (эффект Marangoni). Если содержание серы слишком мало, поверхностное натяжение в металле сварочной ванны понижается с ростом температуры, в связи с чем наиболее горячий металл непосредственно из-под дуги оттягивается к краям сварочной ванны. В результате этого образуется широкая сварочная ванна с неглубоким проплавлением. С другой стороны, при большем содержании серы поверхностное натяжение возрастает с ростом температуры. При этом жидкий металл оттягивается по поверхности в сторону центра, где он может двигаться только вниз. Наиболее горячий металл опускается вниз, образуя узкий шов с глубоким проплавлением. Таким образом, с целью предотвращения образования трещин желательно снизить содержание серы до очень низких уровней, но это не всегда выгодно с точки зрения производительности процесса сварки.

Если кристаллизация происходит по типу FA, то сопротивление образованию горячих трещин весьма высоко, независимо от содержа-

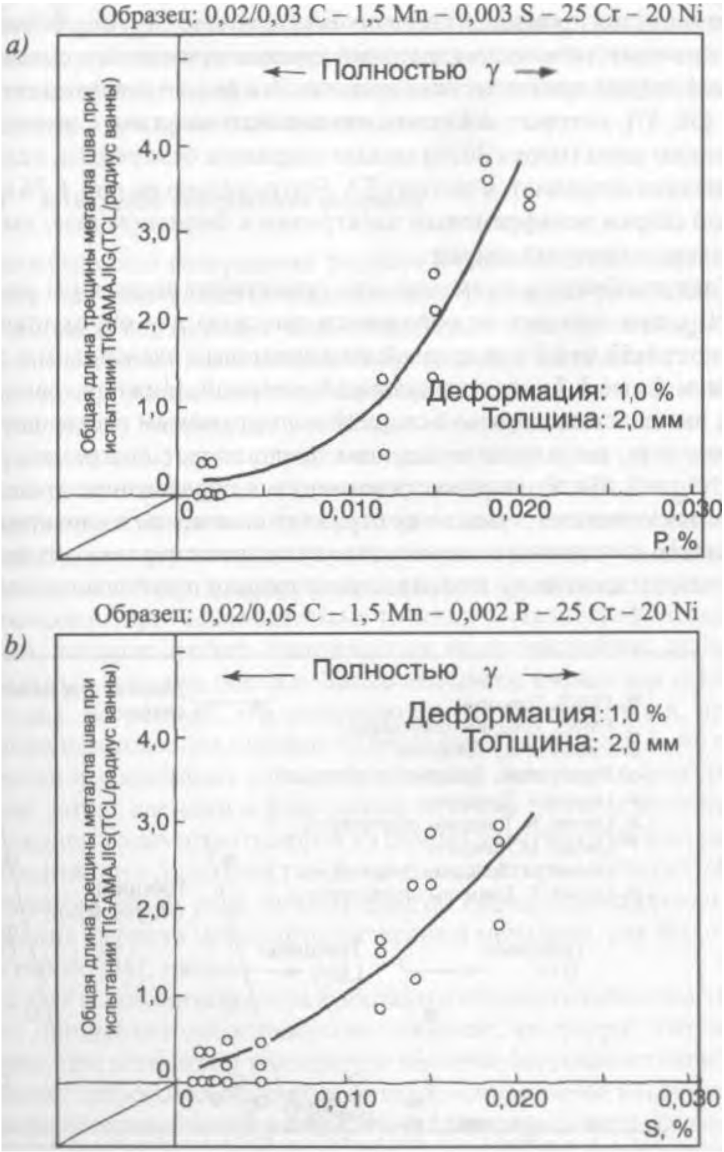


Рисунок 6.25 — Склонность сварного шва к кристаллизационному растрескиванию полностью аустенитного металла шва 25Cr— 20Ni, основанная на данных испытаний по методике Varestraint: ***a*** **—** влияние фосфора; ***b*** — влияние серы [33]

ния примесей. Как показано на диаграмме Suutala (см. рис. 6.23), если кристаллизация происходит по типу FA (значение $Cr_{эк}/Ni_{эк}$ более 1,48), то можно допустить весьма высокий уровень суммарного содержания серы и фосфора при отсутствии трещин. Это было проверено авторами работ [36, 37], которые показали, что автоматные стали с высоким содержанием серы (марка 303S) можно сваривать без трещин, если кристаллизация сохраняется по типу FA. Это показано на рис. 6.26 как для дуговой сварки вольфрамовым электродом в защитном газе, так и для импульсной лазерной сварки.

Следует обратить внимание, что существуют диапазоны значения $Cr_{эк}/Ni_{эк}$, при которых не образуются трещины для обоих процессов сварки: от 1,55 до 1,9 для дуговой вольфрамовым электродом в защитном газе, более 1,7 - для импульсной лазерной. Нижняя граница для швов, выполненных дуговой сваркой вольфрамовым электродом в защитном газе, несколько выше, чем предполагает диаграмма Suutala ($Cr_{эк}/Ni_{эк}$ = 1,48), но переход склонности к образованию трещин является также четким, поскольку отражает изменение в характере кристаллизации - переход от первичного аустенита к первичному ферриту. Увеличение склонности к образованию трещин при больших значени-

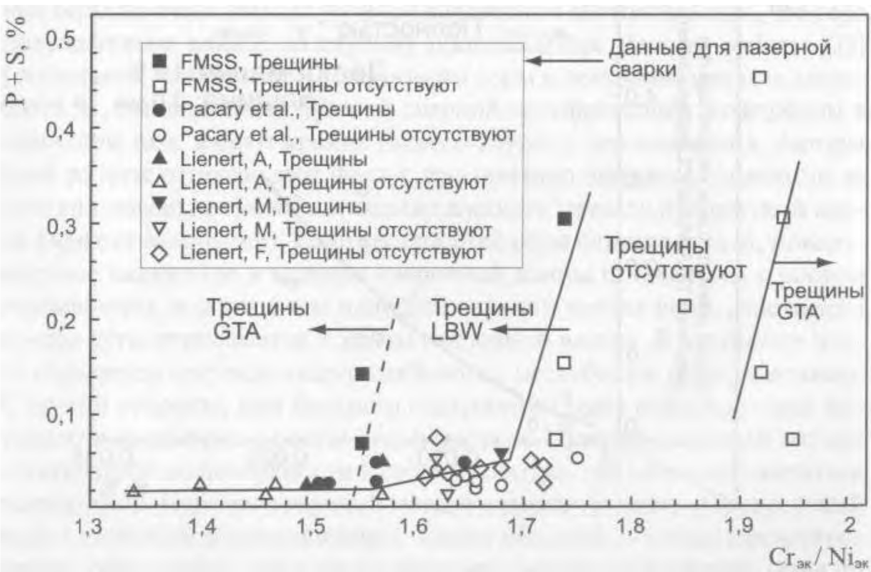


Рисунок 6.26 — Склонность сталей с высоким содержанием серы к образованию кристаллизационных трещин в зависимости от значения $Cr_{эк}/Ni_{эк}$ для сварных соединений, выполненных дуговой сваркой вольфрамовым электродом в защитном газе (GTA) и лазерной сваркой (LBW) [37]

ях $Cr_{эк}/Ni_{эк}$ (примерно 1,9) отражает изменение типа кристаллизации от FA к F. Наличие границ феррит—феррит в конце процесса кристаллизации способствует лучшему смачиванию жидкими пленками, обогащенными серой, чем при наличии границ аустенит-феррит, которые присутствуют при кристаллизации по типу FA.

6.5.1.4 Измерение содержания феррита

Очевидно, что содержание феррита в металле шва является важным, так как оно является индикатором характера кристаллизации металла шва и связанной с ним стойкостью к растрескиванию. Использование только химического состава может быть недостаточным для прогнозирования характера кристаллизации и содержания феррита, поскольку небольшие колебания в химическом составе вследствие различных методов анализа могут привести к значительным изменениям в прогнозируемом поведении металла. Это особенно важно для содержания углерода и азота, которые являются потенциальными аустенизаторами (аустенитоускорительными элементами). Итак, важным является точное измерение содержания феррита в металле шва. Это возможно при использовании техники металлографических измерений, которая требует изготовления многочисленных шлифов и специальных методик оценки. Такие методики имеют три основных недостатка. Во-первых, эти разрушающие методы контроля, предполагающие изготовление шлифов из реальных сварных швов, не позволяют вести исследования в полевых условиях. Во-вторых, они требуют больших затрат времени и изначально неточны, если не изготавливается большое количество шлифов из разных участков шва и их различной ориентации в пространстве. В-третьих, повторяемость результатов исследований среди ряда лабораторий по определению процентного содержания феррита металлографическими методами, как было показано в работе [38], низка.

На этих основаниях были разработаны и стандартизованы магнитные методы. Данные методы основаны на том факте, что феррит, в отличие от аустенита, при комнатной температуре является ферромагнетиком. Один из наиболее широко используемых методов основывается на оценке силы (называемой отрывающей), необходимой для отрыва маленького магнита от поверхности сварного шва в зависимости от содержания феррита. Был спроектирован ряд инструментальных средств на основе этого принципа, наиболее признанными из них являются MagneGage и Severn Gage. Для калибровки MagneGage был разработан стандарт AWS A4.2-98 для использования вторичных образцов металла шва, в иных случаях применялись стандарты первичной толщины покрытия. Аналогичные принципы и процедуры калибровки отображены в ISO 8249.

В другой методике используется датчик вихревых токов для определения содержания феррита. Приборы такого типа, как Fischer FeritScope™, весьма удобны в полевых условиях, поскольку они портативны и позволяют осуществлять доступ к малым пространствам. Эти приборы можно калибровать на вторичных образцах металла шва, но они воспроизводят результаты, идентичные приборам MagneGage. Все приборы могут калиброваться для измерения содержания феррита в значениях ферритного числа (FN). FN с объемным процентом феррита четко не коррелируется, а изменяется в диапазоне от 0 до 140 FN или более в зависимости от состава феррита. При величинах FN менее 8 оно практически совпадает с объемным процентом феррита. В металле шва аустенитных и дуплексных сталей при более высоких значениях ферритного числа объемный процент феррита может быть около 70 % значения FN [39].

6.5.1.5 Влияние кристаллизации с высокой скоростью

Диаграммы Suutala и WRC-1992 обычно достаточны для прогнозирования характера кристаллизации и склонности к образованию трещин при сварке аустенитных нержавеющих сталей. Однако в условиях кристаллизации с высокой скоростью может произойти изменение характера кристаллизации, а с помощью указанных диаграмм точно прогнозировать характер кристаллизации или содержание феррита окажется невозможным. Это было изучено рядом исследователей [40-45]. В целом большинство специалистов согласилось, что изменение характера кристаллизации от первичного феррита к первичному аустениту связано с переохлаждением вершин дендритов, как было отмечено авторами работы [46]. Указанное явление применительно к сварным швам аустенитных нержавеющих сталей было описано достаточно детально авторами [41, 44]. В условиях кристаллизации с высокими скоростями переохлаждение вершин дендритов увеличивает стабильность аустенита по отношению к ферриту как первичной фазы кристаллизации. Это схематично показано на рис. 6.27. Предпочтительной фазой кристаллизации будет та, у которой наивысшая температура вершин дендритов при данной скорости роста. Таким образом, с увеличением скорости образуется аустенит вместо феррита. В сталях, которые в нормальных условиях кристаллизовались бы как феррит, при низком значении $Cr_{эк}/Ni_{эк}$ критическая скорость роста при аустенитной кристаллизации обозначена как R_{C1} (см. рис. 6.27). По мере увеличения значения $Cr_{эк}/Ni_{эк}$ требуются более высокие скорости роста для образования аустенита при кристаллизации, что отображается значением R_{C2}.

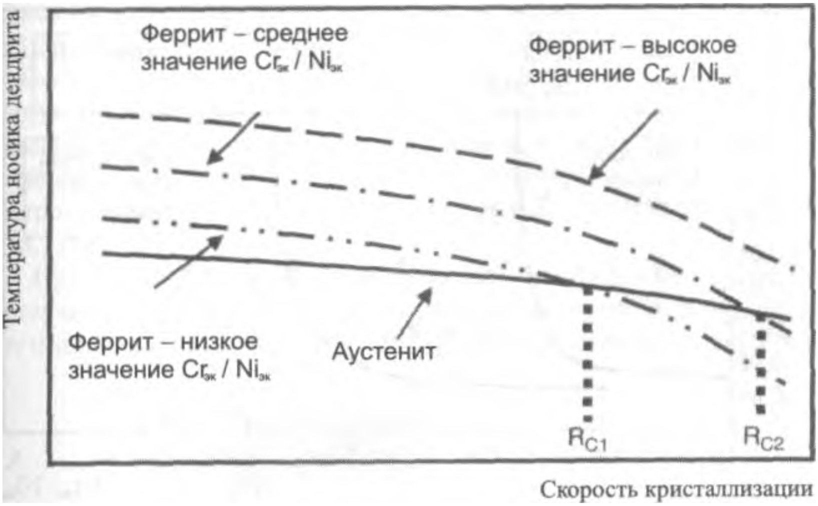


Рисунок 6.27 - Влияние “быстрой” кристаллизации на недоохлаждение “носика” дендрита

Признав это явление и его влияние на образование кристаллизационных трещин, авторы работы [47] разработали модифицированную версию диаграммы Suutala, основанную на высокой скорости кристаллизации в условиях импульсной лазерной сварки (рис. 6.28). Указанная диаграмма также применима для других процессов сварки, обеспечивающих крайне высокие скорости кристаллизации, такие как электроннолучевая или дуговая сварка вольфрамовым электродом в защитном газе при высоких скоростях сварки. Следует отметить, что по отношению к оригинальной диаграмме Suutala существует разграничение между понятиями “трещина присутствует”, “трещина отсутствует”. Для трещин, образовавшихся в сварных швах, выполненных дуговой сваркой, критическое эквивалентное отношение, основанное на эквивалентах авторов [31] применительно к швам, выполненным импульсной лазерной сваркой, сдвинуто в сторону более высоких значений (от 1,48 до 1,68). Как следствие, стали, имеющие достаточную стойкость против образования трещин при “нормальных” условиях кристаллизации, могут быть склонны к образованию трещин при весьма высоких скоростях кристаллизации.

Как было изложено ранее, резкий сдвиг в критическом значении $Cr_{эк}/Ni_{эк}$ в условиях кристаллизации с высокой скоростью является следствием изменения характера кристаллизации в таких условиях. В некоторых сталях, которые в “нормальных" условиях кристаллизо-

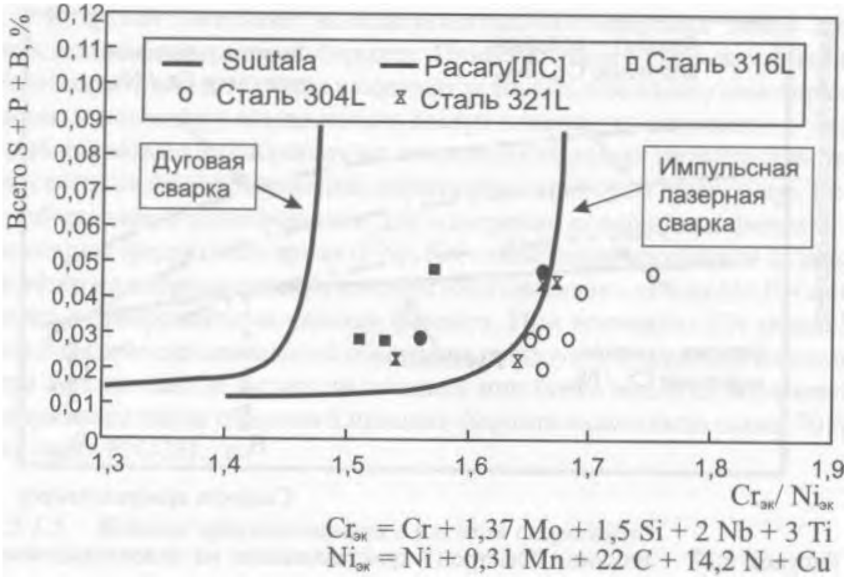


Рисунок 6.28 - Модифицированная диаграмма Suutala для условий "быстрой" кристаллизации [47]

Зачерненные символы — трещины имеются; не зачерненные символы - трещины отсутствуют.

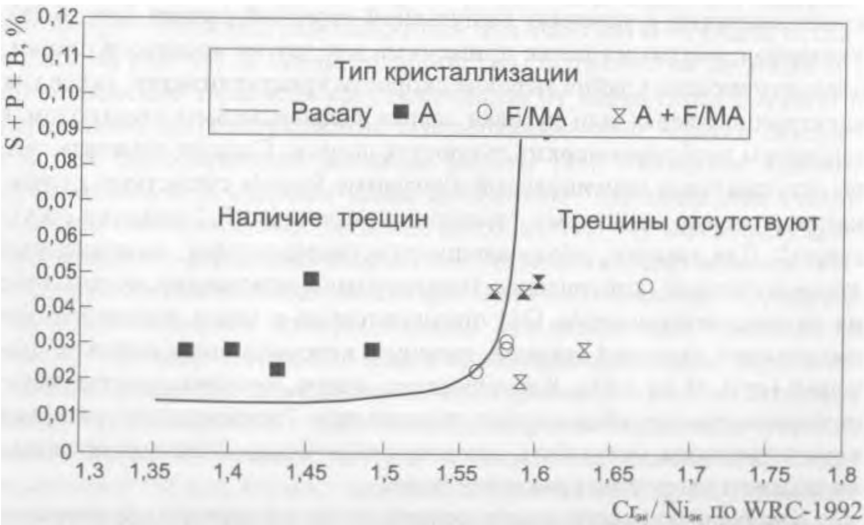


Рисунок 6.29 — Переход типа кристаллизации от первичного аустенита к первичному ферриту для быстро закристаллизовавшихся сварных швов нержавеющих сталей [41]

вались бы как первичный феррит, при значении $(Cr_{эк}/Ni_{эк})_{WRC}$ от 1,35 до 1,55, образуется первичный аустенит при кристаллизации по типу А. Как следствие, эти стали могут быть склонны при сварке к образованию кристаллизационных трещин. На рис. 6.29 показан переход от кристаллизации первичного аустенита до кристаллизации первичного феррита при высоких скоростях кристаллизации, при этом график построен с использованием соотношений эквивалентов по диаграмме WRC-1992.

При значении отношения эквивалентов по WRC-1992 более 1,55, в результате кристаллизации, образуется феррит, но этот феррит может полностью превратиться в аустенит при охлаждении в твердом со-

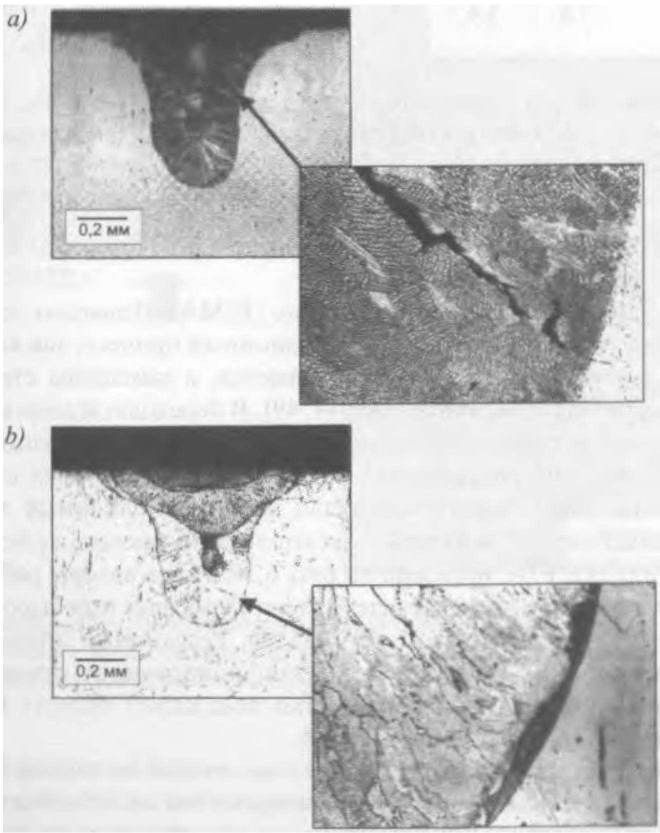


Рисунок 6.30 — Микроструктура сварных швов, выполненных импульсной лазерной сваркой: ***a*** — кристаллизация по типу А; ***b* —** кристаллизация по типу F/MA
Обе структуры полностью аустенитные.

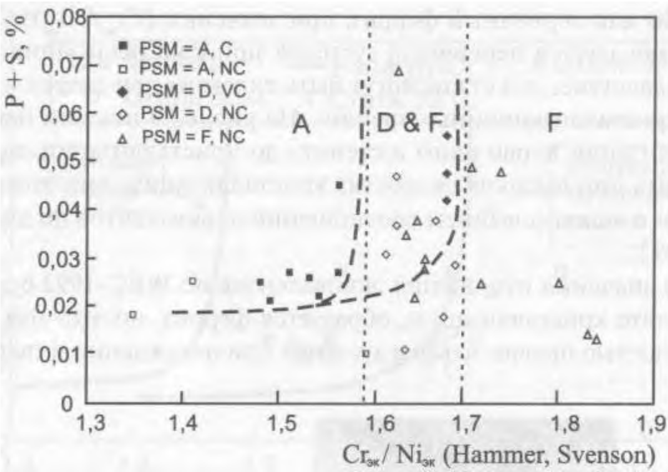


Рисунок 6.31 - Диаграмма первичного типа кристаллизации (PSM): A — аустенитная кристаллизация; D — смешанная кристаллизация (A + F); F — ферритная кристаллизация; C - наличие трещин; NC - отсутствие трещин; VC — переменное растрескивание [48]

стоянии как “массивное” превращение (F/MA). Полагают, что “массивное” превращение — это бездиффузионный процесс, так как следы феррита в микроструктуре не наблюдаются, а замещены структурой “массивного” аустенита (MA) [41, 44, 49]. В переходной зоне могут сосуществовать аустенит, сформированный при кристаллизации, и образовавшаяся при “массивном” превращении из феррита структура (A+F/MA). Микроструктура металла швов, выполненных лазерной импульсной сваркой, в которых имеются составляющие кристаллизации по типу A и F/A, показана на рис. 6.30. Ранее авторы работы [48] исследовали изменение в характере кристаллизации при высоких скоростях, используя широкую гамму сталей. Результатом этого явилась диаграмма (рис. 6.31), несколько модифицированная относительно диаграммы на рис. 6.28, которая четко показывает область перехода между типами кристаллизации A и FA.

Превращения, описанные ранее, протекают не только при использовании лазерной импульсной сварки. Они могут наблюдаться в металле швов, выполненных электроннолучевой сваркой с весьма высокими скоростями, как было показано авторами [49, 50]. Автор работы [51] наблюдал изменение характера кристаллизации по оси сварных швов, выполненных электронно лучевой сваркой 304L. Это изменение, как показано на рис. 6.32, было связано с наличием более высокой

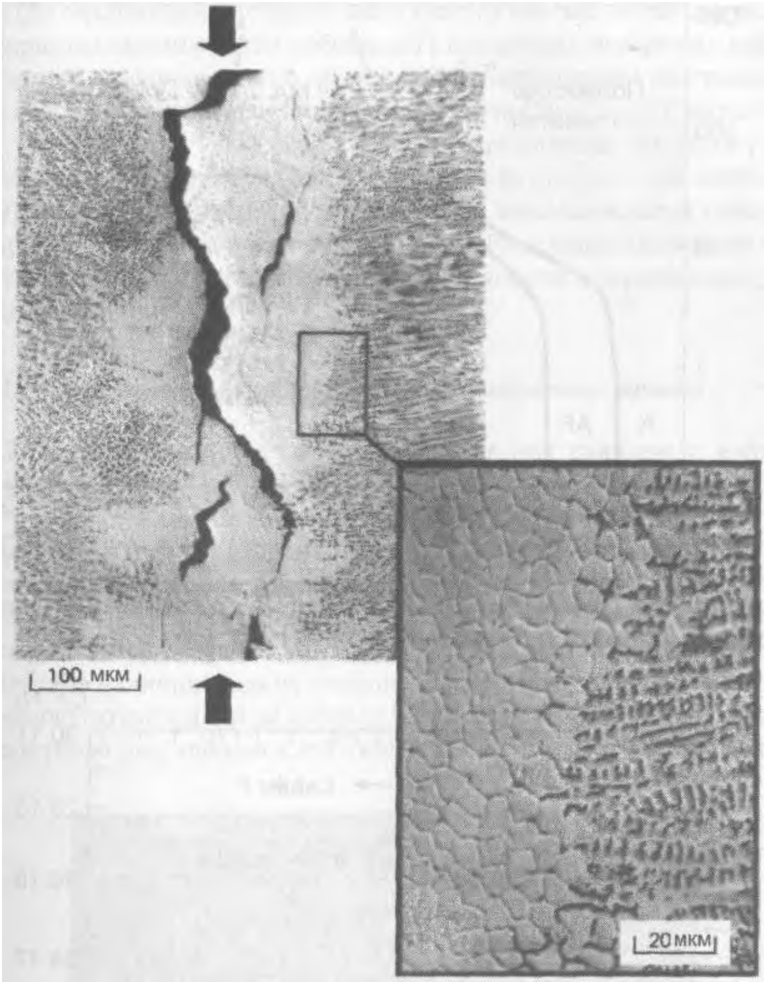


Рисунок 6.32 - Изменение типа кристаллизации вдоль оси шва. выполненного электроннолучевой сваркой стали марки 304L [51]. Стрелками указано положение оси поперечного сечения шва

скорости кристаллизации по оси шва по отношению к другим объемам сварного шва. Аналогичные процессы наблюдали авторы работы [45] в сварных швах, выполненных дуговой сваркой вольфрамовым электродом в защитном газе на высоких скоростях, что привело к формированию каплевидной сварочной ванны. Переход от кристаллизации с образованием первичного феррита к кристаллизации с образованием первичного аустенита наблюдался по оси шва.

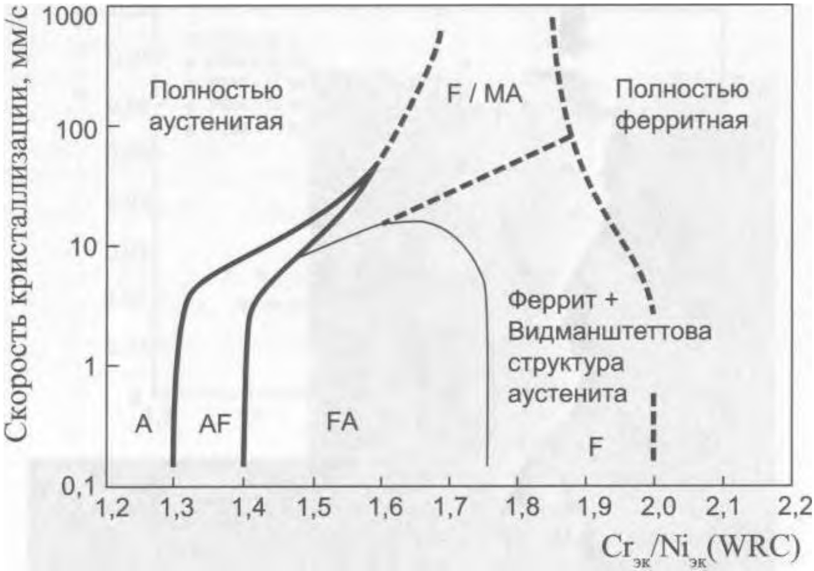


Рисунок 6.33 — Влияние состава и скорости кристаллизации на микроструктуру аустенитных нержавеющих сталей [41]

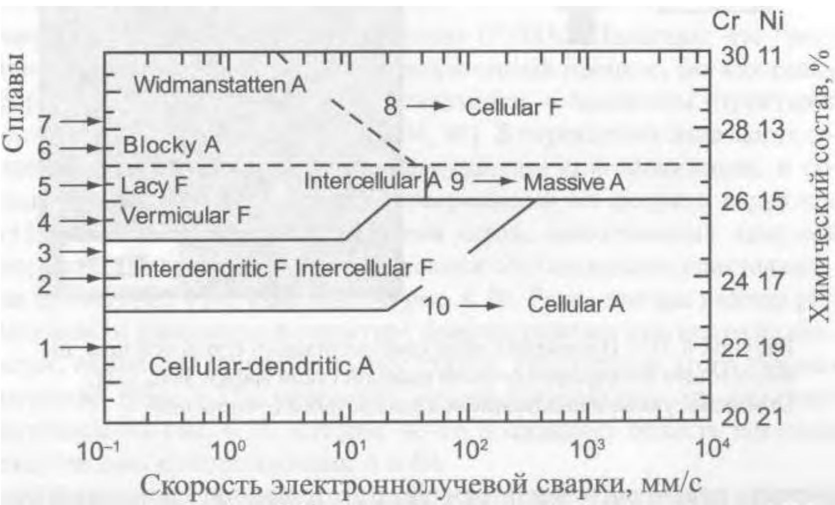


Рисунок 6.34 - Влияние скорости электроннолучевой сварки на микроструктуру сплавов системы Fe-Cr-Ni [49]

На поле рисунка обозначение микроструктуры: 1 - аустенитная ячеисто-дендритная; 2 - ферритная междендритная; 3 - ферритная межъячеистая; 4 - ферритная червеобразная; 5 - ферритная извилистая; аустенитная межьячеистая; 6 - аустенитная блочная; 7 - Видманштеттов аустенит; 8 - ферритная ячеистая; 9 - аустенитная сплошная; 10 - аустенитная ячеистая.

Для объединения влияния химического состава металла и скорости кристаллизации автор работы [41] предложил диаграмму микроструктуры, представленную на рис. 6.33. Аналогичная диаграмма на базе сварных швов, имеющих тройной сплав (Fe—Cr—Ni), выполненных электронно лучевой сваркой, также предложена авторами [49] и показана на рис. 6.34. Следует отметить, что на рис. 6.33 при значениях $Cr_{эк}/Ni_{эк}$ от 1,3 до 1,6 увеличение скорости кристаллизации приводит к переходу от кристаллизации типа AF и FA к кристаллизации типа A, что может привести к повышению склонности к образованию кристаллизационных трещин.

6.5.1.6 Морфология разрушения кристаллизационных трещин

Поскольку кристаллизационные трещины связаны с наличием жидких пленок по границам зерен и субзерен кристаллизации (см. рис. 6.15), внешне поверхность разрушения имеет дендритный характер. Типичная поверхность кристаллизационной трещины при рассмотрении ее в электронном сканирующем микроскопе показана на рис. 6.35. Соответствующий внешний вид поверхности разрушения является результатом разделения противостоящих дендритов вследствие наличия жидких пленок вдоль границ зерен или субзерен. В полностью аустенитном металле швов может произойти переход от дендритного разрушения к плоскому, что схематично изображено на

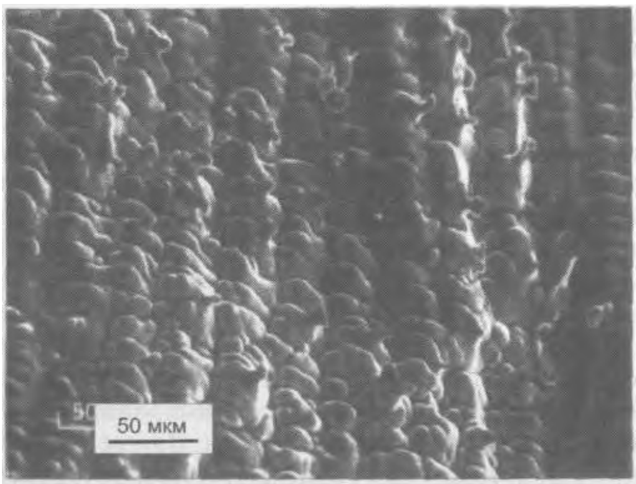


Рисунок 6.35 — Дендритный характер поверхности разрушения кристаллизационной трещины сварного шва

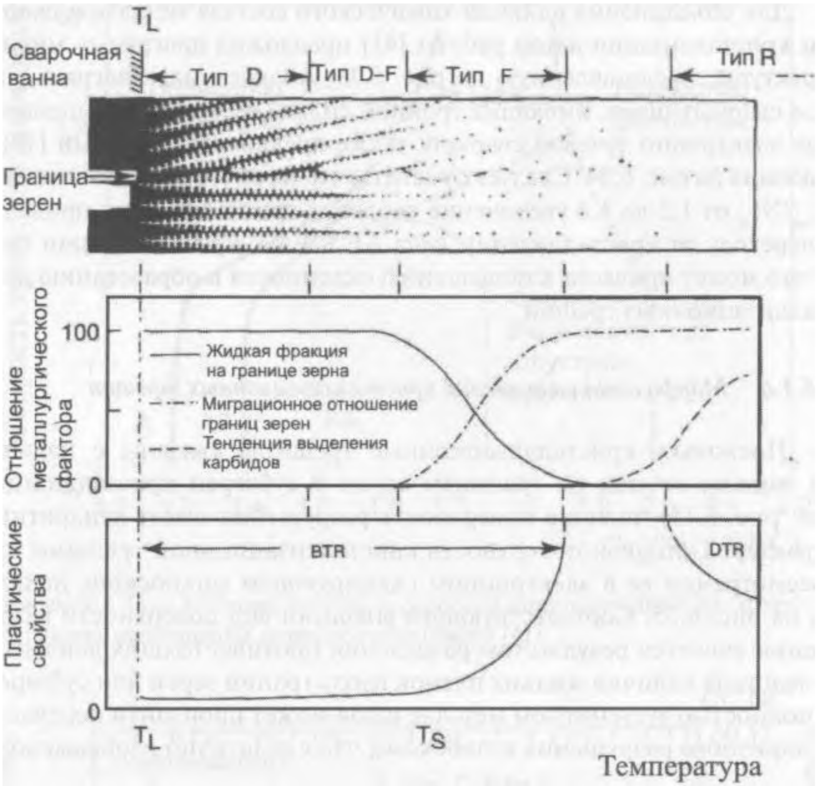


Рисунок 6.36 — Схема морфологии разрушения в полностью аустенитном металле шва [13]
Обозначения на рисунке: D - дендритная; F — плоская; BTR - температурный интервал хрупкости; DTR — температурный интервал провала пластичности.

рис. 6.36. Происходит это вследствие начала кристаллизации металла границ зерен, в таком случае утрачивается дендритный характер границ. Трещины распространяются вдоль, по сути дела, мигрирующей границы.

В целом поверхности кристаллизационных трещин сварных швов почти полностью носят дендритный характер. Наличие морфологии. показанной на рис. 6.35, является надежным признаком того, что образование трещин наиболее вероятно произойдет в процессе кристаллизации, а не в твердом состоянии. Другие механизмы растрескивания при повышенной температуре, например, растрескивание за счет провала пластичности, реализуются в металле швов вдоль мигрирующих границ зерен и не носят четко выраженного дендритного характера.

*6.5.1.*7 *Предупреждение образования кристаллизационного растрескивания в сварных швах*

Для того чтобы наиболее просто и эффективно избежать или снизить вероятность образования кристаллизационного растрескивания при сварке аустенитных нержавеющих сталей, следует регулировать химический состав основного и присадочного металлов. При обеспечении кристаллизации с образованием первичного феррита возможность образования трещин будет сведена к нулю. Для большинства химических составов металла шва аустенитных нержавеющих сталей это означает, что химический состав должен быть таким, чтобы имела место кристаллизация типа FA при достижении в наплавленном металле значений ферритного числа от 3 до 20 FN. Как показано на рис. 6.24, для этого может быть эффективно использована диаграмма WRC-1992, если известны химические составы основного и присадочного металлов.

В системах, где химические составы основного и присадочного металлов препятствуют кристаллизации по типу FA, т. е. кристаллизация идет по типу A или AF с образованием первичного аустенита, вероятность растрескивания будет намного выше. Наиболее эффективный путь избежать трещин в металле таких сварных швов - снизить содержание примесей (см. диаграмму Suutala на рис. 6.23) и/или минимизировать жесткость закреплений сварных швов. Высокочистые, полностью аустенитные металлы сварных швов с низким содержанием примесей могут быть вполне стойкими к образованию трещин при сварке в условиях низкой и умеренной жесткости закрепления сварных соединений. Выпуклая форма валика шва и заполненные кратеры сварных швов также полезны.

В зависимости от характера и/или условий применения сварной конструкции требуется определенное внимание при назначении уровня содержания феррита в металле шва. Наличие уровня содержания феррита, соответствующего значению FN от 3 до 20, позволяет практически наверняка избежать кристаллизационных трещин. Содержание феррита при FN более 10 может фактически поставить под угрозу механические свойства металла, если сварные элементы необходимо термообрабатывать для снятия напряжений либо сварная конструкция будет работать в условиях криогенных или повышенных температур. Потеря вязкости разрушения в условиях криогенных температур при содержании феррита на уровне 3 FN была показана ранее (см. рис. 6.19).

Эксплуатация сварных конструкций в диапазоне температуры от 425 до 870 °C (от 800 до 1600 °F) может привести к охрупчиванию вследствие формирования альфа-прим и сигма-фазы, причем обе формируются преимущественно на границе аустенит—феррит. Для металла швов, имеющих ферритное число более 10, образование этих фаз может резко снизить ударную вязкость и пластические свойства. Также было показано, что высокое содержание феррита снижает разрушающие напряжения (stress-rupture properties) при повышенных температурах (см. рис. 6.18). Таким образом, если диаграмма WRC-1992 используется для регулирования химическим составом с целью обеспечения кристаллизации типа FA и “безопасного” относительно кристаллизационных трещин при сварке и уровня содержания феррита в металле шва, то инженеры должны знать о формировании в нем высокого уровня содержания феррита. При использовании лазерной и электронно лучевой сварки характер кристаллизации и содержание феррита, прогнозируемые диаграммой WRC-1992, могут быть не эффективными. В этом случае следует использовать рекомендации, а также прогнозирующие диаграммы в разделе 6.5.1.5.

6.5.2 Ликвационные трещины в зоне термического влияния

Аустенитные нержавеющие стали могут быть склонны к различным формам трещин в ЗТВ, как было рассмотрено в работах [52, 53]. Ликвационные трещины в ЗТВ образуются вследствие формирования по границам зерен в зоне частичного расплавления, примыкающей к литой зоне, жидких пленок. Такая ликвация может происходить вследствие сегрегации примесей по границам зерен в условиях повышенных температур либо как структурная ликвация карбида ниобия NbC (сталь марки 347) или карбида титана TiC (сталь марки 321). Как отмечалось ранее, было установлено, что сера оказывает наиболее вредное, по сравнению с фосфором, влияние относительно образования трещин в ЗТВ [34].

Образование ликвационных трещин в ЗТВ можно регулировать воздействием на химический состав основного металла. В основных металлах, имеющих ***ферритный потенциал**** (по диаграмме WRC-1992), равный единице или более, образуется некоторое количество феррита на границе ЗТВ и зоны частичного расплавления (см. рис. 6.17), что эффективно препятствует образованию ликвационных трещин. Это происходит вследствие того, что имеющиеся границы феррит—аустенит плохо смачиваются жидкими пленками. Образование феррита по границам зерен также ограничивает рост зерна и оказывает благоприятное воздействие на снижение склонности к образованию трещины.

* В сварных швах ферритный потенциал определяется тем же путем, что и ферритное число. Ферритный потенциал показывает тенденцию к формированию феррита в ЗТВ основного металла.

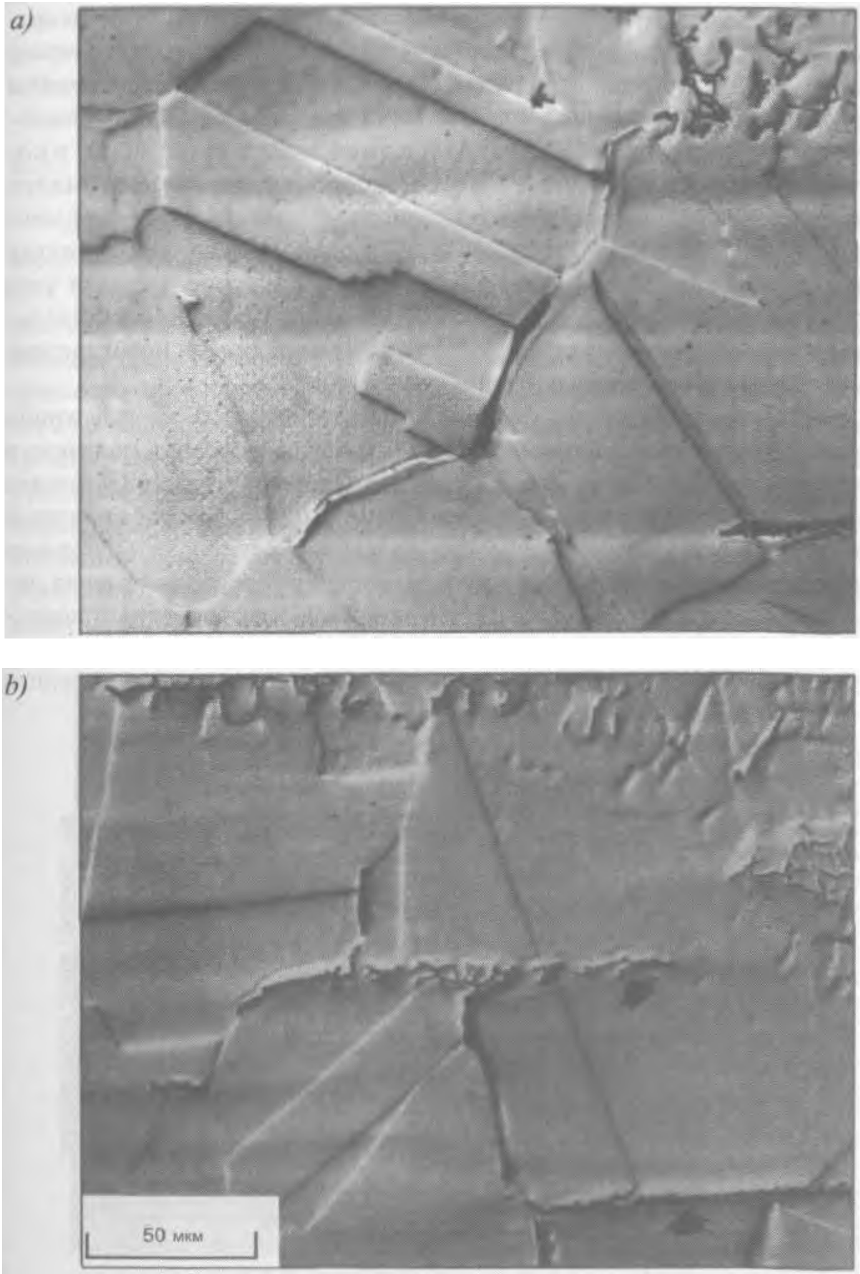


Рисунок 6.37 — Ликвационные трещины в ЗТВ аустенитных нержавеющих сталей: ***a*** - марки 304L (FP = 0); ***b*** - марки 304 (FP = 1) [54]
FP — ферритный потенциал.

В сталях с полностью аустенитной ЗТВ (феррит отсутствует по границам зерен) склонность к образованию ликвационных трещин может быть минимизирована ограничением уровня содержания примесей и размера зерна. Снижение тепловложения приводит к большим температурным градиентам в области ЗТВ и уменьшает ширину зоны, в которой образуется ликвация. Размер зерна также имеет важное влияние на склонность к образованию ликвационных трещин, при более мелком зерне повышается стойкость к образованию трещин. Поскольку разрушение возникает вдоль границ зерен, увеличение площади этих границ снижает степень сегрегации и местные напряжения на отдельных границах, что приводит к росту общих напряжений, необходимых для инициирования трещины.

Пример образования трещин в ЗТВ аустенитных нержавеющих сталей представлен на рис. 6.37. Эта микроструктура была получена в результате испытания точечной пробы по методике Varestraint на сталях с различными значениями ферритного потенциала. Когда ферритный потенциал равен нулю, растрескивание возникает при относительно низких напряжениях растяжения и трещины распространяются на некоторое расстояние от границы сплавления. Когда ферритный потенциал превышает 1, некоторое количество феррита формируется по границе зерен в высокотемпературной ЗТВ. Присутствие такого феррита

Рисунок 6.38 - Результаты точечных испытаний по методике Varestraint аустенитных и дуплексных нержавеющих сталей [54]
Значение ферритного потенциала FP для сталей марок: 2205 и 255 — более 50; 304 - равен 8; 304L-1 — равен 1; 304L-2 — равен 0; A286 - равен 0.

понижает склонность к образованию трещины. На рис. 6.38 показаны результаты испытаний точечной пробы по методике Varestraint для сталей марок 304, 304L и A286.

6.5.3 Ликвационные трещины в металле шва

Ликвационные трещины в металле шва возникают вдоль границ зерен кристаллизации либо мигрирующих границ зерен (см. рис. 6.7, 6.8). Наиболее склонны к образованию трещин полностью аустенитные сварные швы вследствие наличия первичного аустенита кристаллизации (типа A или AF), в которых имеется значительная сегрегация примесей. Металл швов, содержащий достаточное количество феррита (от 2 до 6 FN), в целом достаточно стоек к образованию ликвационных трещин. Эти дефекты часто называют микротрещинами (микроразрушениями), так как обычно они достаточно малы и заглублены в наплавленном металле. Пример ликвационной трещины в полностью аустенитном металле шва представлен на рис. 6.39. Следует отметить, что указанная трещина лежит в ЗТВ прохода, расположенного выше, и проходит вдоль мигрирующей границы. Она достаточно коротка по отно-

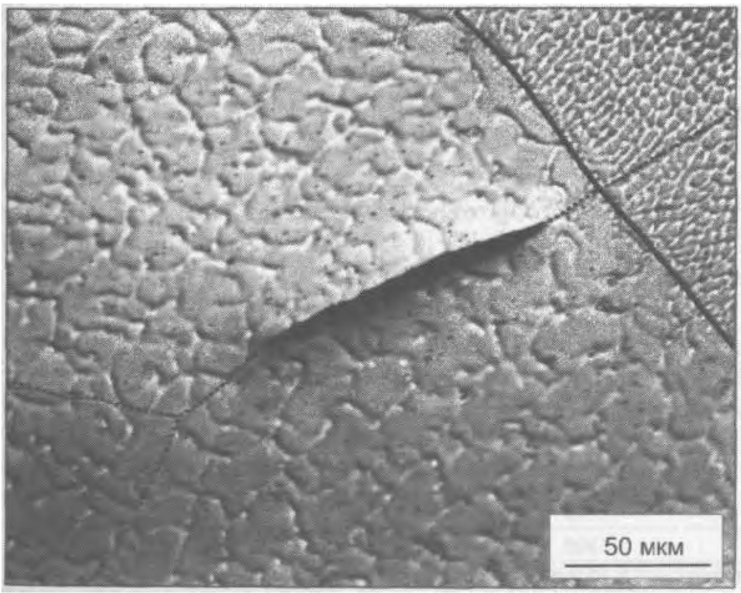


Рисунок 6.39 — Ликвационная трещина в шве вдоль мигрирующей границы зерен в полностью аустенитном многопроходном шве
Сплошная линия показывает границу сплавления последующего прохода. пунктирные линии — положение мигрирующих границ зерен.

шению к размерам поперечного сечения шва, так как образуется только при переплаве мигрирующей границы при повторном нагреве. Выявить такие трещины сложно, так как они коротки (длина составляет 1—2 мм) и достаточно плотны. Для их выявления необходимо проводить металлографические исследования либо разрушающие испытания на изгиб (рассматривается в гл. 10). Если поверхность сварного шва зашлифована, то иногда их можно выявить с помощью окрашенной проникающей жидкости (цветная дефектоскопия). Поскольку эти трещины очень короткие, проникающая жидкость имеет тенденцию растекаться около трещин, которые выявляются в виде пятен чаше, чем в виде трещин. В связи с тем что эти трещины расположены вдоль границы сплавления в повторно нагреваемых валиках или основном металле, они могут ошибочно идентифицироваться как “линейная пористость”.

Наилучшим способом борьбы с ликвационными трещинами металла шва является регулирование химического состава наплавленного металла с целью получения в нем некоторого количества феррита. В полностью аустенитных наплавках контроль уровня примесей и минимизация тепловложения может понизить вероятность образования трещин или их исключить. Были разработаны присадочные материалы с повышенным содержанием марганца для снижения склонности к образованию трещин в полностью аустенитных металлах шва [55, 56]. Ликвационное растрескивание в металле шва было изучено достаточно детально авторами работ [57—59]. Их результаты показали, что регулирование содержания феррита в металле шва крайне важно для предотвращения образования трещин в многопроходных швах. Авторы указанных выше работ использовали испытания на разрушающий изгиб образцов многопроходных швов для выявления критического уровня содержания феррита с целью предотвращения трещинообразования. Это испытание описано в главе 10.

Таблица 6.11 — **Минимальное значение ферритного числа, необходимого для предотвращения ликвационного растрескивания в металле шва**

Металл шва	FN_{min}
316	1,5
308	2,0
316	2,5
308L	3,0
309	4,0
347	6,0

Источник: Lundin and Chou [50].

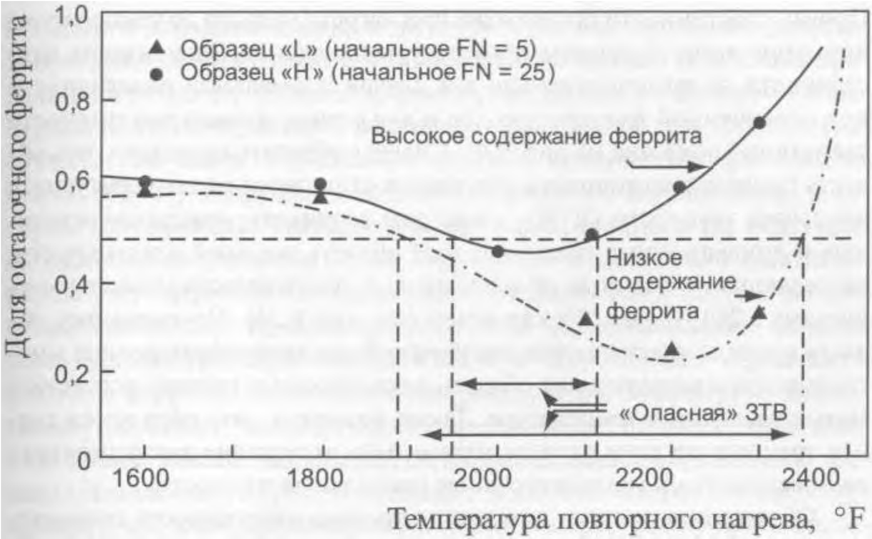


Рисунок 6.40 - Влияние температуры повторного нагрева на долю остаточного феррита в ЗТВ металла шва [59]

На основании указанных испытаний были установлены нормативные значения ферритного числа, необходимого для предотвращения образования ликвационного растрескивания в металле шва (табл. 6.11). Авторы научных исследований [57-59] также обсудили механизм трещинообразования и определили расположение критической области в ЗТВ металла шва, в которой образуется трещина. Эта область, названная “опасная ЗТВ”, образуется вследствие растворения исходного феррита металла шва в диапазоне температуры от 1095 до 1290 °С (от 2000 до 2350 °F), что изображено на рис. 6.40. Следует отметить, что для металлов швов с исходным содержанием феррита 5 FN уровень феррита в ЗТВ за счет указанных процессов растворения может снизиться на 80 % до уровня 1 FN. Эта область затем становится склонной к ликвационным трещинам. В условиях повторного нагрева наплавленного металла при сварке с более высоким уровнем содержания феррита снижение содержания феррита в ЗТВ будет недостаточным для инициирования трещины.

6.5.4 Образование растрескивания вследствие провала пластичности

Растрескивание вследствие провала пластичности (DDC) возникает во многих сплавах, имеющих аустенитную структуру, включая аустенитные нержавеющие стали и сплавы на основе никеля и меди.

Провал пластичности происходит при нагреве металла до температуры примерно выше половины температуры плавления. Зависимость пластичности от температуры как для случая нормальной пластичности при повышенной температуре, так и для случая провала пластичности схематично показана на рис. 6.41. Следует обратить внимание, что область провала пластичности отделена и отличается от температурного интервала хрупкости (BTR), в котором возникают кристаллизационные и ликвационные трещины, хотя область высокой пластичности, разделяющая указанные области низкой пластичности, может иметь ширину в 200 °С (360 °F) или менее (см. рис. 6.36). По-видимому, область провала пластичности ошибочно была идентифицирована многими исследователями как область ликвационных трещин вследствие малых различий в температуре. Также возможно, что образуется единая трещина по двум разным механизмам вследствие ликвационного растрескивания и указанного ранее провала пластичности.

Образование трещин вследствие провала пластичности применительно к аустенитным нержавеющим сталям наблюдали как в металле сварного шва, так и в ЗТВ авторы работ [60, 61]. Это обычно связывают с наличием крупного зерна и высокой степенью закрепления элементов, что имеет место при сварке толстолистовых конструкций. В металле шва провал пластичности возникает вдоль мигрирующих границ. Пример провала пластичности металла шва приведен на рис. 6.42 из работы автора [62]. Следует заметить, что размер зерна весьма велик

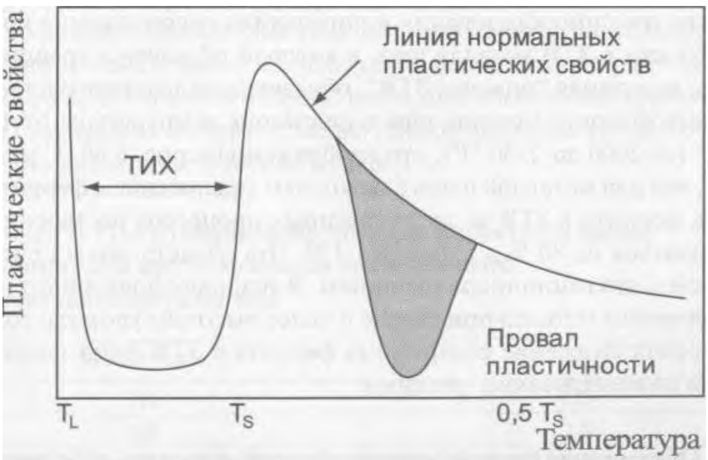


Рисунок 6.41 — Пластичность при повышенных температурах, включая температурный интервал хрупкости ТИХ (BTR) при кристаллизации: T_L - температура ликвидуса, T_s - температура солидуса

и трещина находится в микроструктуре вдоль мигрирующей границы. В настоящее время считают, что образование трещин вследствие провала пластичности является формой разрушения от высокотемпературной ползучести, которое возникает очень быстро при температурах существенно выше нормального режима ползучести нержавеющих сталей [63, 64]. Разрушение наиболее вероятно в металле швов, в котором мигрирующие границы весьма прямолинейны и где облегчено скольжение по границам зерен. Увеличение извилистости границ зерен за счет эффектов их скалывания уменьшит склонность к растрескиванию за счет провала пластичности. Кристаллизация сварных швов аустенитных нержавеющих сталей по типу AF или FA приводит к наличию феррита в аустенитной микроструктуре. Этот феррит эффективно “скалывает” мигрирующие границы зерен, приводя к образованию весьма извилистых границ, сопротивляющихся образованию трещин. Извилистость границ приводит к механическому “замковому” эффекту, который противостоит высокотемпературному проскальзыванию, приводящему к растрескиванию.

Склонность к растрескиванию за счет провала пластичности может быть количественно оценена при использовании испытания “деформация-разрушение” [65]. При использовании этого испытания может быть определена минимальная деформация, вызывающая растрески-

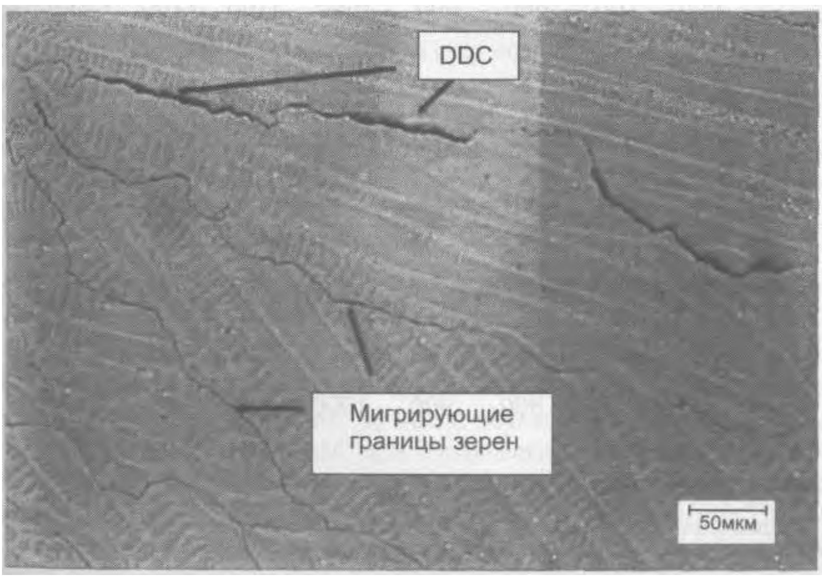


Рисунок 6.42 — Трещины вследствие провала пластичности (DDC) в полностью аустенитном металле шва

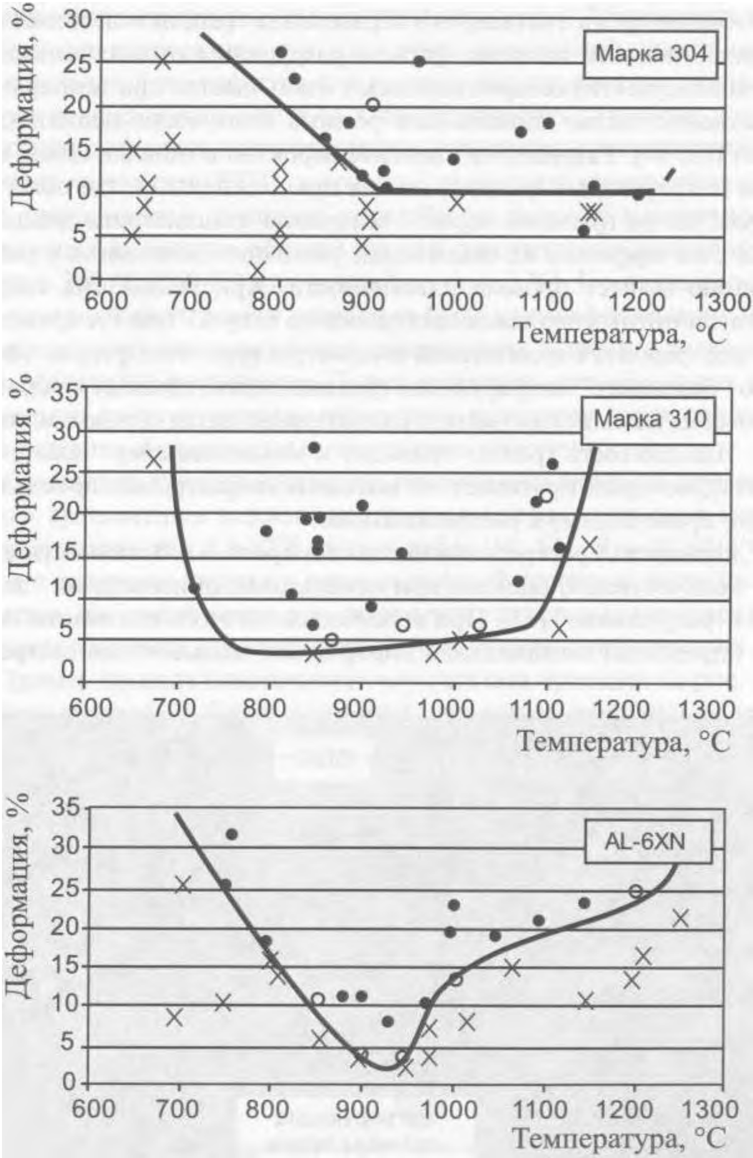


Рисунок 6.43 — Склонность к растрескиванию в области провала пластичности, выявленная при испытании “деформация—разрушение” для трех аустенитных нержавеющих сталей [66]

Условные обозначения на поле рисунка: x — отсутствие трещин; o — количество трещин от 1 до 5; • - трещин более 5.

вание по границам зерен в твердом состоянии в интервале температур. Этот метод испытаний более детально описан в главе 10. Пример результатов такого испытания для швов, выполненных дуговой сваркой без присадочного материала, приведен на рис. 6.43. Следует отметить, что сталь марки 310 показывает минимальную деформацию, равную 5 % или менее в интервале температуры примерно от 750 до 1000 °C (от 1380 до 1830 °F), в то время как сталь марки 304 имеет значительно большее значение такой деформации. Металл сварного шва стали марки 310 был полностью аустенитным, в то время как у стали марки 304 кристаллизация шла по типу FA с величиной 4 FN. Наличие феррита в металле шва из стали марки 304 приводит к образованию весьма извилистых мигрирующих границ, так как границы зерен скалываются по поверхностям контакта феррит-аустенит. Супераустенитный сплав AL6XN показал минимальное значение деформации при разрушении в интервале температуры от 900 до 950 °C (от 1650 до 1740 °F), но в то же время достаточно высокое сопротивление растрескиванию по причине провала пластичности вне этого интервала. Мигрирующие границы в сплаве AL6XN были также весьма извилисты вследствие присутствия эвтектической составляющей, которая образовалась в конце процесса кристаллизации.

Механизм растрескивания в условиях провала пластичности пока полностью не ясен. В металлах швов аустенитных нержавеющих сталей присутствие феррита существенно снижает риск растрескивания вследствие провала пластичности за счет создания весьма извилистых границ зерен, которые оказывают сопротивление инициированию и распространению трещин. Многопроходные швы с полностью аустенитным металлом шва в толстолистовых конструкциях, имеющих высокую степень закрепления, наиболее склонны к этому виду растрескивания.

6.5.5 Растрескивание при повторном нагреве

Растрескивание при повторном нагреве (трещины при снятии напряжений) не является характерным для стандартных марок аустенитных нержавеющих сталей, но может возникать в сталях, в которых образуются карбиды типа MC при термической обработке для снятия напряжений. Известно, что сталь марки 347, содержащая ниобий, образующий карбид NbC, склонна к этому типу растрескивания [52, 67]. Теплоустойчивые стали с высоким содержанием углерода (например марки 304H и 306H) могут быть также склонны к трещинам при повторном нагреве, что рассмотрено в разделе 6.7. Для низколегированных сталей, содержащих хром, молибден и ванадий, механизм указанного растрескивания аналогичен. При сварке карбиды легирующих элементов растворяются в высокотемпературной области ЗТВ, примыкающей к литой зоне. Металл шва также содержит углерод и карбидообразующие элементы в твердом растворе. При нагреве сварного элемента в процессе термической обработки (для снятия напряжений) карбиды выпадают внутри зерен, упрочняя их по сравнению с границами зерен. Если в данном температурном интервале происходит значительная релаксация напряжений, то разрушения будут происходить преимущественно вдоль границ зерен. Это явление наблюдалось как в ЗТВ, так и в металле шва.

Пример образования трещины при повторном нагреве в металле сварного шва стали марки 347 приведен на рис. 6.44. Это было весьма жесткое сварное соединение, которое требовало снятия напряжений после сварки при температуре 900 °С (1650 °F). Следует отметить, что растрескивание носит разветвленный характер. При более детальном исследовании было установлено, что трещина проходит по кристаллографическим границам зерна типичной поверхности разрушения. Фрактограмма со сканирующего электронного микроскопа приведена на рис. 6.44*b*.

Следует заметить, что на указанном рисунке видны следы дендритной структуры кристаллизации. Это согласуется с тем фактом, что исходная микроструктура кристаллизации сварного шва соответствовала кристаллизации по типу FA и ферритное число составило примерно 8 FN. Следовательно, кристаллографические границы не должны были мигрировать с кристаллизационных границ зерен, и поэтому сохраняется дендритный характер микроструктуры. Основная часть феррита растворилась в процессе термической обработки для снятия напряжений, и в результате окончательный уровень содержания феррита соответствовал 2 FN. К образованию трещин в металле этого шва привело сочетание релаксации напряжений и выделение карбидов ниобия NbC в зерне.

Трещины при повторном нагреве в координатах “время—температура” обычно представлены “С-образными кривыми”. Этот характер изменения показан на рис. 6.45 применительно к металлу шва нержавеющей стали марки 347, рассмотрен ранее авторами работы |68|. Данные рис. 6.45 были сгенерированы при использовании термомеханического имитатора Gleeble. Образцы металла шва нагревали до различных температур при послесварочной термической обработке и затем нагружали до 75 или 100 % от значения предела текучести при повышенной температуре. Образцы выдерживали до разрушения (не зачерненные символы на рис. 6.45). На основании этих испытаний были построены соответствующие “С-образные” кривые. Диапазон температуры, в ко-

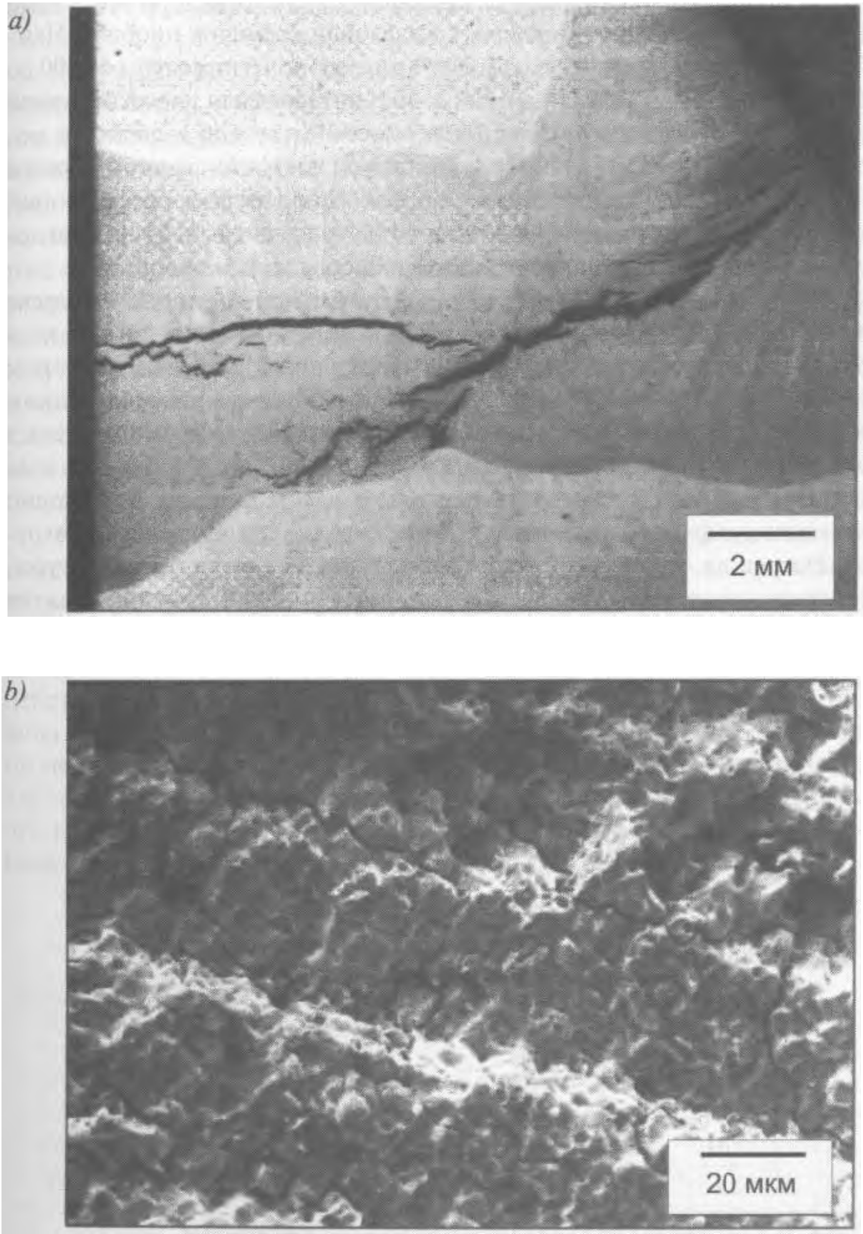


Рисунок 6.44 — Трещины повторного нагрева в металле шва стали марки 347: ***a*** — макрошлиф; ***b*** — фрактограмма со сканирующего электронного микроскопа [68]

тором происходили разрушения, составлял от 700 до 1050 °C (от 1290 до 1920 °F) (температурный интервал выделения карбидов ниобия). Наиболее быстро выделение происходит в диапазоне температуры от 800 до 1000 °C (от 1470 до 1830 °F). Это опасный интервал для послесварочной термообработки с целью снятия напряжений, так как выделения могут произойти в течение 20 мин. Неудивительно, что сварной образец (см. рис. 6.44) содержит трещины, так как температура послесварочной термообработки (примерно 900 °C (1650 °F)) для снятия напряжений достаточно точно совпадает с “носиком” “С-образной” кривой.

С практической точки зрения трещины при повторном нагреве возникают, когда механизм дисперсионного упрочнения, как это изображено на рис. 6.45, перекрывает температурный интервал, в котором начинается релаксация остаточных напряжений в сварном шве. Таким образом, для крупногабаритных конструкций, когда время нагрева в диапазоне температуры от 650 до 900 °C (от 1200 до 1650 °F) для снятия напряжений может составить несколько часов, имеется достаточно времени проявиться механизму растрескивания при повторном нагреве. Нагрев на левом конце указанного выше диапазона температуры, задержит выпадение дисперсионных выделений, но при этом снятие остаточных напряжений может быть недостаточным.

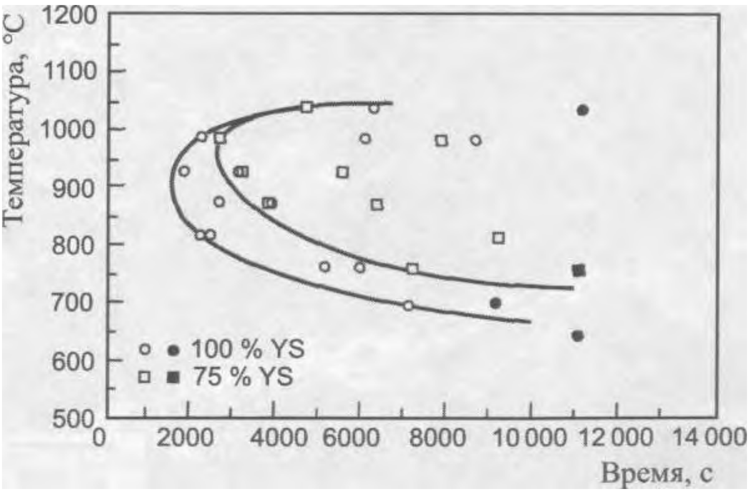


Рисунок 6.45 — Склонность к растрескиванию при повторном нагреве металла шва стали марки 347 [68]
Условные обозначения на поле рисунка: не зачерненные символы — разрушение; зачерненные — испытание остановлено без разрушения; YS — предел текучести.

6.5.6 Растрескивание при загрязнении медью

Растрескивание при загрязнении медью — хорошо известное явление, которое возникает как в аустенитных нержавеющих сталях, так и в конструкционных. Оно происходит по жидкометаллическому механизму охрупчивания, так как расплавленная медь проникает по границам зерен аустенита. Поскольку необходимым условием является наличие расплавленной меди, такое разрушение может произойти только свыше температуры плавления меди (1083 °C (1981 °F)). Разрушения вследствие загрязнения медью, связанные со сваркой, почти всегда являются результатом трения по свариваемым деталям зажимных приспособлений, контактных наконечников или других деталей и инструментов, изготовленных из меди. Медь, вводимая в металл в качестве легирующей добавки, не приводит к этому виду растрескивания. Схема образования растрескивания при загрязнении медью представлена на рис. 6.46.

Поскольку медь смачивает границы зерен более эффективно при температуре, близкой к 1100 °C [69], растрескивание при загрязнении медью наблюдается на некотором расстоянии (несколько миллиметров) от границы сплавления. Степень растрескивания зависит от термического цикла сварки и наличия напряжений. Остаточные и/или действующие напряжения способствуют тенденции ускорения этого вида растрескивания. Медь четко видна вдоль границ зерен аустенита на металлографических шлифах, так как ее цвет сильно отличается от такового нержавеющей стали. В целом, весьма несложно установить, что растрескивание происходит за счет загрязнения медью. Исследование поверхности разрушения с помощью сканирующего электрон-

Рисунок 6.46 — Растрескивание при загрязнении медью вследствие “натирания” образца медью перед сваркой

ного микроскопа, оснащенного приборами для проведения анализа химического состава (EDS или EDAX), также легко покажет присутствие меди. Определения наличия меди (источника загрязнения) могут вызвать сомнения. Это обычно связано с оснасткой, выполненной из меди, инструментом либо защитными системами, которые находятся в контакте с деталями, подлежащими сварке. В некоторых случаях медную оснастку покрывают хромом, никелем или другими металлами с целью изоляции меди от свариваемых деталей.

6.5.7 Растрескивание при загрязнении цинком

Этот вид растрескивания весьма напоминает предыдущий, но пути попадания цинка отличаются. Цинк плавится при температуре 419,5 °C (787 °F), что существенно ниже температуры плавления меди. Цинк кипит при температуре 906 °C (1663 °F), что тоже создает определенные проблемы. Этот вид растрескивания возникает при сварке оцинкованных сталей с аустенитными нержавеющими сталями [70] независимо от выбранного присадочного материала. Цинк оцинкованной стали достигает ЗТВ нержавеющей стали, возможно, за счет испарения и конденсации. Затем он проникает по границам зерен нержавеющей стали, так же как и медь в предыдущем виде растрескивания. Результат тот же самый — растрескивание вдоль границ зерен ЗТВ аустенитной нержавеющей стали в нескольких миллиметрах от границы сплавления. Наилучший способ борьбы с этим явлением - удаление цинкового гальванического покрытия с низкоуглеродистой стали путем растворения кислотой перед сваркой в месте соединения.

6.5.8 Растрескивание, вызванное гелием

Другая необычная форма растрескивания была выявлена в середине 80-х гг. XX в. во время ремонтных работ ядерных реакторов атомной электростанции Savannah River в Южной Каролине. При выполнении ремонта облученных деталей из нержавеющей стали марки 304L дуговой сваркой вольфрамовым электродом в защитном газе в ЗТВ наблюдалось сильное растрескивание. Это растрескивание связано с образованием гелиевых пузырьков, которые возникали в качестве побочного продукта нейтронного облучения. Гелий имеет очень низкую растворимость в стали, поэтому склонен образовывать маленькие пузырьки вдоль границ зерен и в других местах скопления дефектов. В ЗТВ эти пузырьки быстро растут за счет диффузии гелия вдоль границ зерен. При наличии достаточной жесткости сварного соединения растрескивание произойдет по границе зерна в непосредственной близости к границе сплавления. Это явление было изучено достаточно детально авторами работы [72]. Захват нейтрона блуждающими атомами бора в стали переводит наиболее распространенный изотоп бора $^{11}_{5}B$ в $^{12}_{5}B$, последний имеет очень короткий период полураспада и, распадаясь, испускает альфа-частицу (ядро гелия). Никель также может захватывать нейтрон, формируя изотоп никеля $^{59}_{28}Ni$, который также при распаде испускает альфа-частицу. Альфа-частицы в стали становятся атомами гелия.

Растрескивания очень сложно избежать, так как практически невозможно из стали удалить гелий из дефектов-ловушек. Некоторый успех в проведении ремонта сваркой был достигнут первоначальным наложением валиков шва с низким тепловложением, а затем выполнением ремонтного облицовочного слоя сварного шва. Низкое тепловложение при наложении облицовочных слоев шва минимизирует растрескивание по границам зерен за счет снижения общего тепловложения и жесткости сварного соединения.

6.6 КОРРОЗИОННАЯ СТОЙКОСТЬ

Несмотря на то что аустенитные нержавеющие стали часто применяют вследствие их стойкости к коррозии, необходимы определенные предосторожности, когда эти стали подвергаются сварке и впоследствии работают в определенных средах. Общая сопротивляемость к атмосферной коррозии аустенитных нержавеющих сталей достаточно высока. При комнатной температуре атмосферная коррозия этих материалов практически ничтожна, они, с коррозионной точки зрения, остаются инертными. При повышенных температурах общая скорость коррозии увеличивается, наблюдаются некоторые повреждения и потеря материала во времени. Общая скорость коррозии в морской воде также весьма низка и составляет величину примерно 2,5 x 10^{-5} мм/г или менее. В дополнение к обшей коррозии аустенитные нержавеющие стали могут подвергаться коррозии питтинговой, межкристаллитной, под напряжением, щелевой, гальванической, эрозионной и коррозии, вызванной микробиологическим фактором [3, 73]. Обзор по коррозионному поведению нержавеющих сталей, подверженных сварке, был опубликован автором работы [74].

Сварочный процесс может вызвать металлургические превращения, которые могут привести к увеличению склонности к коррозии. В сочетании с остаточными напряжениями, возникающими после сварки, данные превращения могут привести к ускоренной коррозии в зоне сварки. Применительно к аустенитным нержавеющим сталям детально были изучены две формы коррозии, связанные со сваркой, вследствие угрозы технической целесообразности использования сварных конструкций. Этими формами являются ***межкристаллитное коррозионное растрескивание*** (IGC), часто называемое межкристаллитной атакой ***(воздействием)*** (IGA) в ЗТВ, и ***коррозионное растрескивание под напряжением*** (SCC). Последнее может протекать как межкристаллитное растрескивание, так и по телу зерен в зависимости от микроструктуры и напряженного состояния, и когда протекает как межкристаллитное, то оно называется ***межкристаллитное коррозионное растрескивание под напряжением*** (IGSCC). Влияние различных видов коррозии на сварные изделия из аустенитных нержавеющих сталей рассмотрено далее.

6.6.1 Межкристаллитная коррозия

На рис. 6.47 представлен тип сварного соединения, подвергшегося межкристаллитному коррозионному воздействию в ЗТВ. На поверхности сварного соединения, контактирующего с коррозионной средой, часто видна линейная область коррозии, параллельная границе сплавления. Такие две области иногда называют “вагонной колеей”, поскольку они симметричны и параллельны обеим сторонам шва. В поперечном сечении сильное коррозионное воздействие может наблюдаться в зоне “чувствительности” (“сенсибилизации”) ЗТВ. Следует заметить, что указанная зона в виде коррозионной ленты находится на определенном расстоянии от границы сплавления. Это происходит вследствие того, что выделения карбидов, приводящие к возникновению коррозионной чувствительности, возникают в интервале температур примерно от 600 до 850 °C (от 1110 до 1560 °F). Свыше указанного интервала температур карбиды переходят обратно в твердый раствор, поэтому зона, непосредственно прилегающая к границе сплавления, относительно свободна от карбидов (полагая, что скорость охлаждения для выделения карбидов высока на стадии охлаждения).

В ЗТВ большинства аустенитных нержавеющих сталей обогащенные хромом карбиды $M_{23}C_6$ образуются преимущественно вдоль границ зерен, как показано на рис. 6.48. В результате, это приводит к образованию вдоль границ зерен областей, обедненных хромом, которые чувствительны к коррозионному воздействию. Следовательно, термин “чувствительность” (сенсибилизация (sensitization)) часто используется для описания металлургических процессов, приводящих к межкристаллитному коррозионному воздействию (атаке). Исключением являются стабилизированные марки сталей, такие как 347 и 321, содержащие ниобий и/или титан. В этих сталях ниобий и титан связыва-

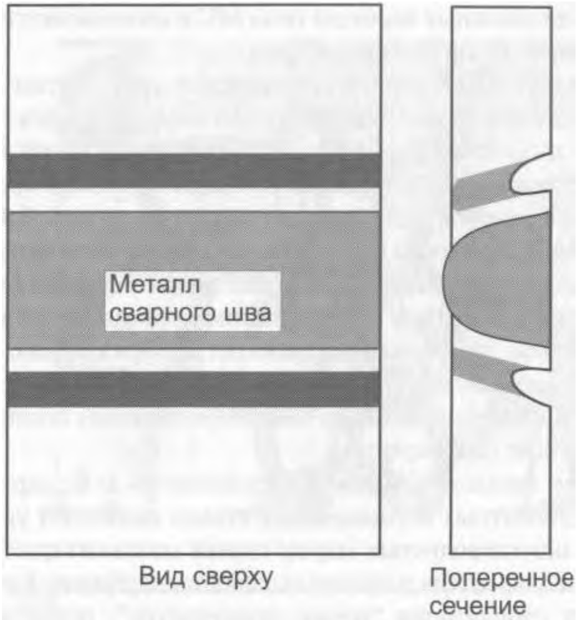


Рисунок 6.47 - Межкристаллитная коррозия в ЗТВ аустенитной нержавеющей стали

Рисунок 6.48 — Выделение карбидов по границам зерен и локальное обеднение хромом

ют углерод в стабильные карбиды типа МС и минимизируют образование карбидов $M_{23}C_6$ по границам зерен.

Межкристаллитная коррозия является результатом локального выделения богатых хромом карбидов или карбонитридов по границам зерен. Такое выделение требует диффузии хрома в узкой зоне из прилегающей матрицы и образования зоны, обедненной хромом, окружающей дисперсное выделение, как показано на рис. 6.49. Это снижает локальную стойкость к образованию коррозии в микроструктуре и создает условия для быстрого коррозионного воздействия на металл вблизи границ зерен. При определенном коррозионном воздействии эффект является локальным и приводит к образованию канавок по границам зерен, как показано на шлифе (см. рис. 6.49). В крайних случаях зерна сами выделятся из металла вследствие полной коррозии границ зерен и их растворения.

Наиболее сильное влияние на склонность к межкристаллитной коррозии аустенитных нержавеющих сталей оказывает углерод. Применение низкоуглеродистых марок сталей минимизирует риск “сенсибилизации”, замедляя реакции выделения карбидов. Кривые такого выделения в координатах “время—температура”, представленные на рис. 6.50, показывают влияние содержания углерода во время выделения. Следует заметить, что при низком содержании углерода (менее 0,04 %) “носик” кривой расположен по шкале времени более 1 ч, в то время как при содержании углерода от 0,06 до 0,08 % время выделения может быть менее минуты. Эта разница демонстрирует преимущество низкоуглеродистых сталей (марки с буквой L) относительно снижения или исключения повышения чувствительности к коррозии по границам зерен в ЗТВ при сварке. Наличие остаточных напряжений в ЗТВ также может способствовать ускорению реакции выделения карбидов.

В большинстве случаев повышение чувствительности к коррозии возникает в ЗТВ как прямой результат воздействия термического цикла сварки. Следует заметить, что диапазон температур термообработки для снятия напряжений для большинства аустенитных нержавеющих сталей перекрывает диапазон выпадения карбидов. Необходимо проявлять внимание, чтобы не повысить коррозионную чувствительность всей конструкции в целом при послесварочной термообработке. Это особенно важно для сталей, содержащих углерода более 0,04 %.

В целом металл швов, соответствующий маркам 308 и 316, с меньшей вероятностью может повысить чувствительность к коррозии, чем основной металл сталей марок 304 и 316. Феррит, который обычно существует в металле шва, более обогащен хромом, чем аустенит, и хром значительно быстрее диффундирует в феррите, чем в аустените. что помогает преодолеть любое снижение содержания хрома.

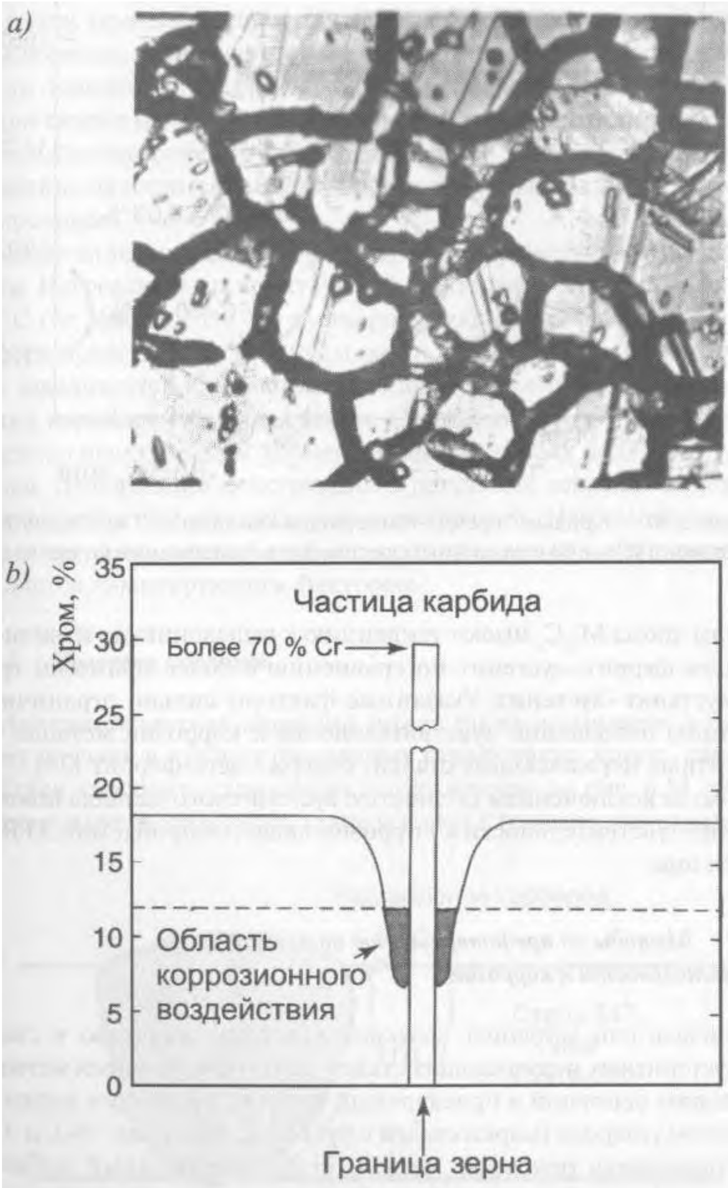


Рисунок 6.49 — Межкристаллитная коррозия: ***a*** **—** воздействие на границу зерна в ЗТВ стали марки 304 (с содержанием углерода 0,06 %); ***b*** **—** обеднение хромом области, прилегающей к границе зерен карбида

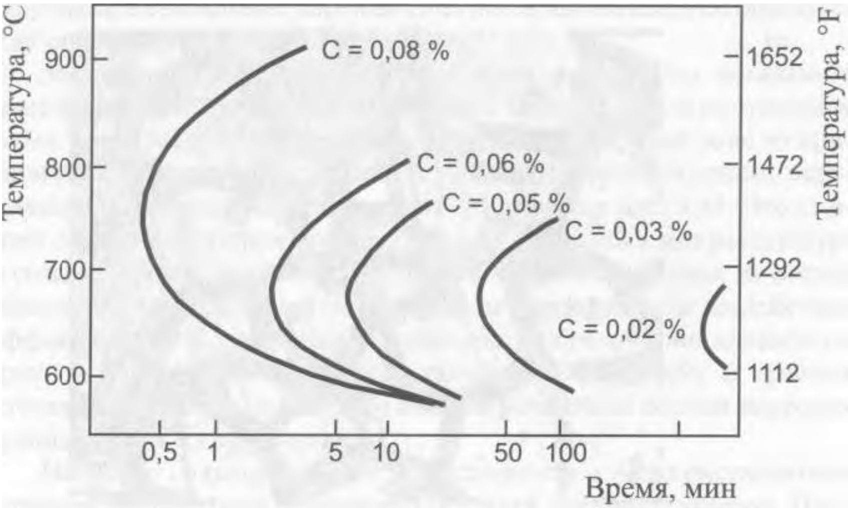


Рисунок 6.50 - Кривые “время-температура-выделение” карбидов $M_{23}C_6$ для сплавов 18Cr— 8Ni с различным количеством содержания углерода [3]

Карбиды хрома $M_{23}C_6$ имеют тенденцию к выделению по извилистым границам феррит-аустенит по сравнению с более прямыми границами аустенит—аустенит. Указанные факторы сильно ограничивают тенденцию повышения чувствительности к коррозии металла швов аустенитных нержавеющих сталей, содержащего феррит [74]. Таким образом, за исключением полностью аустенитного металла швов, повышение чувствительности к коррозии является проблемой ЗТВ, а не металла шва.

6.6.1.1 Методы по предотвращению повышенной чувствительности к коррозии

Снизить или устранить межкристаллитную коррозию в сварных швах аустенитных нержавеющих сталей можно следующими методами:

выбрать основной и присадочный металлы с наиболее низким содержанием углерода (марки сталей с буквой L, такие как 304L и 316L);

использовать основной металл, стабилизированный добавками ниобия и титана. Эти элементы — более мощные карбидообразователи, чем хром, поэтому они связывают углерод, снижая образование обогащенных хромом карбидов по границам зерен;

использовать отожженный основной металл или отжигать его перед сваркой с целью снятия эффекта холодной обработки, которая ускоряет выделение карбидов;

использовать при сварке низкое тепловложение и низкие температуры между проходами для увеличения скорости охлаждения металла, таким образом, минимизируя время его нахождения в интервале температур повышения чувствительности к коррозии;

при сварке трубопроводов применять водяное охлаждение внутри трубы после выполнения корневого прохода. Это поможет устранить повышение чувствительности к коррозии при выполнении последующих проходов;

провести термическую обработку твердого раствора металла после сварки. Нагрев сварных конструкций в интервале температур от 900 до 1100 °C (от 1650 до 2010 °F) растворяет любые карбиды, которые могли сформироваться по границам зерен в ЗТВ. Сварная конструкция затем закаливается с указанных температур для предотвращения выделения карбидов при охлаждении. Следует отметить, что существует множество практических случаев, ограничивающих полезность такого подхода. Деформация конструкции в результате закалки является серьезной проблемой для листовых конструкций. Невозможность проведения закалки сложной трубопроводной сварной конструкции также является лимитирующим фактором.

6.6.1.2 Ножевая коррозия

Межкристаллитная коррозия может также возникнуть в определенных случаях в стабилизированных сталях таких марок, как 347 и 321. Такая коррозия, схематично изображенная на рис. 6.51, обычно возникает в очень узкой зоне, прилегающей к границе сплавления. Она

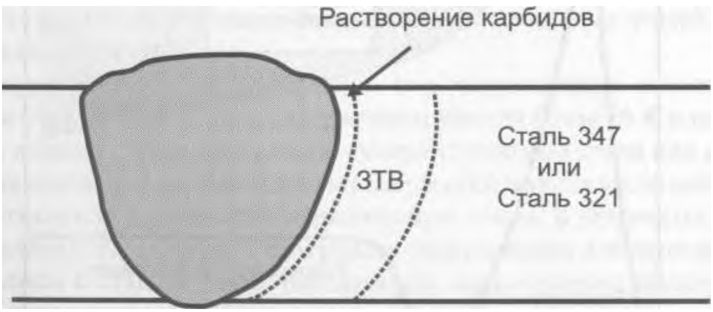


Рисунок 6.51 — Расположение ножевой коррозии в стабилизированных аустенитных нержавеющих сталях
Ножевая коррозия возникает в районе растворения карбидов MC вследствие повторного образования карбидов $M_{23}C_6$ при охлаждении.

иногда называется ножевой, поскольку внешне кажется, что сварной шов вырезан ножом. Указанный тип коррозии наблюдается при растворении стабилизирующих карбидов в зоне, прилегающей непосредственно к границе сплавления. При охлаждении обогащенные хромом карбиды образуются быстрее, чем карбиды ниобия и титана, что приводит к формированию узкой зоны с повышенной чувствительностью к коррозии. На большем расстоянии от границы сплавления карбиды ниобия и титана не растворяются и зона повышенной чувствительности к коррозии не формируется.

6.6.1.3 Повышенная чувствительность к коррозии при низких температурах

В 1970-1980 гг. установили, что повышенная чувствительность к коррозии реально может возникнуть при низких температурах (не более 300 °C (570 °F)) вслед за высокотемпературным термическим циклом, таким как, например, в ЗТВ. Данное явление получило название “повышенная чувствительность к коррозии при низких температурах”,

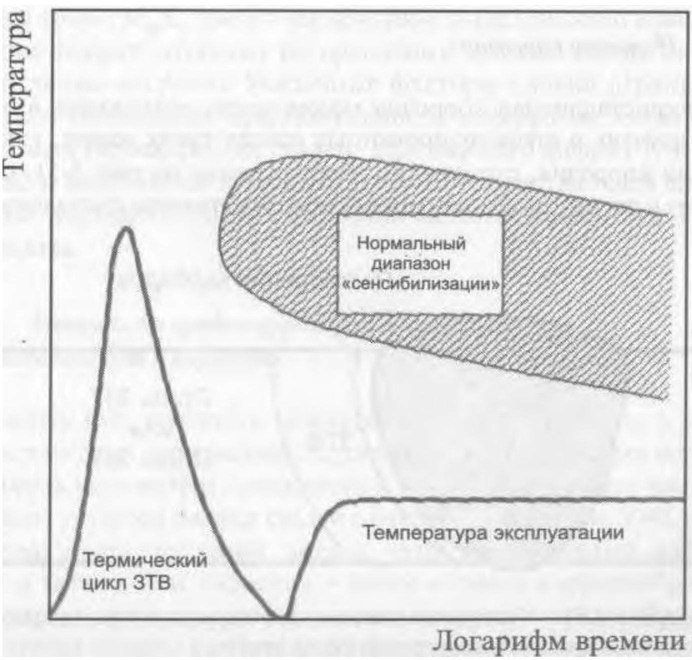


Рисунок 6.52 — Режим нагрева (термическая история), приводящий к низкотемпературной сенсибилизации

оно представляет определенную проблему применительно к трубопроводам из нержавеющей стали для электростанций [75, 76]. Этот вид коррозии возникает вследствие образования “зародышей” карбидов при исходной сварочной операции и в дальнейшем роста этих “зародышей” с образованием выделений карбидов при низкой температуре. Схематично указанное явление характеризует рис. 6.52. Долговременный эффект заключается в повышенной чувствительности к коррозии границ зерен и потенциальной возможности для межкристаллитной коррозии и коррозионному растрескиванию под напряжением, хотя С-образная кривая повышенной чувствительности к коррозии при нормальных условиях не пересекается с термическим циклом сварного элемента. Это явление имело место в низкоуглеродистых сталях (L-grade), но не представляет проблемы для стабилизированных марок сталей, таких как марка 347.

6.6.2 Коррозионное растрескивание под напряжением

Многим аустенитным нержавеющим сталям присуща склонность к коррозионному растрескиванию под напряжением (SCC), особенно в хлорсодержащих средах (таких, как морская вода). Кривая на рис. 6.53 [77] демонстрирует стойкость к коррозионному растрескиванию под напряжением в кипящем хлориде магния в зависимости от содержания никеля. Использование подобной агрессивной среды предполагает ускорение процесса коррозии, который бы имел место в других хлорсодержащих средах (таких, как морская вода). Следует обратить внимание на то, что максимальный провал кривой коррозионной стойкости возникает при содержании никеля в интервале от 8 до 12 %, который соответствует большинству аустенитных сталей таких, как стали марок 304 и 316.

Коррозионного растрескивания под напряжением можно избежать за счет выбора стали с содержанием никеля более 20 % или менее 5 %. В первом случае используют супераустенитные стали или сплавы на никелевой основе. При низком содержании никеля часто выбирают ферритные или дуплексные нержавеющие стали. В щелочных средах (с высоким pH), например, при работе оборудования для производства целлюлозы и бумаги, также наблюдалось коррозионное растрескивание под напряжением. По-видимому, в таких средах имеют место те же закономерности, что и в хлорсодержащей среде с точки зрения выбора марки стали для избежания возникновения щелочного коррозионного растрескивания под напряжением.

Пример сильного коррозионного растрескивания под напряжением в стенках труб стали марки 316 после выдержки в щелочной сре-

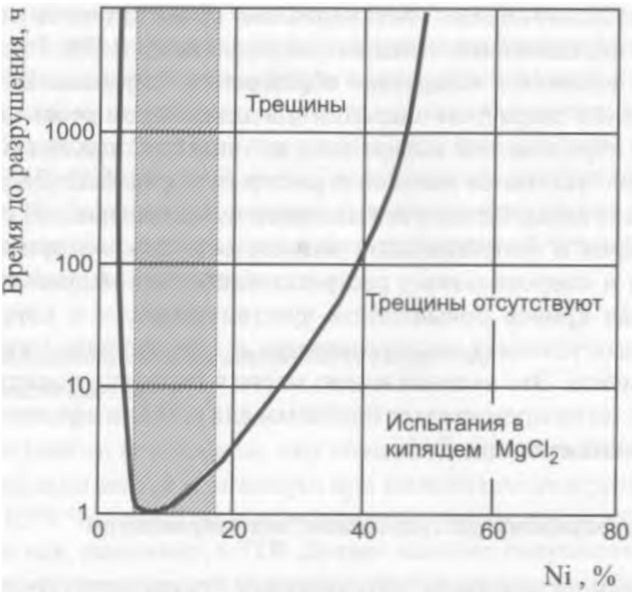


Рисунок 6.53 — Кривая процесса коррозионного растрескивания под напряжением (SCC) в нержавеющих сталях [77] Заштрихованная область отображает содержание никеля для многих нержавеющих сталей.

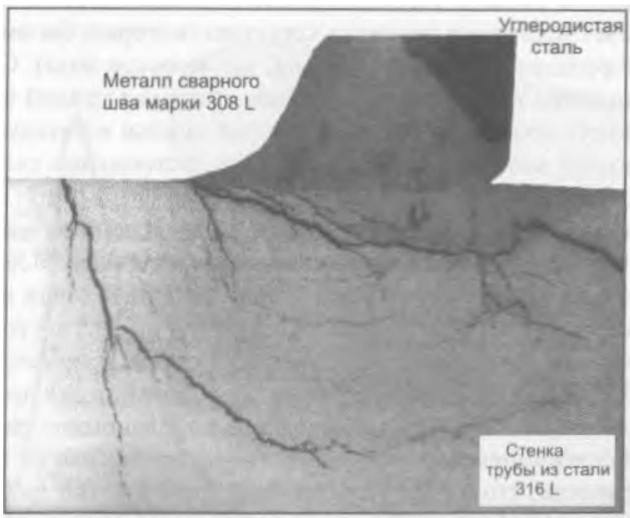


Рисунок 6.54 — Внутризеренное коррозионное растрескивание под напряжением (SCC) вблизи металла шва стали 316L при выдержке в растворе гидроксида натриевой щелочи

де (гидроксида натрия) в оборудовании для производства целлюлозы и бумаги представлен на рис. 6.54. Данная конструкция простояла в указанной коррозионной среде до разрушения менее года. Сварочные остаточные напряжения в дополнение к напряжениям при эксплуатации конструкции привели к сильному растрескиванию, показанному на этом рисунке. Сталь марки 316 была заменена дуплексной сталью марки 2205. В последней не произошло какого-либо растрескивания в течение нескольких лет эксплуатации.

Наилучший способ избежать коррозионного растрескивания под напряжениями - правильно выбрать марку стали. Применение дуплексных и ферритных нержавеющих сталей взамен аустенитных сталей поможет избежать коррозионного растрескивания под напряжением. Сварка усиливает склонность сталей к коррозионному растрескиванию под напряжением, которые изначально не имели такой склонности вследствие микроструктурных изменений и остаточных напряжений. Повышение чувствительности к межкристаллитной коррозии может привести к межкристаллитному коррозионному растрескиванию под напряжением как аустенитных, так и ферритных нержавеющих сталей. Конструкции сварных элементов или режимы сварки, создающие высокие остаточные напряжения либо концентрацию напряжений, также способствуют коррозионному растрескиванию под напряжением. Послесварочное снятие напряжений иногда может быть использовано для снижения напряжений и минимизации склонности к коррозионному растрескиванию под напряжением. Но, как было отмечено ранее, снятие напряжений следует проводить с осторожностью во избежание повышения чувствительности к межкристаллитной коррозии.

6.6.3 Питтинговая и щелевая коррозия

Питтинговая и щелевая коррозия — взаимосвязанные явления. Ионы галогенов, в основном хлора, очень часто находятся в водных растворах. Благодаря их проникновению через пассивную поверхностную пленку нержавеющей стали металл, расположенный под пленкой, становится активным. Местом проникновения может быть включение, подверженное воздействию коррозионной среды [78]. Щель, которая может возникнуть по краю прокладки или уплотняющего кольца фланцевого соединения, может также служить своеобразной ямкой, инициирующей коррозию. Стойкость к питтинговой и щелевой коррозии может быть измерена с помощью испытаний в хлориде железа по стандарту ASTM G48. Критическая питтинговая температура (CPT) определяется по методу “C", критическая щелевая температура

(ССТ) - по методу “D” этого стандарта. Водный раствор для испытания содержит 6 % хлорида железа и 1 % соляной кислоты. При испытании на СРТ образец опускается в раствор и удерживается в нем заданный период времени, а затем исследуется на наличие питтингов. При испытании на ССТ для определения мест щелевой коррозии к образцам поджимаются шайбы из фторуглерода. В каждом методе исследования проводят при различных температурах с целью определения

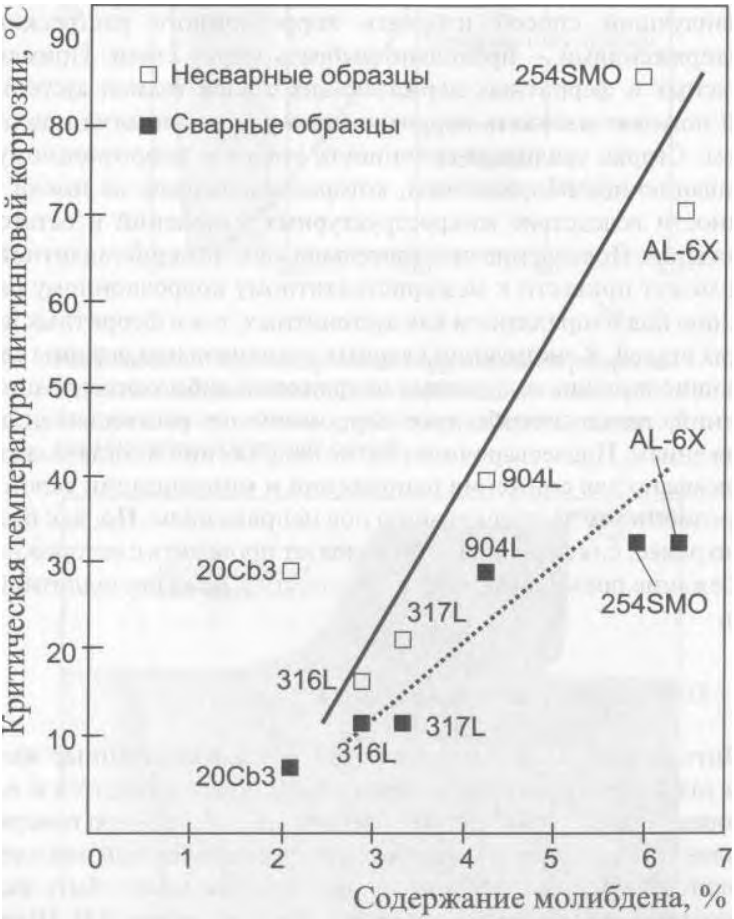


Рисунок 6.55 — Критическая температура питтинговой коррозии (СРТ) высокомолибденовых аустенитных нержавеющих сталей и зон расплавления их сварных швов [79]

Не зачерненные символы — основной металл; зачерненные символы — швы, выполненные дуговой сваркой без присадки; сплошная линия — осредненное поведение основного металла; пунктирная линия — поведение металла шва.

минимальной температуры, при которой возникает питтинговая или щелевая коррозия, соответственно. Чем выше температура при испытании на CPT или CCT, тем более стоек испытуемый сплав. Температуры при проведении испытаний могут быть от 0 до 85 °С (от 32 до 185 °F).

Хром, молибден, вольфрам и азот являются элементами, повышающими стойкость к питтинговой и щелевой коррозии. Автор работы [79] определил критическую температуру питтинговой коррозии (CPT) для основного металла ряда марок нержавеющих сталей и их швов, выполненных дуговой сваркой без присадочного материала. Он установил, что величина CPT увеличивается с повышением уровня содержания молибдена и что металл шва имеет стабильно более низкую коррозионную стойкость по сравнению с основным металлом того же химического состава. На рис. 6.55 приведены результаты, полученные автором работы [79]. Причиной более низкой коррозионной стойкости металла шва по сравнению с основным металлом того же состава является процесс сегрегации при кристаллизации, приводящий к локальному обеднению молибденом обычно в центре ячеек или дендритов.

6.6.4 Коррозия, вызванная микробиологическим фактором

Коррозия, вызванная микробиологическим фактором (MIC), возникает в определенных водных средах, в которых аэробные бактерии буквально атакуют металл. Этот вид коррозии проявляет себя как питтинговая коррозия, поскольку поверхность металла покрыта маленькими ямками, или питтингами, и металл активно корродирует под поверхностью. Ранее коррозия, вызванная микробиологическим фактором, была проблемой, которая неправильно интерпретировалась — как обыкновенная питтинговая коррозия. Однако первый вид коррозии отличается от второго наличием биологических остатков и продуктов коррозии над питтингом. Эта форма коррозии наблюдалась как в пресной воде, так и в морской и требует наличия в воде кислорода для поддержания реакции растворения металла, как показано на рис. 6.56. Для протекания этого вида коррозии требуется присутствие специфических, “пожирающих" металл бактерий, наличие теплой водной среды, содержащей кислород, и определенной марки металла. Аустенитные нержавеющие стали особенно склонны к этому виду коррозии, а наличие двухфазной структуры аустенит + феррит, что имеет место в металле многих сварных швов, по-видимому, усиливает эту склонность.

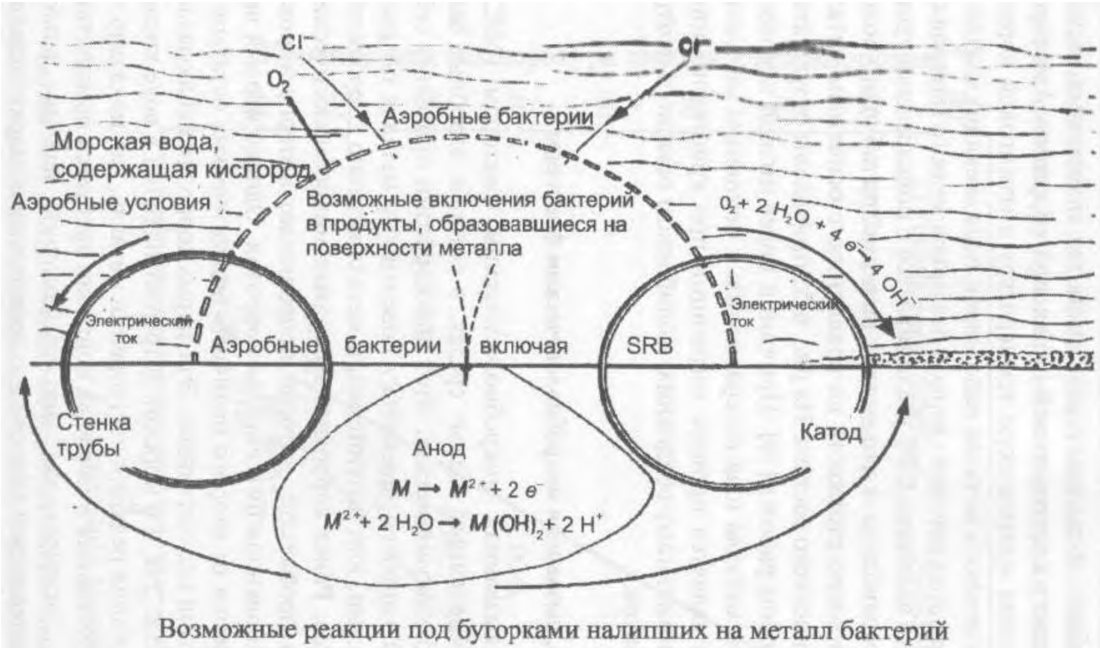


Рисунок 6.56 - Коррозия, вызванная микробиологическим воздействием [80]

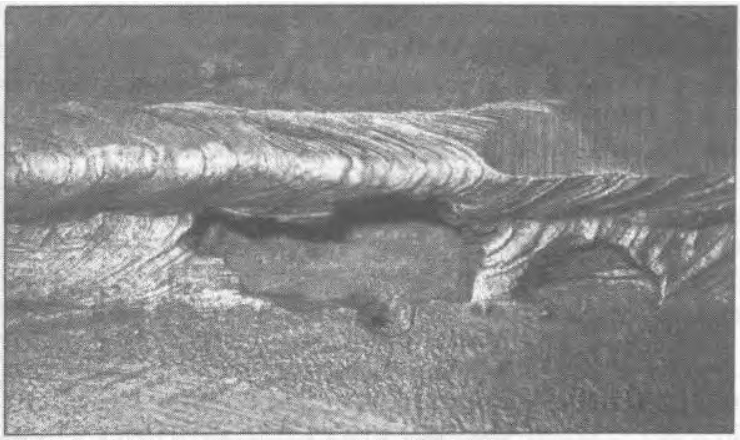


Рисунок 6.57 - Коррозия, вызванная микробиологическим воздействием (MIC) в металле шва марки 308 (Образец любезно предоставил Christopher Hayes)

Пример коррозии, вызванной биологическим фактором, имевший место при строительстве емкости, приведен на рис. 6.57. На указанном рисунке изображен угловой сварной шов двух пластин из стали марки 304, выполненный ручной дуговой сваркой плавящимся покрытым электродом E308-16. Во время строительства на дно емкости была подана вода, которая покрывала шов, показанный на рис. 6.57. Это создало среду для протекания коррозии, вызванной микробиологическим фактором, и, как следствие, сильное коррозионное поражение металла шва.

6.6.5 Селективное коррозионное воздействие на феррит

В целом аустенитный металл шва. содержащий небольшое количество феррита, имеет стойкость к коррозии в большинстве коррозионных сред, эквивалентную основному металлу, не содержащему феррита. Однако существуют определенные среды, такие как при производстве мочевины или органических кислот, которые оказывают селективное коррозионное воздействие на феррит сварных швов и наплавок номинально аустенитных нержавеющих сталей [74]. Если феррит присутствует в каких-либо ощутимых количествах, равных 5 FN и более, то коррозия будет протекать вдоль сетки феррита и активно разрушать металл шва. Для работы в указанных средах применяют сталь марки 316L или аналогичную ей, а также сварочные материалы, аналогичные стали 316L, но свободные от феррита.

Стандарты AWS на присадочные материалы не обеспечивают технические требования к присадочным материалам такого типа, но стандарты ISO 3581 и EN 1600 обеспечивают в присадочных материалах содержание хрома 18 %, никеля 15 %, молибдена 3 % без азота (18-15-3 L) и с азотом (18-16-5 N L), которые успешно испытаны в условиях эксплуатации. Эти материалы содержат много марганца (более 2 %) для повышения стойкости к образованию горячих трещин, и они ограниченно способствуют получению небольших выпуклых валиков с заполненными кратерами для максимального сопротивления кристаллизационному растрескиванию.

6.7 СПЕЦИАЛЬНЫЕ СТАЛИ

Для работы в различных средах был разработан ряд специальных аустенитных нержавеющих сталей. В целом эти стали можно разделить на две группы — теплоустойчивые, используемые при повышенных температурах, и стали, легированные азотом, для работы в определенных коррозионных средах. Последняя группа включает стали, которые называют суперaустенитными.

6.7.1 Теплоустойчивые стали

Данные стали используют при повышенных температурах в конструкциях электростанций и нефтехимической промышленности. Большинство теплоустойчивых сталей имеет высокое содержание углерода, который обеспечивает высокую прочность при повышенных температурах. Некоторые стали, например, марок 304H и 316H с увеличенным содержанием углерода, основаны на стандартах серии 300. Буква “H” показывает повышенное содержание углерода — от 0,04 до 0,10 %. Литейные стали этой группы включают в себя марки HK40 и HK45Nb, имеющие содержание углерода 0,40 % или более. Марки катаных и литых теплоустойчивых сталей приведены в табл. 6.12.

Следует отметить, что большинство указанных сталей имеет высокое содержание хрома для обеспечения коррозионной стойкости при повышенных температурах и высокое содержание никеля для стабилизации аустенитной фазы с целью предотвращения охрупчивания. Многие стали также содержат карбидообразователи, включая ниобий, титан, молибден и вольфрам для повышения сопротивления ползучести. Критерии, используемые инженерами-материаловедами при выборе материалов из этой группы, включают сопротивление ползучести, термоусталости и различным формам высокотемпературной коррозии такой, как окисление, насыщение серой и углеродом.

Таблица 6.12 — Номинальный химический состав аустенитных нержавеющих сталей для работы при повышенной температуре, %

Сталь	Cr	Ni	Co	C	Si	Mn	Al	Другие элементы
Катаные теплоустойчивые стали								
304H	19	9,0				1,0		—
316H	17	12,0						Mo: 2,5
321H	18	10,5		0,07	0,75		-	Ti: 10 x (C + N)
347H			-			2,0		Nb: 12 xC
309H	23	13,5						
310H	25	20,5						-
85H	19	15,0		0,20	3,50	0,8	1,0	
253MA	21	11,0	0,04	0,08	1,70	0,6		N:0,17
330	19	35,0		0,05	1,20	1,5	-	—
800H	20	31,0	-	0,08	0,30	0,8	0,3	Ti: 0,3
Катаные стали нового поколения								
803	27	34	—	0,08	0,3	0,4	0,4	—
HK4M		25	0,75	0,25				B: 0,004
HPM	25	38	1,7	0,15	0,4	-	-	Mo: 2,0; Zr: 0,05; B:0,01
HR 120		37	1,0	0,05	0,6	0,7	0,1	W: 2,0; Mo: 2,0; Nb: 0,7; B: 0,004; N: 0,2
Литейные стали								
HK40		20		0,40				—
HP-45Nb								Nb: 1,5
HP-45NbMA								Nb: 1,5; Ti; Zr
HP —45NbW	25	35	-	0,45	-	-	-	Nb: 1,5; W: 1,5
HP-45W								
HP-45Mo								Mo: 1,5
HP-15Nb				0,15				Nb: 1,5

Механические свойства, стойкость к коррозии, доступность, обрабатываемость и себестоимость важны для выбора материала для работы в требуемых условиях. Однако стабильность микроструктуры и свойства, обеспечивающие длительную эксплуатацию, определяют выбор материла и его работоспособность. Возможность проведения ремонта материала после длительной эксплуатации также важна, но часто это не учитывается при выборе материала. Микроструктура и свойства материалов, используемых при повышенных температурах, могут деградировать по различным причинам. Как следствие такой деградации, материалы становятся более склонными к растрескиванию при эксплуатации, во время отключений электростанций или при попытке ремонта с использованием сварки. Явления растрескивания и охрупчивания коррозионно-стойких и теплоустойчивых сталей включают в себя трещины повторного нагрева, образование сигма-фазы и охрупчивание вследствие старения.

Исчерпывающий обзор характеристик и свариваемости этих материалов после их эксплуатации был проведен недавно авторами работы [81]. Автор работы [82] предпринял практический подход в области ремонта сваркой в полевых условиях стали марки HK40, охрупченной в результате эксплуатации, включая локальный отжиг для растворения карбидов с целью обеспечения достаточной пластичности в зоне сварки так, чтобы не происходило растрескивания вблизи сварных ремонтных швов.

Образование трещин при повторном нагреве обычно связано с ЗТВ жесткозакрепленных сварных узлов при послесварочной термической обработке либо эксплуатации при повышенных температурах (в последнем случае такое растрескивание называется релаксационным). Трещины при повторном нагреве возникают в ряде металлов, включая аустенитные и ферритные стали, а также сплавы на никелевой основе. Исторически трещины при повторном нагреве наблюдались впервые в аустенитных нержавеющих сталях, использованных в конструкциях электростанций. Металлургические исследования показали, что образование трещин связано с образованием мелкодисперсных выделений по телу зерен. По существу, эти выделения упрочняют внутреннюю часть зерен и переводят деформации, необходимые для снятия остаточных сварочных и собственных напряжений в конструкции, на границы зерен. Результатом является снижение пластичности при ползучести, приводящее к межкристаллитному разрушению. Этот характер разрушения имеет существенное практическое значение, в частности, потому, что не были однозначно выявлены такие факторы, как микроструктура и химический состав, влияющие на его возникновение. Примеры этого можно найти в статье [83]. В ней рассмотрено образование трещин применительно к различным случаям работы в условиях высоких температур.

Релаксационное растрескивание связано с длительной выдержкой толстостенных элементов либо с высокой степенью жесткости сварных элементов при эксплуатации в интервале температур от 500 до 700 °C (от 930 до 1290 °F). Такая форма растрескивания возникает по тому же механизму, по которому и возникает трещина при повторном нагреве, за исключением времени наступления разрушения, которое обычно находится в интервале от 10 000 до 100 000 ч. Такое растрескивание может быть значительной проблемой для крупногабаритных элементов, изготовленных из высокоуглеродистых сталей (марок 304H, 316H, 321H, 800H), и их невозможно подвергнуть послесварочной термообработке для снятия напряжений. В результате одновременно возникают релаксация напряжений и выделение карбидов, приводящие к межкристаллитному растрескиванию обычно в ЗТВ сварных швов продольных и по замкнутому контуру [84].

Стандартами AWS предусмотрено ограниченное число присадочных материалов, соответствующих маркам основного металла для работы при высоких температурах (табл. 6.13). Для этих присадочных материалов, за исключением составов 308H и 316H, невозможна кристаллизация с образованием первичного феррита. Один из указанных присадочных материалов (NiCrCoMo-1) в качестве основы имеет никель. В данном случае техника получения небольших выпуклых валиков и заполнение кратеров существенны для получения сварных швов без кристаллизационных трещин в тех случаях, когда невозможно получить при кристаллизации первичный феррит.

Таблица 6.13 — Номинальный химический состав аустенитных присадочных материалов для работы при повышенной температуре, %

<table>
<tr><th>Марка</th><th>Cr</th><th>Ni</th><th>Co</th><th>C</th><th>Si</th><th>Mn</th><th>Al</th><th>Другие элементы</th></tr>
<tr><td colspan="9">**Покрытые электроды**</td></tr>
<tr><td>308H</td><td>19,0</td><td>10</td><td rowspan="6">-</td><td rowspan="2">0,06</td><td rowspan="6">0,4</td><td>1</td><td rowspan="7">-</td><td></td></tr>
<tr><td>316H</td><td>18,0</td><td>12</td><td rowspan="5">2,0</td><td>Mo: 2,5</td></tr>
<tr><td>310</td><td rowspan="2">26,0</td><td rowspan="2">21</td><td>0,14</td><td rowspan="4">-</td></tr>
<tr><td>310H</td><td>0,40</td></tr>
<tr><td>330</td><td rowspan="2">15,5</td><td rowspan="2">35</td><td>0,22</td></tr>
<tr><td>330H</td><td>0,40</td></tr>
<tr><td>NiCrCoMo-1</td><td>23,0</td><td>51</td><td>12</td><td>0,10</td><td>0,3</td><td>1,5</td><td>Mo: 9,0</td></tr>
<tr><td colspan="9">**Непокрытые проволоки**</td></tr>
<tr><td>19-10H</td><td>19</td><td rowspan="2">10</td><td rowspan="5">-</td><td rowspan="3">0,06</td><td rowspan="6">0,4</td><td rowspan="4">1,5</td><td rowspan="5">-</td><td rowspan="5">-</td></tr>
<tr><td>308H</td><td>20</td></tr>
<tr><td>316H</td><td>19</td><td>12</td></tr>
<tr><td>310</td><td>26</td><td>21</td><td>0,12</td></tr>
<tr><td>330</td><td>16</td><td>35</td><td>0,22</td><td>2</td></tr>
<tr><td>NiCrCoMo-1</td><td>22</td><td>55</td><td>12</td><td>0,10</td><td>0,5</td><td>1,2</td><td>Mo: 9,0</td></tr>
</table>

6.7.2 Стали с высоким содержанием азота

Азот добавляют в аустенитные нержавеющие стали для повышения прочности и стойкости к образованию питтинговой коррозии, либо одновременно для обеих отмеченных целей. Эти стали включены в стандарты сталей серии 300, к которой относятся стали марок 304L и 316L, а с добавлением в них азота в количестве от 0,10 до 0,16 % обозначаются как 304LN и 316LN. Другая группа сталей, включенная в серию 200, обозначена торговыми марками Nitronic™ и GallTough™. Данные стали имеют высокий уровень марганца - до 15 %, который увеличивает растворимость азота в аустенитной матрице, что предотвращает выделение нитридов хрома, которое может ухудшить механические и коррозионные свойства стали. Такие стали могут содержать азота до 0,40 %. Третья группа сталей, супераустенитных, разработана для обеспечения повышенной стойкости к коррозионному растрескиванию под напряжением и питтинговой коррозии по сравнению с аустенитными стандартными сталями. Общая группа включает в себя марки AL-6XN и 254SMo. Номинальный состав этих сталей: 20 % хрома; от 18 до 25 % никеля; от 6 до 7 % молибдена и от 0,15 до 0,25 % азота. Химический состав других азотосодержащих сталей общей группы приведен в табл. 6.14.

Указанные стали проявляют некоторые особенности в процессе сварки. Вследствие высокого содержания азота и марганца ранние структурные диаграммы, такие как Шеффлера и Делонга, показывают существенные ошибки в прогнозировании микроструктуры и/или склонности к растрескиванию. Обычно эти диаграммы прогнозируют наличие полностью аустенитного металла шва, хотя фактически металл шва содержит достаточно феррита для кристаллизации по типу FA и отсутствие кристаллизационных трещин. Автор работы [85] разработал специальную диаграмму как модификацию диаграммы Шеффлера, которая, как было установлено, эффективна, несмотря на то что феррит прогнозируется в процентах. Эта диаграмма представлена на рис. 6.58. Недавно Kotecki, используя данные работы [85], показал, что диаграмма WRC-1992 обеспечивает достаточно точное прогнозирование ферритного числа для этих сталей, за исключением случаев очень высокого содержания кремния в сталях Nitronic 60 и Gall-Tough [86]. Для последних двух сталей диаграмма на рис. 6.58 является наилучшим инструментом прогнозирования.

В целом к сталям с высоким содержанием азота применимы те же правила и предостережения, что и к стандартным сталям серии 300. Управление процессом кристаллизации и содержанием феррита является важным, чтобы избежать кристаллизационных трещин при сварке. Исследования авторов работы [87] по двум сталям с высоким

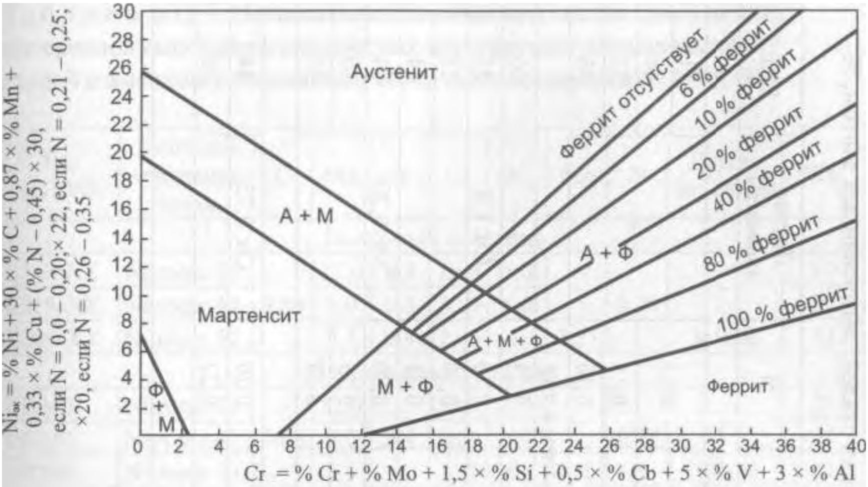


Рисунок 6.58 — Диаграмма Шеффлера, модифицированная автором работы [85] для высокоазотистых, высокомарганцовистых нержавеющих сталей

содержанием азота (Gall-Tough и Nitronic 60) показали важность сохранения кристаллизации по типу FA для минимизации склонности к образованию кристаллизационных трещин. Вследствие высокого содержания кремния указанные стали особенно склонны к кристаллизационному растрескиванию, если имеет место образование первичного аустенита (кристаллизация типа AF или A). Возможно возникновение определенных сложностей с данными сталями в условиях электронно лучевой и лазерной сварки вследствие образования пористости. Высокие скорости кристаллизации при этих способах сварки приводят к пересыщению азотом жидкого металла сварочной ванны и образованию зародышей азотных пор [88].

Соответствующие присадочные материалы доступны только для нескольких высокомарганцовистых сталей с высоким содержанием азота. Табл. 6.15 содержит данные по покрытым электродам с высоким содержанием азота и непокрытым проволокам по стандарту AWS. Для других химических составов данные необходимо согласовывать с производителем основного металла. В некоторых случаях является общей практикой распускать полосовой основной металл на стержни, удобные в качестве присадочного материала при дуговой сварке вольфрамовым электродом в защитном газе. Однако основной металл может иметь недостаточный ферритный потенциал для обеспечения образования первичного феррита при кристаллизации, в то же время коммерческие присадочные проволоки или электроды разработаны в основном для формирования первичного феррита при кристаллизации.

Таблица 6.14 - Номинальный химический состав аустенитных нержавеющих сталей, легированных азотом, %

<table>
<tr><th>Сталь</th><th>C</th><th>Mn</th><th>Si</th><th>Cr</th><th>Ni</th><th>Mo</th><th>N</th><th>Другие элементы</th><th>PRE_N [a)]</th></tr>
<tr><td colspan="10">Стандартные стали с высоким содержанием азота</td></tr>
<tr><td>304LN</td><td rowspan="4">0,02</td><td rowspan="4">1,0</td><td rowspan="4">0,4</td><td>19,0</td><td>10,0</td><td>—</td><td rowspan="2">0,13</td><td rowspan="4">-</td><td>21</td></tr>
<tr><td>316LN</td><td>17,0</td><td>12,0</td><td>2,2</td><td>26</td></tr>
<tr><td>317LN</td><td>19,0</td><td>13,0</td><td>3,3</td><td>0,15</td><td>32</td></tr>
<tr><td>317LMN</td><td>18,5</td><td>15,5</td><td>4,5</td><td>0,16</td><td>36</td></tr>
<tr><td colspan="10">Высокомарганцовистые стали с высоким содержанием азота</td></tr>
<tr><td>Nitronic 30</td><td>0,02</td><td>8,0</td><td rowspan="2">0,5</td><td>16,0</td><td>2,25</td><td>—</td><td>0,23</td><td>—</td><td>20</td></tr>
<tr><td>Nitronic 32</td><td>0,08</td><td>18,0</td><td rowspan="2">18,0</td><td>—</td><td>1,00</td><td>0,50</td><td>Cu: 1,0</td><td>25</td></tr>
<tr><td>Nitronic 33</td><td rowspan="3">0,04</td><td>13,0</td><td>0,4</td><td>3,00</td><td rowspan="2">-</td><td>0,30</td><td rowspan="2">-</td><td>23</td></tr>
<tr><td>Nitronic 40</td><td>9,0</td><td>0,5</td><td>20,0</td><td>6,50</td><td>0,28</td><td>24</td></tr>
<tr><td>Nitronic 50</td><td>5,0</td><td>0,4</td><td>22,0</td><td>12,50</td><td>2,25</td><td>0,30</td><td>Nb: 0,20</td><td>34</td></tr>
<tr><td>Nitronic 60</td><td>0,05</td><td>8,0</td><td>4,0</td><td>17,0</td><td>8,50</td><td>—</td><td>0,13</td><td rowspan="2">-</td><td>19</td></tr>
<tr><td>Gall-Tough</td><td>0,15</td><td>5,0</td><td>3,5</td><td>16,5</td><td>5,00</td><td>3,50</td><td>0,15</td><td>30</td></tr>
<tr><td colspan="10">Супераустенитные стали</td></tr>
<tr><td>254SMo</td><td>0,01</td><td>0,5</td><td>0,4</td><td>20,0</td><td>18,0</td><td>6,25</td><td>0,20</td><td>Cu: 0,75</td><td>44</td></tr>
<tr><td>AL-6XN</td><td>0,02</td><td>1,0</td><td>0,5</td><td>21,0</td><td>24,5</td><td>6,50</td><td>0,22</td><td></td><td>46</td></tr>
<tr><td colspan="10">[a)] $PRE_n = Cr + 3,3(Mo + 0,5W) + 16N$.</td></tr>
</table>

Таблица 6.15 — Номинальный химический состав присадочных материалов высокомарганцовистых аустенитных нержавеющих сталей с высоким содержанием азота по классификации AWS, %

Тип по AWS	Соответствующая сталь	C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	N	Другие элементы	PRE_N [a)]
Покрытый электрод										
E240-XX	Nitronic 33	0,04	12,0	0,4	18,0	5,0	-	0,20	-	21
E219-XX	Nitronic 40		9,0	0,5	20,0	6,0				23
E209-XX	Nitronic 50		5,5	0,4	22,0	11,5	2,25		V: 0,20	33
Непокрытая проволока										
ER240	Nitronic 33	0,03	12,0	0,4	18,0	5,0	-	0,20	-	21
ER219	Nitronic 40		9,0		20,0	6,0				23
ER209	Nitronic 50		5,5		22,0	10,5	2,25		V: 0,20	33
ER218	Nitronic 60	0,06	8,0	4,0	17,0	8,5	—	0,13	—	19

[a)] PRE_n = Cr + 3,3(Mo + 0,5W) + 16N.

Супераустенитные нержавеющие стали имеют исключительно высокую стойкость к коррозионному растрескиванию под напряжениями и питтинговой коррозии по сравнению со стандартными аустенитными сталями типа “18-8” и часто используются при необходимости исключительной коррозионной стойкости. Это достигается увеличением содержания никеля, молибдена и азота. Большинство марок супераустенитных сталей имеет химический состав с содержанием следующих элементов: хрома - от 20 до 25 %; никеля - от 15 до 25 %; молибдена - от 4 до 8 %; углерода — от 0,01 до 0,02 % и азота — от 0,2 до 0,6 %. Общепринятым критерием оценки против питтинговой коррозии является эквивалент PRE_N (значение которого обычно более 45), определяемый по формуле,

$$PRE_N = Cr + 3(Mo + 0{,}5W) + 16N. \qquad (6.1)$$

Согласно табл. 6.14, указанные стали имеют весьма высокое содержание никеля, которое в сочетании с высоким уровнем содержания азота способствует кристаллизации аустенитного типа и микроструктуре металла сварного шва, состоящей из аустенита и обогащенной молибденом эвтектики. Таким образом, кристаллизационные трещины являются потенциальной проблемой, хотя уровень содержания примесей в этих сталях крайне низок.

Используя программное обеспечение, ThermoCalc [2], Perricone и DuPont [89] разработали диаграмму кристаллизации системы Fe—Ni—Cr—Mo для сталей, которая отражает поведение при кристаллизации супераустенитных нержавеющих сталей (рис. 6.59). Согласно этой диаграмме имеет место сильная сегрегация молибдена при кристаллизации аустенитного типа, в то время как сегрегация хрома слабо выражена. Когда ход кристаллизации достигает линии двойного насыщения между аустенитом γ и сигма-фазой σ, происходит эвтектическая реакция и сигма-фаза будет формироваться вдоль границ ячеек и дендритов. (Следует отметить, что упомянутая ранее сигма-фаза не является сигма-фазой, образующейся в твердом состоянии и приводящей к охрупчиванию металла.)

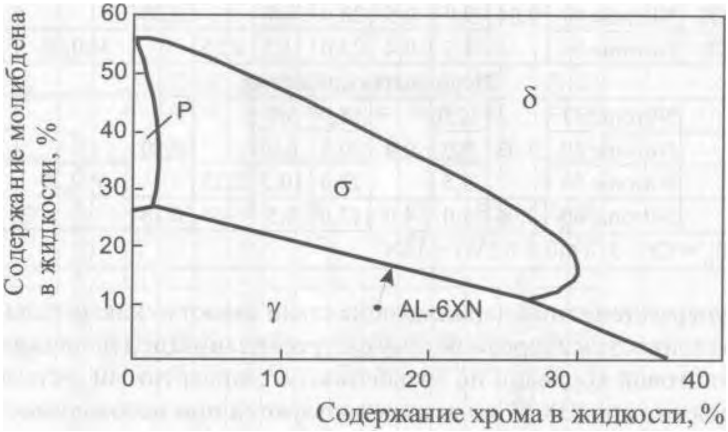


Рисунок 6.59 — Проекция ликвидуса для системы Fe—Ni—Cr—Mo, показывающая траекторию кристаллизации стали марки AL-6XN [89]

Рисунок 6.60 — Питтинг в металле шва супераустенитной нержавеющей стали, вызванный локальным обеднением молибденом при кристаллизации

Пониженная стойкость к коррозии наблюдалась в сварном соединении супераустенитных сталей вследствие сегрегации молибдена в металле шва при кристаллизации. Так как коэффициент распределения молибдена *k* меньше 1, сегрегация молибдена наблюдается в субзернах кристаллизации и на границах зерен, а центры субзерен (дендритов или ячеек) обеднены молибденом. Вследствие этого в микроструктуре более легко могут возникнуть очаги питтинговой коррозии, поскольку питтинги возникают в центрах дендритов или ячеек, обедненных молибденом. Такое явление характеризует рис. 6.60, в данном случае “сильные” питтинги возникают в металле сварного шва. Возникновение питтингов происходит в центре дендритов, где содержание молибдена менее 4 %, затем происходит рост размера питтинга, приводящий к возникновению широкой зоны коррозии (рис. 6.60).

Одним из методов, позволяющих избежать такого коррозионного воздействия, является использование присадочных материалов на основе никеля с высоким содержанием молибдена. Требуется, по крайней мере, 9 % молибдена в присадочном металле для получения одинаковой коррозионной стойкости с основным металлом, содержащим 6 % молибдена. В табл. 6.16 приведены такие сварочные материалы по стандарту AWS.

Рисунок 6.61 — Не перемешанная зона, образующаяся на границе сплавления супераустенитной стали ***с*** присадочным металлом на никелевой основе [74]

Таблица 6.16 — Номинальный химический состав присадочных материалов для основного металла супераустенитных сталей на основе никеля с содержанием молибдена до 6 % по классификации AWS, %

<table>
<tr><th>Материал</th><th>C</th><th>Mn</th><th>Si</th><th>Cr</th><th>Mo</th><th>Fe</th><th>N</th><th>Другие элементы</th><th>PRE$_N$[a)]</th></tr>
<tr><td colspan="10">Покрытый электрод</td></tr>
<tr><td>ENiCrMo-3</td><td>0,05</td><td rowspan="3">0.5</td><td>0.40</td><td>21,50</td><td>9,0</td><td>3,5</td><td rowspan="3">-</td><td>Nb: 3,60</td><td>51</td></tr>
<tr><td>ENiCrMo-4</td><td rowspan="2">0,01</td><td rowspan="2">0,10</td><td>15,50</td><td>16,0</td><td>5,5</td><td>W: 3,75</td><td>74</td></tr>
<tr><td>ENiCrMo-10</td><td>21,25</td><td>13,5</td><td>4,0</td><td>W: 3,00</td><td>71</td></tr>
<tr><td colspan="10">Непокрытая проволока</td></tr>
<tr><td>ERNiCrMo-3</td><td>0,04</td><td rowspan="2">0,5</td><td>0.30</td><td>21,5</td><td>9,0</td><td>1,0</td><td rowspan="3">-</td><td>Nb: 3.60</td><td>51</td></tr>
<tr><td>ERNiCrMo-4</td><td rowspan="2">0,01</td><td rowspan="2">0,05</td><td>15,5</td><td>16,0</td><td>5,5</td><td>W: 3,75</td><td>74</td></tr>
<tr><td>ERNiCrMo-10</td><td>0,3</td><td>21,0</td><td>13,5</td><td>4,0</td><td>W: 3,00</td><td>70</td></tr>
<tr><td colspan="10">a) PRE$_n$ = Cr + 3,3(Mo + 0,5W) + 16N.</td></tr>
</table>

Указанный ранее подход является в некоторой степени проблематичным вследствие возможности образования несмешивающейся зоны по границе сплавления. Такая зона, изображенная на рис. 6.61, представляет собой узкую область, в которой супераустенитная сталь плавится и вновь кристаллизуется без перемешивания с присадочным металлом на никелевой основе. В результате формирующаяся микроструктура является преимущественно микроструктурой металла сварного шва, выполненного дуговой сваркой без присадочного материала, склонного к обеднению молибденом, что отмечалось ранее. Как следствие, наличие этой несмешивающейся зоны может привести к образованию очагов питтинговой коррозии на границе сплавления.

В целом супераустенитные стали обладают хорошей свариваемостью и хорошо работают в умеренно агрессивных средах. Ожидается, что их применение продолжит расширяться, в особенности, если будет возможность преодолеть описанные ранее проблемы.

6.8 ЧАСТНЫЙ ПРИМЕР: ПРАВИЛЬНЫЙ ВЫБОР ПРИСАДОЧНОГО МАТЕРИАЛА

Рассматриваемый частный случай является примером того, как можно использовать диаграмму WRC-1992 для прогнозирования характера кристаллизации аустенитной нержавеющей стали и избежать кристаллизационных трещин сварного шва. Инженер-сварщик пытается сварить нержавеющую сталь марки 320 со сталью 3I6L. Первоначально он выбирает присадочный металл марки 316L, но сталкивается с сильным растрескиванием по центру шва. Какой присадочный металл следует использовать для этой комбинации, чтобы предотвратить образование трещины?

Нержавеющая сталь марки 320 имеет очень высокое содержание никеля. Сварной шов, выполненный электродами 316L, не содержит феррита в корневом проходе вследствие перехода никеля из основного металла стали 320. Отсутствие феррита способствует чувствительности металла шва к кристаллизационным трещинам. В табл. 6.17 приведен типичный химический состав основного металла нержавеющей стали марок 320 и 316L, а также покрытого электрода марки 316L.

При использовании покрытых электродов общая доля участия основного металла в сумме составляет 30 % из каждой стороны свариваемых деталей. Таким образом, химический состав металла корневого прохода будет состоять из основного металла: 15 % стали 320, 15 % стали 316L и 70 % присадочного металла 316L. Рассчитанный химический состав металла корневого прохода включен в табл. 6.17. В эту таблицу также включены эквиваленты хрома $Cr_{эк}$ и никеля $Ni_{эк}$ и рассчитанное с помощью диаграммы WRC-1992 ферритное число FN для каждого химического состава.

Присадочный металл марки 320, который не может содержать феррит вследствие высокого содержания никеля, - не лучший вариант по сравнению с присадочным металлом марки 316L. Можно рассмотреть другие марки присадочных материалов. Наиболее подходящие - аустенитные марки 309L, 309LMo (309MoL) и 312 или дуплексная марка 2209. Среди указанных марка 312 является хорошим выбором для многих разнородных сочетаний металлов, но поскольку обе детали сварного соединения содержат небольшое количество углерода, в то время как марка 312 содержит его примерно 0,08 %, то такой выбор делать не следует во избежание снижения коррозионной стойкости сварного соединения. Три других кандидата в присадочные материалы интересны для изучения с помощью анализа, примененного ранее

Таблица 6.17 — **Типичный химический состав основного металла сталей 320 и 316L, покрытого электрода 316L и металла корневого прохода, %**

<table>
<tr><th>Металл</th><th>C</th><th>Cr</th><th>Ni</th><th>Mo</th><th>Nb</th><th>Cu</th><th>N</th><th>$Cr_{эк}$</th><th>$Ni_{эк}$</th><th>FN</th></tr>
<tr><td>320</td><td rowspan="2">0,020</td><td>20,0</td><td>34,0</td><td>2,50</td><td>0,300</td><td>3,5</td><td rowspan="2">0,020</td><td>22,7</td><td>36,0</td><td>0</td></tr>
<tr><td>316L</td><td>17,0</td><td rowspan="2">12,0</td><td rowspan="2">2,30</td><td rowspan="2">-</td><td rowspan="2">0,2</td><td>19,3</td><td>13,1</td><td>2.9</td></tr>
<tr><td>E316L</td><td>0,030</td><td rowspan="2">18,5</td><td>0,060</td><td>20,8</td><td>14,3</td><td>4,3</td></tr>
<tr><td>Корневой проход</td><td>0,027</td><td>15,3</td><td>2,33</td><td>0,045</td><td>0,7</td><td>0,048</td><td>20,9</td><td>17,4</td><td>0</td></tr>
</table>

Таблица 6.18 — Типичный химический состав присадочных материалов 309L, 309MoL, 2209 и металла корневого прохода нержавеющих сталей марок 320 и 316L при сварке этими электродами, %

Металл	C	Cr	Ni	Mo	Nb	Cu	N	$Cr_{эк}$	$Ni_{эк}$	FN
E309L	**0,03**	**23,50**	**13,50**	**0,20**		**0,2**	**0,060**	**23,8**	**15,7**	**10,5**
E309L корневой	**0,027**	**22,07**	**16,28**	**0,86**	**0,045**	**0,7**	**0,048**	**23,0**	**18,4**	**1,6**
E309MoL	**0,03**	**23,00**	**13,50**	**2,20**	**—**	**0,2**	**0,060**	**25,2**	**15,7**	**16,8**
E309MoL корневой	**0,027**	**21,65**	**16,28**	**2,26**	**0,045**	**0,7**	**0,048**	**23,9**	**18,4**	**3,5**
E2209	**0,03**	**22.50**	**9.00**	**3,00**	**—**	**0,1**	**0,150**	**25,5**	**13,1**	**35,4**
E2209 корневой	**0.027**	**21,30**	**13,20**	**2,82**	**0,045**	**0,6**	**0,111**	**24,2**	**16,5**	**9,0**

(см. табл. 6.17). Результаты такого анализа приведены в табл. 6.18, причем доля участия основного металла составляет 30 %, при этом половина из стали 316L, а другая половина из стали 320.

Согласно табл. 6.18 корневой проход, выполненный посредством присадочного материала марки 309L, имеет недостаточное содержание феррита (1,6 FN), поэтому можно ожидать образования кристаллизационных трещин. Корневой проход, выполненный посредством присадочного материала марки 309LMo (3,5 FN), на первый взгляд выглядит приемлемым, но не в этом случае. Для понимания данного факта необходимо обратиться к диаграмме WRC-1992 (рис. 6.62), чтобы видеть, где лежат оба химических состава металла каждого корневого прохода. Химический состав 320 находится полностью вне диаграммы, существенно выше максимума $Ni_{эк}$, равного 18. Химический состав металла корневых проходов, выполненных посредством марок 309L и 309MoL, расположен слегка выше максимума $Ni_{эк}$, равного 18 (также вне диаграммы), но достаточно близко к 18 для того, чтобы правильно выявить ситуацию.

Не существует единого “магического” ферритного числа, которое на диаграмме WRC-1992 отделяет химические составы металлов, чувствительных к кристаллизационным трещинам от нечувствительных. Однако на диаграмме имеется пунктирная линия, отделяющяя составы: кристаллизующиеся в первичный аустенит (область AF), чувствительные к кристаллизационным трещинам, кристаллизующиеся в первичный феррит (область FA) и не чувствительные к растрескиванию. Эта пунктирная линия проходит под небольшим углом к изоферритным линиям. В нижнем левом углу этой линии ферритное число примерно равно 1 FN. В верхнем правом углу ферритное число более 5 FN.

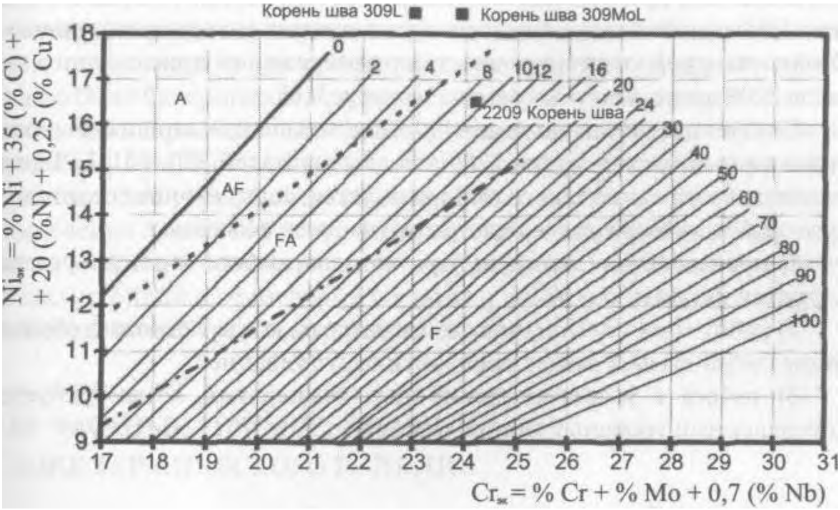


Рисунок 6.62 - Диаграмма WRC-1992 с химическими составами металла корневого прохода, нанесенными на нее, для указанных присадочных материалов

Приступая к разработке технологии сварки, следует выбрать ферритное число более 3 FN или 4 FN, что возможно предотвратит образование кристаллизационных трещин. Эта особенность диаграммы WRC-1992 хорошо согласуется с опытом. Например, известно, что металл химического состава 16-8-2 (по стандарту AWS A5.4), у которого ферритное число менее 2 FN, на диаграмме WRC-1992 расположен на нижнем левом конце указанной пунктирной линии (области FA) и не склонен к кристаллизационному растрескиванию. Но металл химического состава марки 3I7LM, который имеет ферритное число немного большее 4 FN, попадает в область AF верхнего правого конца пунктирной линии и чувствителен к образованию кристаллизационных трещин, причем требуется значение ферритного числа не менее 5 FN, чтобы этот присадочный металл не был чувствительным.

Таким образом, согласно проведенному анализу ни марка 309L, ни 309MoL не являются безопасным выбором для сварки соединений из разнородных металлов - нержавеющих сталей марок 320 и 316L. Но совершенно противоположным выбором является дуплексная нержавеющая сталь марки 2209. Высокое содержание феррита в этой марке обеспечивает для металла корневого прохода ферритное число, равное 9, что, по-видимому, соответствует безопасной области FA от пунктирной линии на диаграмме WRC-1992. Химический состав металла корневого прохода, выполненного маркой 2209, соответствует или несколько превосходит химический состав обоих основных металлов по содержанию молибдена, что также делает его привлекательным. Стойкость к коррозии и прочность при растяжении присадочного металла 2209 выше, чем у основного металла 316L.

Следует настоятельно рекомендовать инженеру-сварщику выбрать присадочный металл марки 2209 для сварки сталей 320 и 316L. Единственное возражение такого выбора имеется, если сварное соединение будет работать в среде, где недопустим феррит, а именно:

1) производство мочевины, при котором выборочно подвергается коррозии феррит;

2) работа при повышенных температурах, когда возможно образование сигма-фазы и может произойти охрупчивание;

3) работа в условиях криогенных температур, когда требуется определенный уровень ударной вязкости.

6.9 ЧАСТНЫЙ ПРИМЕР: ЧТО НЕ В ПОРЯДКЕ С МОИМ БАССЕЙНОМ?

Каждое лето в жилом квартале “Немецкое село" в Колумбусе, штат Огайо, проводят мероприятие “Дом и сад”, позволяющее людям посетить многие исторические дома в этом регионе. Однажды J. C. Lippold (автор настоящей монографии) посетил изящный сад, в котором находился бассейн. После более тщательного осмотра бассейна было установлено, что он изготовлен из нержавеющей стали. При этом выяснялась одна особенность по поводу строительства бассейна. Наблюдались по всей длине бассейна две коричневые линии. Присутствующий в момент осмотра хозяин дома выразил расстройство, что его бассейн из нержавеющей стали имеет эти некрасивые темные линии. Он заметил, что поставщик бассейна дважды пытался заполировать эти линии, но за несколько недель они появлялись вновь. Что же происходит?

Это было классическое межкристаллитное коррозионное воздействие в ЗТВ сварного соединения. Материалом конструкции была сталь марки 304, и при сварке листовых секций произошло повышение чувствительности микроструктуры к межкристаллитной коррозии в ЗТВ. Хлорированная вода бассейна содержала ионы хлора, которые вызывали коррозионное межкристаллитное воздействие. Результатом явилось местное ржавление, которое возникло по противоположным сторонам сварного шва. Эти линии, так называемые, “вагонные колеи”, описаны в разделе 6.6.1.

Что было делать домовладельцу? Поскольку постоянный металлургический дефект в форме повышения чувствительности к коррозии являлся корнем проблемы, то “лечебная” замена материала бассейна на низкоуглеродистые нержавеющие стали и марок 304L или 316L или более стойкие против коррозии стали невозможна. В другом случае можно было бы применить термическую обработку для устранения дефекта, что неприемлемо для конструкции бассейна, зарытого в землю на глубину 50 м. Поставщик, использовавший аустенитную нержавеющую сталь для указанной цели, должен был знать о возможности возникновения локальной коррозии вследствие повышения чувствительности этой стали к межкристаллитной коррозии и выбрать основной металл, стойкий к этой форме коррозии, особенно учитывая наличие хлорсодержащей среды (морской воды).

6.10 ЧАСТНЫЙ ПРИМЕР: ТРЕЩИНЫ В ЗОНЕ ТЕРМИЧЕСКОГО ВЛИЯНИЯ

Производитель коммерческого кухонного оборудования, работающий с листовым металлом из различных нержавеющих сталей, вдруг столкнулся с проблемами образования трещин в ЗТВ сварных соединений, выполненных дуговой сваркой неплавящимся электродом в защитном газе без присадочного материала, стали марки 304L толщиной 2 мм. Сварка была полностью автоматизирована и с помощью применяемой технологии мили сварных швов выполнялись без затруднений. Трещины в ЗТВ носили случайный характер, возникали периодически через несколько месяцев и были связаны с многократными нагревами стали марки 304L. Какова могла быть природа растрескивания?

Анализируя механизм растрескивания, пришли к выводу о трех возможных причинах: ликвационные трещины в ЗТВ, трещины провала пластических свойств и трещины, связанные с загрязнением медью. При исследованиях сварных швов для выявления трещин в ЗТВ установлено, что трещины располагались всегда на расстоянии 2—3 мм от зоны сплавления. Трещины не были длинными, но возникали случайно по всей длине шва. Анализ многих химических составов показал отсутствие связи этого явления с уровнем содержания вредных примесей (сера и фосфор) или ферритного потенциала (на диаграмме WRC-1992).

Расположение трещин на определенном расстоянии от границы сплавления и отсутствие влияния тепловложения на склонность к трещинам исключали возможность образования ликвационных трещин. Ликвационные трещины в ЗТВ расположены непосредственно, примыкают к зоне сплавления и характерны для материалов с нулевым ферритным потенциалом и высоким уровнем содержания вредных примесей (см. разд. 6.5.2). Образование трещин вследствие провала пластичности, в общем, возможно, но эта форма растрескивания крайне редко наблюдается в листовом металле вследствие невысокой жесткости сварного соединения. Кроме того, отсутствие влияния колебания тепловложения на склонность к растрескиванию позволяет предположить, что этот вид растрескивания не имеет место. В этой связи среди возможных механизмов образования трещин остается только загрязнение металла медью. Для выявления справедливости последнего механизма образцы с трещинами были подвергнуты металлографическому и фрактографическому поверхностному анализу. Как отмечалось ранее, трещины располагались на расстоянии примерно 2 мм от зоны сплавления. В этой зоне наблюдался незначительный рост зерна вследствие теплового воздействия в ЗТВ, но трещины носили явный межкристаллитный характер. Исследование поверхности разрушения на сканирующем микроскопе подтвердило межкристаллитный характер разрушения, а анализ химического состава на установке EDAX четко показал присутствие меди на поверхности разрушения. Дополнительное исследование полированных металлографических шлифов без травления четко показало наличие желто-золотистой составляющей, покрывающей границы аустенитных зерен. Таким образом, указанный механизм растрескивания был подтвержден (см. разд. 6.5.6).

Задача состояла в том, чтобы выявить источник меди, попавшей в листовую сталь марки 304 L. Во многих случаях медь переходит от оснастки или других медных компонентов. В данном случае это было не так. По-видимому, медь некоторым образом была нанесена на лист, но источник этого не был сразу найден. Зачистка листа вблизи сварного шва позволила успешно удалить медь с поверхности и предотвратить образование трещин вследствие загрязнения медью, однако этот вопрос остался открытым.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК К ГЛАВЕ 6

[1] **Lippold, J. C., and Savage, W. F.** 1979. Solidification of austenitic stainless ststeel weldments, I: a proposed mechanism. ***Welding Journal,*** 58(12):362s-74s.

[2] **Sandman, B., Jansson, B., and Anderson, J.-O.** 1985. ***Calphad,*** 6:153—190.

[3] **Beckner, D., and Bernstein, I. M.** 1977. Handbook of Stainless Steels, McGraw-Hill, New York.

[4] **Lacombe, P., Baroux, B., and Beranger. G.** 1993. ***Stainless Steels,*** Les Editions de Physique, Les Ulis, France.

[5] Cihal, V. 1968. *Protections of Metals (USSR),* 4(6): 563.

[6] Talbot, A. M., and Furman, D.E. 1953. *Transactions of the American Society for Metals,* 45:429—440.

[7] Lippold, J. C., Juhas, M. C., and Dalder, E. N. C. 1985. The relationship between microstructure and fracture behavior of fully austenitic Type 316L weld filler materials at 4.2K., ***Metallurgical Transactions,*** 16A: 1835-1848.

[8] David, S. A, Goodwin G. M., and Braski, D. N. 1979. Solidification behavior of austenitic stainless steel filler metals, ***Welding Journal,*** 58(1 l):330s—336s.

[9] David, S. A. 1981. Ferrite morphology and variations in ferrite content in austenitic stainless steel welds. ***Welding Journal,*** 60(4): 63s—71 s.

[10] Lippold, J. C., and Savage, W. F. 1981. Modelling solute redistribution during solidification of austenitic stainless steel weldments, in ***Modelling of Casting and Welding Processes,*** H. D. Brody, and D. Apelian, eds.. Metallurgical Society of Al ME, Warrendale, PA, pp. 443—458.

[11] Lippold, ***J. C.,*** and Savage, W. F. 1980. Solidification of austenitic stainless steel weldments, 2: the effect of alloy composition on ferrite morphology. ***Welding Journal,*** 59(2):48s-58s.

[12] Brooks, J. A., Thompson, A W., and Williams, J. C. 1984. A fundamental study of the beneficial effects of delta ferrite in reducing weld cracking. ***Welding Journal,*** 63(3):7 Is—83s.

[13] Arata, Y., Matsuda, F., and Katayama, S. 1976. Solidification cracking susceptibility of fully austenitic stainless steels, report 1: fundamental investigation on solidification behavior of fully austenitic and duplex microstructures and effect of ferrite on microsegregation, ***Transactions ofJWRl,*** 5(2): 135.

[14] Katayama, S., Fujimoto, T., and Matsunawa, A. 1985. Correlation among solidification process, microsructure, microsegregation and solidification cracking susceptibility in stainless steel weld metals. ***Transactions of J WRI,*** 14(1):123.

[15] Leone, G. L., and Kerr, H. W. 1982. The ferrite to austenite transformation in stainless steels, ***Welding Journal,*** 61(l):l3s—21s.

[16] Fredriksson, H. 1972. Solidification sequence in an 18-8 stainless steel investigated by directional solidification, ***Metallurgical Transactions,*** 3(11):2989—2997.

[17] Suutala, N., Takalo, T., and Moisio, T. 1980. Ferritic—austenitic solidification mode in austenitic stainless steel welds. ***Metallurgical Transactions,*** 11A(5):717-725.

[18] Brooks, J. A., and Thomson, A. W. 1991. ***International Materials Review,*** 36(1): 16-44.

[19] Lippold, J. C., Clark, W. A T., and Tumuluru, M. 1992. An investigation of weld metal interfaces, in ***The Metal Science of Joining,*** Metals, Mineralsand Materials Society, Warrendale, PA, pp. 141-146.

[20] Wegrzyn, J., and Klimpel, A. 1981. The effect of alloying elements on sigma phase formation in 18-8 weld metals. ***Welding Journal,***

[21] Vitek, J. M., and David, S. A. 1984. The solidification and aging behavior of Types 308 and 308CRE stainless steel welds, ***Welding Journal,*** 63(8):246s-253s.

[22] Vitek, J. M., and David, S. A. 1986. The sigma phase transformation in austenitic stainless steels, ***Welding Journal,*** 65(4):106s—Ills.

[23] Alexander, D. J., Vitek, J. M., and David, S. A. 1995. Long-term aging of type 308 stainless steel welds: effects on properties and microstructure, in ***Proceedings of the 4th International Conference on Trends in Welding Research,*** ASM International, Materials Park, OH, pp.557—561.

[24] Hauser, D., and Van Echo, J. A. 1982. Effects of ferrite content in austenitic stainless steel welds. ***Welding Journal,*** 61 (2):37s—44s.

[25] Thomas, R. G. 1978. The effect of delta ferrite on the creep rupture properties of austenitic weld metals. ***Welding Journal,*** 57(3):8 Is—86s.

[26] Szumachowski, E. R., and Reid, H. F. 1978. Cryogenic toughness of SMA austenitic stainless steel metals, 1: role of ferrite, ***Welding Journal,*** 57(1 l):325s—333s.

[27] Read, D. T., McHenry, H. I., Steinmeyer, P. A., and Thomas, R. D., Jr. 1980. Metallurgical factors affecting the toughness 316L SMA weldments at cryogenic temperatures, ***Welding Journal,*** 59(4): 104s— 113s.

[28] Goodwin, G. M. 1984. ***Fracture Toughness of Austenitic Stainless Steel Weld Metal at 4K,*** ORNL/TM-9172, Oak Ridge National Laboratory, Oak Ridge, TN.

[29] Kotecki, D. J. 2003. Stainless Q & A, ***Welding Journal,*** 82(11):80—81.

[30] Kujanpaa, V., Suutala, N., Takalo, T., and Moisio, T. 1979. Correlation between solidification cracking and microstructure in austenitic and austenitic—ferritic stainless steel welds. ***Welding Research International,*** 9(2):55.

[31] Hammar, O., and Svenson, U. 1979. ***Solidification and Casting of Metals,*** Metal Society, London, pp. 401-410.

[32] Arata, Y., Matsuda, F., Nakagawa, H., and Katayama, S. 1978. Solidification cracking susceptibility of fully austenitic stainless steels, report 4: effect of decreasing P and S on solidification cracking susceptibility of SUS 310 austenitic stainless steel weld metals, ***Transactions of JWRI,*** 7(2):169.

[33] Ogawa, T., and Tsunetomi, E. 1982. Hot cracking susceptibility of austenitic stainless steels, ***Welding Journal,*** 61(3):82s-93s.

[34] Li, L., and Messier, R. W., Jr. 1999. The effects of phosphorus and sulfur on susceptibility to weld hot cracking in austenitic stainless steels. ***Welding Journal,*** 78(12): 387s—396s.

[35] Heiple, C. R., and Roper, J., R. 1982. Mechanism for Minor Element effect on GTA Fusion Zone Geometry, ***Welding Journal,*** 61(4):97s—102s.

[36] Lundin, C. D., Lee, C. H., and Menon, R. 1988. Hot ductility and weldability of free machining austenitic stainless steel. ***Welding Journal,*** 67(6): 119s-130s.

[37] Brooks, J. A., Robino, C. V., Headley, T. J., and Michael, J. R. 2003. Weld solidification and cracking behavior of free-machining stainless steel. ***Welding Journal,*** 82(3): 51s—64s.

[38] AWS. 1997. ***Standard Procedures for Calibrating Magnetic Instruments to Measure the Delta Ferrite Content of Austenitic and Duplex Ferriti-Austenitic Stainless Steel Weld Metals,*** ANSI/AWS A4.2M/A4.2: 1997, American Welding Society, Miami, FL, p.13.

[39] Kotecki, D. J. 1997. Ferrite determination in stainless steel welds: advances since 1974, ***Welding Journal,*** 76(l):24s—37s.

[40] Nakao, Y., Nishimoto, K., and Zhang, W. 1988. Effects of rapid solidification by laser surface melting on solidification modes and microsructures of stainless steels, ***Transactions of the Japan Welding Society,*** 19: 101.

[41] Lippold, J. C. 1994. Solidification behavior and cracking susceptibility of pulsed-laser welds in austenitic stainless steels, ***Welding Journal,*** 73(6): 129s-139s.

[42] David, S. A., Viteck, J. M., and Hebble, T. M. 1987. Effect of rapid solidification on stainless steel weld metal microstructures and its implications on the Schaeffler diagram, ***Welding Journal,*** 66(10):289s—300s.

[43] Elmer, J. W., Allen, S. M., and Eagar, T. W. 1990. The influence of cooling rate on the ferrite content of stainless steel alloys, in ***Recent Trends in Welding Science and Technology,*** S. A. David and J. M.Viteck, eds., ASM International, Materials Park, OH, pp. 165—170.

[44] Brooks, J. A., and Baskes, M. 1.1990. Microsegregation modeling and transformation in rapidly solidified austenitic stainless steels welds, in ***Recent Trends in Welding Science and Technology,*** S. A. David and J. M. Vitek, eds., ASM International, Materials Park. OH, pp. 153—158.

[45] Kou, S., and Le, Y. 1982. The effect of quenching on the solidification structure and transformation behavior of stainless steel welds, ***Metallurgical Transactions,*** 1 3A: 1141 -1152.

[46] Kurz, W., and Fischer, D. J. 1981. Dendrite growth at the limit of stability: tip radius and spacing, ***Acta Metallurgia,*** 29:11.

[47] Pacary, G., Moline, M., and Lippold, J. C. 1990. A ***Diagram for Predicting the Weld Solidification Cracking Susceptibility of Pulsed — Laser Welds in Austenitic Stainless Steels,*** EWI Research Brief B9008.

[48] Lienert, T. J., and Lippold, J. C. 2003. Weldability and solidification mode diagrams for pulsed-laser welds in austenitic stainless steels, ***Science and Technology of Welding and Joining,*** 8(1): 1 -9.

[49] Elmer, J. W., Allen, S. M., and Eagar, T. W. 1989. Microstructural development during solidification of stainless steels alloys. ***Metallurgical Transactions,*** 20A:2117.

[50] Elmer, J. W., Allen, S. M., and Eagar, T. W. 1990. Single phase solidification during rapid resolidification of stainless steel alloys, in ***Weldability of Materials,*** R. A. Patterson and K. W. Mahin, eds., ASM International, Materials Park, OH, pp. 143-150.

[51] Lippold, J. C. 1985. Centerline cracking in deep penetration electron beam welds in type 304L stainless steel, ***Welding Journal,*** 64(5):127s—136s.

[52] Thomas, R. D., Jr. 1984. HAZ cracking in thick sections of austenitic stainless steels, 1, ***Welding Journal,*** 62(12):24— 32.

[53] Thomas, R. D., Jr. 1984. HAZ cracking in thick sections of austenitic stainless steels, 2, ***Welding Journal,*** 62(12):355s-368s.

[54] Lippold, J. C., Varol, I., and Baeslack, W. A. 1992. An investigation of heat-affected zone liquation cracking in austenitic and duplex stainless steels, ***Welding Journal,*** 71(l):Is— 14s.

[55] Honeycombe, J., and Gooch, T. G. 1972. Effect of manganese on cracking and corrosion resistance of fully austenitic stainless steel weld metals, ***Metal Construction and British Welding Journal,*** 4(12):456.

[56] Gooch, T. G., and Honeycombe, J. 1975. Microcracking in fully austenitic stainless steel weld metal, ***Metal Construction,*** 7(3): 146.

[57] Lundin, C. D., and Spond, D. F. 1976. The nature and morphology of fissures in austenitic stainless steel weld metals, ***Welding Journal,*** 55(1 l):356s—367s.

[58] Lundin, C. D., Delong, W. T., and Spond, D. F. 1975. Ferrite-fissuring relationship in austenitic stainless steel weld metals. ***Welding Journal,*** 54(8):241s—246s.

[59] Lundin, C. D., and Chou, C. P. D. 1985. Fissuring in the “Hazard HAZ” region of austenitic stainless steel welds, ***Welding Journal,*** 64(4): 113s—118s.

[60] Hemsworth, B., Boniszewski, T., and Eaton, N. F. 1969. Classification and definition of high temperature welding cracks in alloys, ***Metal Construction and British Welding Journal,*** 1 (2):5.

[61] Hadrill, D. M., and Baker, R. G. 1965. Microcracking in austenitic weld metal, ***British Welding Journal,*** 12(8):411.

[62] Nissley, N. E., and Lippold, J. C. 2003. Ductility-dip cracking susceptibility of austenitic alloys, in ***Proceedings of the 6th International Conference on Trends in Welding Research,*** ASM International, Materials Park, OH. pp. 64 -69.

[63] Ramirez, A. J., and Lippold, J. C. 2004. High temperature cracking in nickel-base weld metal, 1: ductility and fracture behavior, ***Materials Science and Engineering*** A, 380:259—271.

[64] Ramirez, A. J., and Lippold, J. C. 2004. High temperature cracking in nickel-base weld metal, 2: insight into the mechanism. ***Material Science and Engineering*** A, 380:245—258.

[65] Nissley, N. E., and Lippold, J. C. 2003 Development of the strain-to-fracture test for evaluating ductility-dip cracking in austenitic alloys, ***Welding Journal,*** 82(12):355s-364s.

[66] Nissley, N. E., Collins. M. G., Guaytima, G., and Lippold, J.C. 2002. ***Development of the Strain-to-Fracture Test for Evaluating Ductility-Dip Cracking in Austenitic Stainless Steels and Ni-Base Alloys,*** UW Document IX-2050-02., International Institute ofWelding, Paris.

[67] Christoffel, R. J. 1962. Cracking in Type 347 heat-affected zone during stress relaxation, ***Welding Journal,*** 41(6):251s—256s.

[68] Lin, W., Lippold, J. C., and Luke, S. 1994. Unpublished research performed at Edison Welding Institute.

[69] Savage, W. F., Nippes, E. P., and Mushala, M. C. 1978. Copper-contamination cracking in the weld heat-affected zone. ***Welding Journal,*** 57(5): 145s-152s.

[70] Kotecki, D. J. 1999. Stainless Q & A, ***Welding Journal,*** 78(10): 113.

[71] Kanne, W. R., Jr. 1988. Remote reactor repair: GTA weld cracking caused by entrapped helium, ***Welding Journal,*** 67(8):33—39.

[72] Goods, S. H., and Karfs, C. W. 1991. Helium-induced weld cracking in low heat input GMA weld overlays. ***Welding Journal,*** 70(5): 123s—132s.

[73] ASM. 1987. ASM ***Metals Handbook,*** 10th ed., Vol. 13, ***Corrosion,*** ASM International, Materials Park, OH.

[74] Gooch, T. G. 1996. Corrosion behavior of welded stainless steel. ***Welding Journal,*** 75(5): 135s-154s.

[75] Povich, M. J. 1978. ***Corrosion,*** 34:60.

[76] Povich, M. J., and Rao, P. 1978. ***Corrosion,*** 34:269.

[77] Copson, H. R. 1959. Effect of composition on stress corrosion cracking of some alloys containing Ni, in ***Physical Metallurgy of Stress Corrosion Fracture,*** Interscience, New York, pp. 247—272.

[78] Jones, D. A. 1995. ***Principles and Prevention of Corrosion,*** 2nd ed., Prentice Hall, Upper Saddle River, NJ.

[79] Gamer, A. 1983. Pitting corrosion of high alloy stainless steel weldments in oxidizing environments. ***Welding Journal,*** 62(l):27-34.

[80] Little, B., Wagner, P., and Mansfeld, F. 1991. Microbiologically influenced corrosion of metals and alloys, ***International Materials Review,*** 36(6):253.

[81] Zhang, H., Shi, S., Ramirez, J., and Lippold, J. C. 2004. ***Review of Reheat Cracking and Elevated Temperature Embrittlement of Austenitic Materials,*** EWI report.

[82] Ebert, H. 1974. Solution annealing in the field. ***Welding Journal,*** 53(2):88—93.

[83] Dhooge, A. 1997. ***Survey on Reheat Cracking in Austenitic Steels and Ni-Base Alloys,*** UW Document IX-1876-97, International Institute of Welding, Paris.

[84] Van Wortel, J. C. 1995. Relaxation cracking in austenitic welded joints: an underestimated problem. ***Stainless Steel World,*** pp. 47—49.
[85] Espy, R. H. 1982. Weldability of nitrogen-strengthened stainless steels, ***Welding Journal,*** 61(5): 149s—156s.
[86] Kotecki, D. J. 2002. Stainless Q & A, ***Welding Journal,*** 81(11):86—87.
[87] Robino, C. V., Michel, J. R., and Maguire, M. C. 1998. The solidification and weld metallurgy of galling resistant stainless steels, ***Welding Journal, 77(\l):446s-457s.***
[88] Brooks, J. A. 1975. Weldability of high N, high Mn austenitic stainless steels. ***Welding Journal,*** 54(6): 189s—195s.
[89] Perricone, M. J., and DuPont, J. N. 2003. Laser welding of superaustenitic stainless steel, in ***Proceedings of the 6th International Conference on Trends in Welding Research,*** ASM International, Materials Park, OH, pp. 64-69.
[90] Woolin, P. 1997. ***Autugenous Welding of High Nitrogen Superaustenitic Stainless Steels,*** TWI Research report 593/1997.

ГЛАВА 7

ДУПЛЕКСНЫЕ НЕРЖАВЕЮЩИЕ СТАЛИ

Дуплексные нержавеющие стали получили свое название в соответствии с микроструктурой при комнатной температуре, которая содержит феррит и аустенит примерно в равных долях. Они известны с 1930 г. [1]. Прогресс в их развитии носил колебательный характер, получая толчок в периоды дефицита никеля [1, 2]. Еще в 1982 г. справочник по сварке [3] не признавал дуплексные стали в качестве отдельной группы нержавеющих сталей. В то время этот справочник относил сталь марки 329, одну из старейших дуплексных нержавеющих сталей, к аустенитным нержавеющим сталям. По крайней мере, один из производителей стали 329 высказывался против возможности ее сварки [4]. Литейная сталь марки CD4MCu, разработанная в 1950 г., была известна как сталь, которой свойственно охрупчивание при сварке [1]. Дуплексные нержавеющие стали быстро развивались с начала 1980 г., и это развитие отображено в обзорных статьях ряда международных конференций по дуплексным нержавеющим сталям, которые проходили в указанный период времени [5—10]. В настоящее время эти стали используются в различных отраслях промышленности, прежде всего требующих весьма высокой стойкости к коррозии. За прошедшее время был достигнут существенный прогресс в области свариваемости и стойкости к коррозии этих сталей, прежде всего благодаря пониманию критической роли азота как легирующего элемента [1].

Дуплексные нержавеющие стали используются там, где требуется их высокая коррозионная стойкость, прочность или оба свойства одновременно. Вследствие более высокого содержания феррита, чем у аустенитных сталей, дуплексные стали имеют более ярко выраженные магнитные свойства, а также более высокую теплопроводность и низкий коэффициент термического расширения. Эти стали часто выбирают вследствие коррозионной стойкости, ими заменяют аустенитные стали во многих случаях, где существует опасность образования коррозионного растрескивания под напряжением и питтинговой коррозии. Они также существенно превосходят конструкционные стали при работе в коррозионных средах при сопоставимой прочности. Например, дуплексные стали широко используются для изготовления трубопроводов для транспортирования нефти и газа как на суше, так и на шельфе.

Поскольку в дуплексных сталях образуется ряд охрупчивающих выделений при относительно низких температурах, их не рекомендуют для работы при температуре свыше 280 °C (535 °F). Они более дороги, чем аустенитные нержавеющие стали, хотя не намного, благодаря невысокой стоимости легирующих элементов, так как, преимущественно, сказывается стоимость обработки стали от отливки до конечного продукта — плит, листа или труб. Их использование дает заметно выраженное повышение коррозионной стойкости и экономию массы материала. Они могут использоваться взамен сплавов на основе никеля в менее агрессивных средах, составляя по цене долю цены материала.

Дуплексные нержавеющие стали значительно прочнее, чем аустенитные, так как их предел текучести более 425 МПа (60 ksi), тогда как для аустенитных нержавеющих сталей предел текучести составляет 210 МПа (30 ksi). Так как дуплексные стали прочнее, они одновременно и тверже, что возможно делает их более привлекательными для работы в условиях абразивного износа и коррозионной среды. Большинство современных дуплексных сталей имеет хорошую ударную вязкость и пластичность. Однако они претерпевают переход из пластического состояния в хрупкое при низких температурах, поэтому не предназначены для использования в условиях криогенных температур. Рабочий интервал температур при использовании дуплексных нержавеющих сталей ограничен и составляет от минус 40 до плюс 280 °C.

Коэффициент термического расширения дуплексных сталей по значению близок к соответствующему коэффициенту углеродистых и низколегированных сталей. Следовательно, дуплексные стали можно использовать при соединении с углеродистыми, например в сосудах из разнородных сталей, работающих под давлением. В таком случае напряжения вследствие разности коэффициентов термического расширения будут ниже по сравнению с аустенитными сталями. Однако по причине относительно низких температур протекания реакций образования выделений, имеющих место в дуплексных нержавеющих сталях, их применение в случаях, требующих послесварочной термической обработки для снятия напряжений, в общем, недопустимо.

7.1 СТАНДАРТНЫЕ СТАЛИ И ПРИСАДОЧНЫЕ МАТЕРИАЛЫ

В табл. 7.1 приведен химический состав ряда дуплексных нержавеющих сталей. Заслуживает внимания тот факт, что стали, катаная марки 329 и CD4MCu, соответственно, не отвечают требованиям стандартов ASTM A240 или ASTM A890 по содержанию азота. Эти две стали были разработаны до того, как была выяснена важность содержания азота, и их рассматривали как весьма трудно свариваемые. Регламентация на содержание азота в каждой стали была внесена в стандарты ASTM (UNS S32950 или CD4MCuN, соответственно) для улучшения свариваемости, равно как и для повышения стойкости к коррозии.

Сварочные материалы выбирают таким образом, чтобы предусмотреть подходящий баланс фаз в наплавленном металле и обеспечить ему, по крайней мере, равную основному металлу коррозионную стойкость. Содержание никеля часто увеличивают в присадочном металле, подходящем для данного основного, чтобы обеспечить формирование аустенита при быстром охлаждении в условиях сварки. Один из таких присадочных материалов, например AWS ER/E 2209, в котором содержится никеля 9 %, обычно используется с основным металлом марок 2304 и 2205, которые содержат 5 % никеля. В табл. 7.2 приведен химический состав ряда присадочных материалов из стандартов американского сварочного общества (AWS).

Присадочные материалы с увеличенным содержанием никеля (еще не включенные в соответствующие стандарты) доступны под различными торговыми марками для соединения новых высоколегированных сталей (называемых супердуплексными сталями, например сталь 2507). Высоколегированные аустенитные присадочные материалы, например 309L, могут быть использованы при выполнении разнородных сварных соединений из разнородных материалов с участием аустенитных нержавеющих сталей. Сплавы на основе никеля могут быть выбраны для сварки соединений из разнородных материалов либо сварных соединений, требующих крайне высокой стойкости к коррозии.

7.2 ФИЗИЧЕСКАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ

7.2.1 Баланс фаз аустенит—феррит

Дуплексные нержавеющие стали основаны на системе Fe-Cr-Ni—N. Химический состав этих сталей был подобран таким образом, чтобы микроструктура основного металла номинально состояла из 50 % феррита и 50 % аустенита в соответствии с термином “дуплексные". Однако все дуплексные стали кристаллизуются практически как 100%-ный феррит, а указанный ранее баланс микроструктуры зависит от частичного превращения в твердой фазе. Азот обычно добавляют как легирующий элемент для ускорения образования аустенита и его стабилизации, а также повышения стойкости к питтинговой коррозии. Молибден, вольфрам и/или медь добавляют в некоторые стали для повышения коррозионной стойкости. Вследствие более высокого содержания легирующих элементов и особенно более трудной и тщательной обработки катаных заготовок, дуплексные стали более дороги в производстве, чем аустенитные нержавеющие стали.

Основной металл дуплексных нержавеющих сталей имеет большее отношение содержания элементов-ферритизаторов к содержанию элементов-аустенизаторов, чем в аустенитных нержавеющих сталях. Это объясняется тем фактом, что дуплексные нержавеющие стали кристаллизуются практически как 100%-ный феррит. Рис. 7.1 характеризует стали, у которых эквивалент хрома в соответствии с WRC-1992 примерно в 1,85 раза и более больше, чем эквивалент никеля, и они будут кристаллизоваться как 100%-ный феррит. Для основного металла дуплексных сталей такое соотношение обычно составляет от 2,5 до 3,5. При высоких температурах (выше сольвуса феррита) стали остаются полностью ферритными. Аустенит может быть только в виде зародышей, которые растут при температурах ниже сольвуса феррита. Отжиг и горячая обработка этих сталей обычно выполняются при температурах ниже сольвуса феррита, когда феррит и аустенит могут сосуществовать в равновесии. Регулируя температурой обработки и скоростью охлаждения, можно управлять содержанием и распределением феррита и аустенита в катаных изделиях из указанных сталей.

Несмотря на то что линии перехода структур на псевдобинарной диаграмме (см. рис. 7.1) не могут быть построены достаточно точно, в отожженных сталях или после их горячей обработки при температурах, близких к сольвусу феррита с последующей закалкой, можно ожидать преимущественно ферритную структуру лишь с малым содержанием аустенита по границам зерен. По мере снижения температуры отжига или горячей обработки равновесная микроструктура будет содержать все больше аустенита и меньше феррита. В условиях равновесия имеет место разделительная диффузия легирующих элементов, в связи с чем элементы-ферритизаторы (хром, молибден и вольфрам) будут концентрироваться в феррите. В то же время элементы-аустенизаторы (никель, углерод, азот и медь) будут концентрироваться за счет диффузии в аустените. В работе [11] проиллюстрирован этот эффект (рис. 7.2). С понижением температуры равновесный химический состав феррита и аустенита непрерывно меняется в соответствии с положением точек линии, раз-

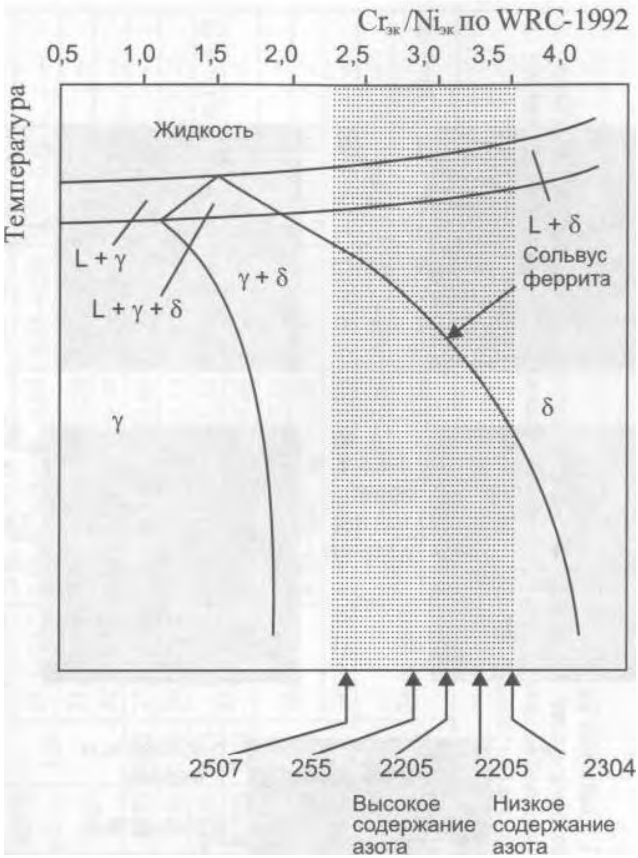


Рисунок 7.1 — Высокотемпературная область псевдобинарной диаграммы для химических составов дуплексных нержавеющих сталей
Затемненная зона представляет собой диапазон состава коммерческих сталей.

деляющей аустенит и феррит. В то же время с понижением температуры замедляется диффузия. При некоторой температуре на стадии охлаждения диффузия “не успевает” за равновесным составом обеих фаз, а химический и фазовый составы, которые имелись в рассматриваемый момент времени при соответствующей температуре, фиксируются в стали так, как если бы произошла закалка с той же температуры.

Такая концепция ***эффективной температуры закалки*** была предложена авторами работы [12]. В дуплексных нержавеющих сталях при высокой температуре закалки (вблизи температуры на линии сольвуса феррита диаграммы) фазовый баланс будет обогащен ферритом. Если

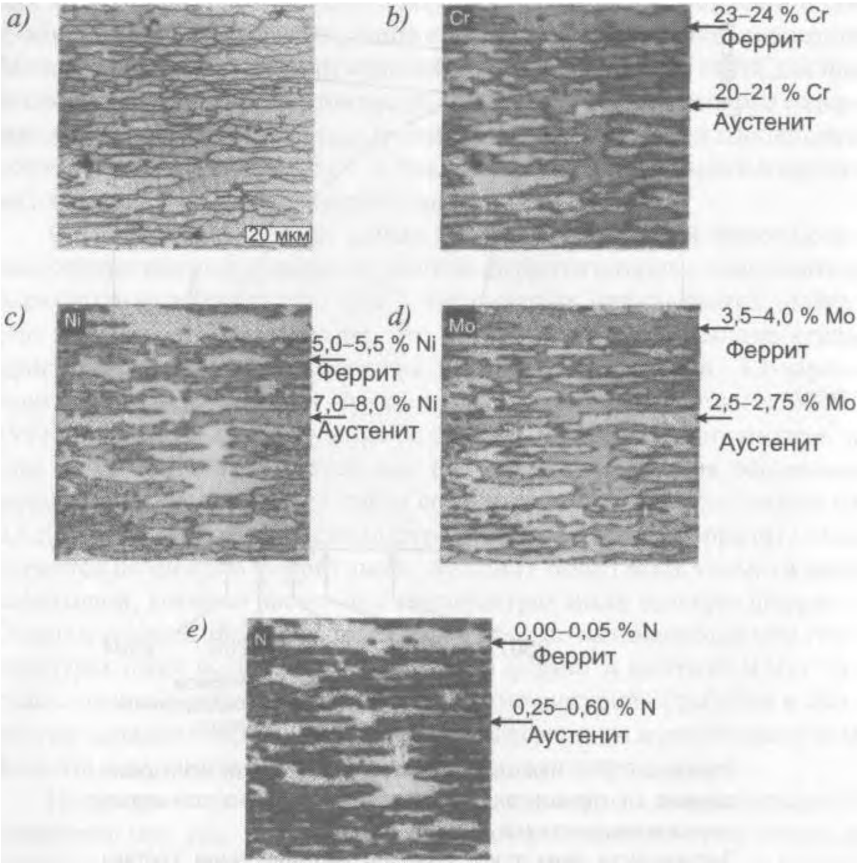


Рисунок 7.2 — Сегрегация легирующих элементов в стали марки 2205 с химическим составом - 22 % Cr; 6 % Ni; 3 % Mo; 0,12 % N: *a*- микроструктура основного металла низкоазотистой дуплексной нержавеющей стали (белое поле — аустенит, серое - феррит); *b* — распределение хрома (Cr): близкое к белому полю - от 20 до 21 %, черное и темно-серое поле — от 21 до 23 %, светло-серое — от 23 до 24 %; ***c*** — распределение никеля (Ni): близкое к белому полю — от 5,0 до 5,5 %, черное и темно-серое поле — от 5,5 до 7,0 %, светло-серое — от 7,0 до 8,0 %; ***d*—** распределение молибдена (Mo): близкое к белому полю — от 2,5 до 2,75 %, черное и темно-серое поле — от 2,75 до 3,50 %, светло-серое — от 3,5 до 4,0 %; ***e* —** распределение азота (N): близкое к белому полю — от 0,00 до 0,05 %, черное и темно-серое поле — от 0,05 до 0,25 %, светло-серое — от 0,25 до 0,60 % [11]

Таблица 7.1- Химический состав дуплексных ферритно-аустенитных нержавеющих сталей, % •>

Марка [b)]	По UNS [b)]	C	Mn	P	S	Si	Cr	Ni	Mo	N	Cu	W
—	S32201	0,030	4.00-6.00	0,040	0,030	1,00	19,5-21,5	1,00-3,00	0,60	0,05-0,17	1,00	
2304	S32304		2,50				21,5-24,5	3,00-5,50	0,05-0,60	0,05-0,20	0,05-0,60	—
2205 [c)]	S31803		2,00	0,030	0,020		21,0-23,0	4,50-6,50	2,50-3,50	0,08-0,20	—	—
2205 [c)]	S32205						22,0-23,0		3,00-3,50	0,14-0,20	—	—
329	S32900	0,080	1,00	0,040	0,030	0,75	23,0-28,0	2,00-5,00	1,00-2,00	—	—	—
—	S32950	0,030	2.00	0,035	0,010	0,60	26,0-29,0	3,50-5,20	1,00-2,50	0,15-0,35	—	—
—	S31260		1,00	0,030	0,030	0,75	24,0-26,0	5,50-7,50	2,50-3,50	0,10-0,30	0,20-0,80	0,10-0,50
—	S32520		1,50	0,035	0,020	0,80		5,50-8,00	3,00-4,00	0,20-0,35	0,50-2,00	—
CD4MCu	—	0,040	1,00	0,040	0,04	1,00	24,5-26,5	4,75-6,00	1,75-2,25	—	2,75-3,25	—
CD4MCuN	—							4,70-6,00	1,70-2,30	0,10-0,25	2,70-3,30	—
255	S32550		1,50		0,030		24,0-27,0	4,50-6,50	2,90-3.90	0,10-0,25	1,50-2,50	—
2507	S32750	0,030	1,20	0,035	0,020	0,80	24,0-26,0	6,00-8,00	3,00-5,00	0,24-0,32	0,50	—
—	S32760		1,00	0,030	0.010	1,00			3,00-4,00	0,20-0,30	0,50-1,00	0,50-1,00
CD3M-WCuN	—				0,025			6,50-8,50				

[a)] Единичная величина является максимальной.

[b)] Химические составы сгруппированы по содержанию хрома, азота и молибдена.

[c)] Изначально марка 2205 ассоциировалась по химическому составу с S31803. Однако когда стало известно, что при низком содержании азота в ЗТВ имеет место нежелательный фазовый состав, марка 2205 была определена как UNS S32205 с химическим составом по ASTM A240/A240M-99a. Том 1,03. 2000 г. Стандарты ASTM.

Таблица 7.2 — Химический состав сварочных материалов дуплексных ферритно-аустенитных сталей, %[a]

<table>
<tr><th>Класс</th><th>Источник [b]</th><th>C</th><th>Mn</th><th>P</th><th>S</th><th>Si</th><th>Cr</th><th>Ni</th><th>Mo</th><th>N</th><th>Cu</th><th>W</th></tr>
<tr><td>E2209-XX</td><td>A5.4</td><td>0,04</td><td rowspan="3">0,5-2,0</td><td>0,04</td><td rowspan="9">0,03</td><td>1,0</td><td rowspan="2">21,5-23,5</td><td>8,5-10,5</td><td>2,5-3,5</td><td rowspan="3">0,08-0,20</td><td rowspan="2">0,75</td><td rowspan="9">-</td></tr>
<tr><td>ER2209</td><td>A5.9</td><td>0,03</td><td>0,03</td><td>0,9</td><td>7,5-9,5</td><td>2,5-3,5</td></tr>
<tr><td>E2209TX-X</td><td>A5.22</td><td rowspan="2">0,04</td><td rowspan="7">0,04</td><td rowspan="3">1,00</td><td>21,0-24,0</td><td>7,5-10,0</td><td>2,5-4,0</td><td>0,50</td></tr>
<tr><td>E2552-XX</td><td>A5.4</td><td>1,0</td><td rowspan="4">24,0-27,0</td><td>4,0-6,0</td><td>1,5-2,5</td><td>0,08-0,22</td><td>2,50-3,50</td></tr>
<tr><td>E2553-XX</td><td>A5.4</td><td>0,06</td><td rowspan="2">0,5-1,5</td><td>6,5-8,5</td><td rowspan="4">2,9-3,9</td><td>0,10-0,25</td><td rowspan="3">1,50-2,50</td></tr>
<tr><td>E2553TX-X</td><td>A5.22</td><td rowspan="4">0,04</td><td>0,75</td><td>8,5-10,5</td><td>0,10-0,20</td></tr>
<tr><td>ER2553</td><td>A5.9</td><td>1,5</td><td rowspan="3">1,00</td><td>4,5-6,5</td><td>0,10-0,25</td></tr>
<tr><td>E2593XX</td><td>A5.4</td><td>0,5-2,5</td><td>24,7-27,0</td><td>8,5-11,0</td><td>0,08-0,25</td><td>1,50-3,00</td></tr>
<tr><td>E2594-XX</td><td>A5.4</td><td>0,5-2,0</td><td>24,0-27,0</td><td>8,5-10,5</td><td>3,5-4,5</td><td>0,20-0,30</td><td>0,75</td></tr>
<tr><td colspan="13">[a] Единственная величина является максимальной.
[b] Стандарт AWS.</td></tr>
</table>

эффективная температура закалки существенно ниже температуры сольвуса феррита, то в микроструктуре будет больше аустенита. Горячая обработка ускоряет диффузию. Более низкую температуру закалки легче получить для катаных дуплексных нержавеющих сталей, чем для литых сталей или металла шва. Микроструктуру литых дуплексных нержавеющих сталей при температуре окружающего воздуха получают за счет отжига при температуре 1040 °C (1900 °F) или свыше с последующей закалкой [13]. На практике температуру закалки или горячей обработки выбирают, возможно, более низкую, но достаточно высокую для перехода дисперсионных фазовых выделений в твердый раствор [1]. Такой подход минимизирует остаточное содержание азота в феррите.

7.2.2 Реакции выделений

Кривизна двухфазной области феррит + аустенит на рис. 7.1 показывает, что больше аустенита сформируется за счет феррита при более низких температурах закалки или горячей обработки (эффективная температура закалки). Однако нижний предел таких температур обеспечивается вследствие появления нежелательных дисперсных выделений в ферритной фазе. По причине комплексного легирования дуплексных марок сталей в интервале температур примерно от 1000 °C (примерно 1830 °F) и ниже может произойти ряд реакций дисперсионных выделений. Все эти реакции выделений зависят от времени и температуры, как показано схематично на рис. 7.3. Многие подобные выделения охрупчивают дуплексные стали, и их следует избегать. Сре-

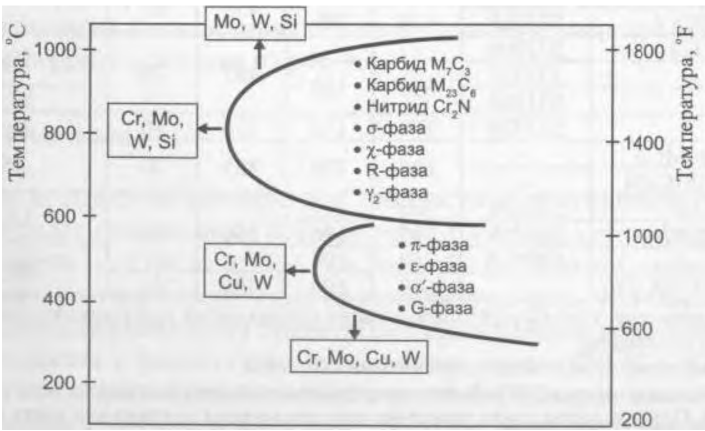


Рисунок 7.3 — Образование выделений в дуплексных нержавеющих сталях [1]

ди них сигма-, хи- и альфа-прим-фазы, а также нитрид хрома. Также следует заметить, что добавка или повышенное содержание хрома, молибдена и вольфрама инициирует тенденцию к ускорению образования выделений, в частности сигма- и хи-фаз. Такое ускорение дает потенциальное охрупчивание при послесварочной термообработке или в условиях многопроходной сварки. Низкотемпературные реакции выделений существенно ограничивают использование дуплексных сталей до температуры, не превышающей 280 °C (535 °F).

7.3 МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА

Требования к прочности при растяжении для катаных дуплексных нержавеющих сталей включены в стандарт ASTM A240, а для литых - в стандарт ASTM A890. Эти минимальные требования приведены в табл. 7.3. Следует обратить внимание на то, что стали, содержащие больше хрома и азота, так называемые супердуплексные, имеют большую прочность, чем стандартная сталь, такая как 2205.

Таблица 7.3 — **Механические свойства дуплексных ферритоаустенитных нержавеющих сталей**

Марка [a)]	По UNS [a)]	Предел прочности [b)]		Предел текучести [b)]		Относительное удлинение, % [b)]
		МПа	ksi	МПа	ksi	
—	S32201	620	90	450	65	25,0
2304	S32304	600	87	400	58	
2205 [c)]	S31803	620	90	450	65	
2205 [c)]	S32205					
329	S32900			485	70	15,0
—	S32950	690	100			
—	S31260					20,0
—	S32520	770	112	550	80	25.0
CD4MCu	—	690	100	485	70	16
CD4MCuN	—					
255	S32550	760	110	550	80	15,0
2507	S32750	795	116			
—	S32760	750	108			25,0
CD3M-WCuN	—	690	100	450	65	

[a)] Химические составы сгруппированы по одинаковому содержанию: хрома, азота и молибдена.

[b)] Единственная величина является минимальной.

[c)] Изначально марка 2205 обычно ассоциировалась по химическому составу с S31803. Однако, когда стало известно, что при низком содержании азота в ЗТВ имеет место нежелательный фазовый состав, марка 2205 была определена как UNS S32205 с химическим составом по ASTM A240/A240M-99a. Том 1.03, 2000 г. Стандарты ASTM.

7.4 МЕТАЛЛУРГИЯ СВАРКИ

7.4.1 Особенности кристаллизации

Все дуплексные нержавеющие стали кристаллизуются как феррит и являются полностью ферритными к концу процесса кристаллизации. В зависимости от химического состава ферритная фаза устойчива в некотором интервале повышенной температуры. Перед тем как эта температура снизится ниже температуры сольвуса феррит-аустенит, начнется превращение в аустенит. Природа феррито-аустенитного превращения зависит как от химического состава металла, так и от скорости его охлаждения. Именно это превращение обуславливает окончательный баланс феррит-аустенит и распределение аустенита в металле шва. Последовательность превращения в дуплексных нержавеющих сталях имеет вид

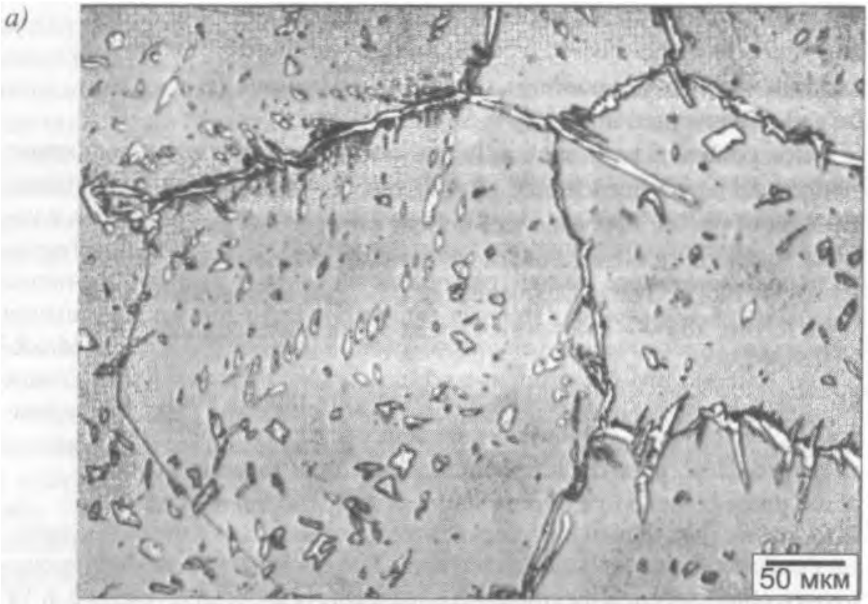
$$L \rightarrow L + F \rightarrow F \rightarrow F + A.$$

Металл сварных швов дуплексных нержавеющих сталей представляет собой смесь аустенита и феррита. Так как кристаллизация происходит с образованием феррита без образования аустенита (см. рис. 6.13, кристаллизация типа F), феррит устойчив в твердом состоянии при повышенной температуре.

На начальной стадии превращения в аустенит ниже температуры сольвуса феррита аустенит первоначально формируется по границам ферритных зерен. Это происходит по механизму образования и роста зародышей и обычно завершается полным покрытием границ ферритных зерен аустенитом. Дополнительно аустенит может формироваться в виде видманштеттовых боковых пластинок вне аустенита границ зерен или внутри ферритных зерен. Примеры микроструктуры металла шва дуплексных нержавеющих сталей с высоким и умеренным содержанием феррита показаны на рис. 7.4.

7.4.2 Роль азота

Для повышения прочности и стойкости к питтинговой коррозии все более современные стали легируют азотом. Азот добавляется в количестве от 0,08 до 0,35 % (см. табл. 7.1). Согласно графику зависимости растворимости азота от температуры (рис. 7.5) указанный диапазон содержания азота существенно выше предела растворимости этого элемента в феррите при температурах менее 1000 °C (1830 °F). В то же время растворимость азота в аустените намного выше. Такая разница в растворимости азота имеет большое значение относительно образования выделений нитридов в этих сталях. Когда микроструктура сбалансирована (смесь примерно с соотношением 50/50, полученная



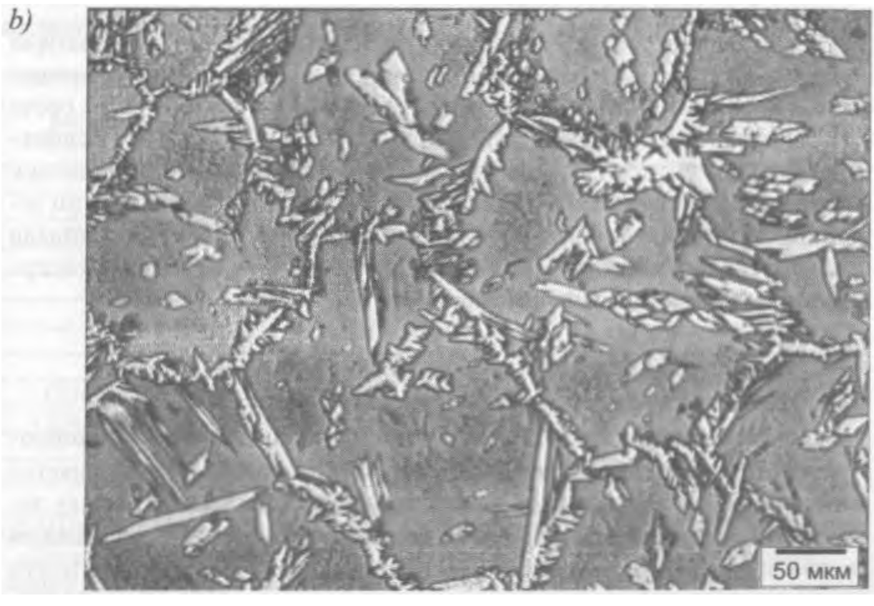


Рисунок 7.4 — Микроструктура металла шва нержавеющих дуплексных сталей: ***a*** - высокое содержание феррита (100 FN); ***b*** - среднее содержание феррита (70 FN)

при повышенных температурах с последующим быстрым охлаждением), азот перераспределяется между ферритом и аустенитом и остается преимущественно в твердом растворе.

Если содержание феррита велико, как, например, в металле шва и ЗТВ при быстром охлаждении, то происходит интенсивное выделение нитридов при охлаждении, так как предел растворимости азота в феррите превышен и азот не имеет достаточного времени перейти в аустенит. В большинстве случаев эти нитриды обогащены хромом, и полагают, что это преимущественно Cr,N [14, 15]. Последствия такого интенсивного выделения нитридов аналогичны ферритным сталям - наиболее заметны потеря пластичности, ударной вязкости и коррозионной стойкости.

Однако металл швов и ЗТВ быстро охлаждается с температур на линии перехода феррит-аустенит, и таким образом появляется тенденция к образованию существенно большего количества феррита в металле шва и ЗТВ дуплексных нержавеющих сталей, чем в основном металле. Поскольку фазовый баланс в сварных швах дуплексных нержавеющих сталей сильно зависит от диффузии, азот является ключевым элементом для снижения эффективной температуры закалки, тогда фазовый баланс в ЗТВ может приблизиться к основному металлу катаных или литых дуплексных нержавеющих сталей. Поскольку все легирующие элементы в дуплексных нержавеющих сталях, за исклю-

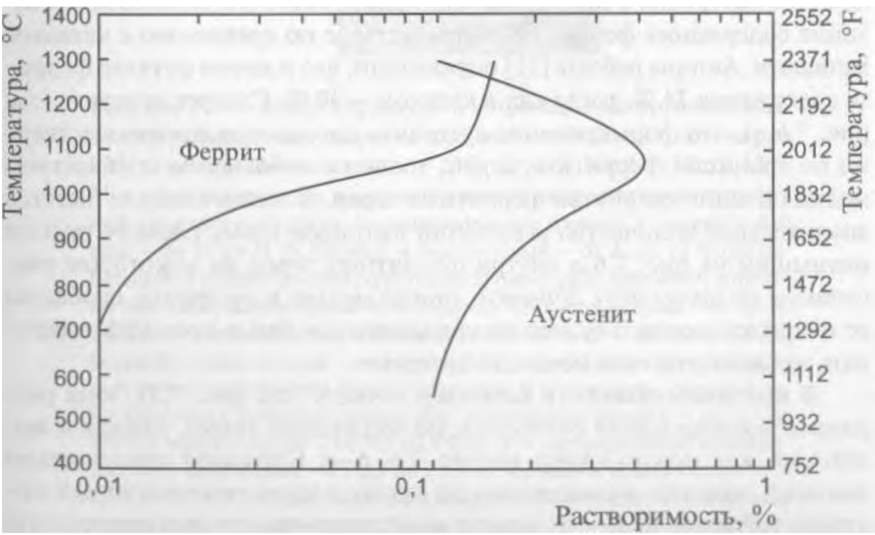


Рисунок 7.5 — Растворимость азота в феррите и аустените.
Разработал J. C. Lippold на основе нескольких источников

чением азота и углерода, образуют растворы замещения (атомы больших размеров), скорость диффузии достаточно низка. С другой стороны, углерод и азот имеют маленькие атомы (растворы внедрения) со значительно большей скоростью диффузии при температурах не ниже температур отжига дуплексных нержавеющих сталей (1040 °С (1900 °F) и выше) вплоть до температуры линии перехода феррит-аустенит. Так как углерод не является желаемым легирующим элементом вследствие его вредного влияния на коррозионную стойкость, его концентрацию удерживают по возможности на низком уровне. Таким образом, уровень содержания азота становится ключевым для регулирования фазового состава в условиях охлаждения при сварке.

В температурном диапазоне свыше 1040 °С (1900 °F) до температуры сольвуса феррита азот более растворим в аустените, чем в феррите. Согласно работе [11] в основном металле стали 2205 содержание азота составляет 0,127 %. Распределение азота между ферритом и аустенитом таково: в феррите азота менее 0,05 %, а в аустените — до 0,30 %. При температуре ниже сольвуса феррита азот в стали диффундирует из феррита в аустенит. Если охлаждение слишком быстрое, чтобы азот перешел в аустенит, то часть азота будет захвачена ферритом и впоследствии выпадет в виде нитридов хрома.

На рис. 7.2 показано распределение легирующих элементов в катаной стали 2205, а на рис. 7.6 показана зона расплавления той же стали, выполненной дуговой сваркой вольфрамовым электродом без присадочного материала в защитном газе. Имеет место значительное увеличение содержания феррита в литом металле по сравнению с катаным металлом. Авторы работы [11] определили, что в литом металле феррита содержится 74 %, тогда как в катаном - 49 %. Следует заметить (см. рис. 7.6,*а*), что формирование аустенита происходит преимущественно по границам ферритных зерен, только с небольшим количеством мелких пластинок внутри ферритных зерен. В литом металле имеется значительное количество выделений нитридов хрома (мелкие темные пятнышки на рис. 7.6,*а* внутри ферритных зерен на некотором расстоянии от аустенита). Участки, прилегающие к аустениту, свободны от нитридов, поскольку азот имел достаточное время продиффундировать из таких участков металла в аустенит.

В противоположность катаному металлу (см. рис. 7.2), зона расплавления показывает очень низкую сегрегацию хрома, никеля и молибдена, как можно видеть на рис. 7.6, ***b—d.*** Благодаря относительно высокой скорости охлаждения при проходе через температурный интервал превращений, эти атомы замещения имеют незначительную возможность к сегрегации. Эффективная температура закалки для хрома, никеля и молибдена примерно равна температуре сольвуса

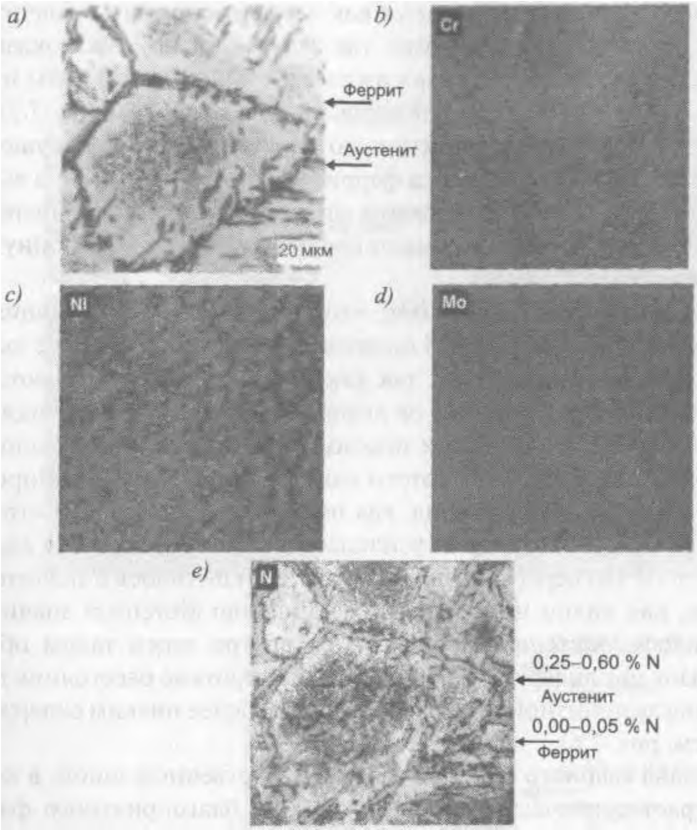


Рисунок 7.6 — Микроструктура и сегрегация легирующих элементов в литой зоне сварного шва низкоазотистой стали марки 2205 с химическим составом — 22 % Cr; 6 % Ni; 3 % Mo; 0,12 % N: *a* - микроструктура зоны расплавления низкоазотистой дуплексной нержавеющей стали; *b* - распределение хрома (Cr): почти белый цвет - от 20 до 21 %, черный и темно-серый - от 21 до 23 % (не наблюдается существенной сегрегации хрома между ферритом и аустенитом; содержание хрома — от 21 до 23 %), светло-серый - от 23 до 24 %; *c* - распределение никеля (Ni): белый цвет - от 5,0 до 5,5 %, черный и темно-серый - от 5,5 до 7,0 % (не наблюдается существенной сегрегации никеля между ферритом и аустенитом, однако видна некоторая ячеистая сегрегация; содержание никеля — от 5,5 до 7,0 %), светло-серый - от 7,0 до 8,0 %; *d* - распределение молибдена (Mo): белый цвет — от 2,5 до 2,75 %, черный и темно-серый — от 2,75 до 3,50 % (не наблюдается существенной сегрегации молибдена между ферритом и аустенитом, содержание молибдена — от 2,75 до 3,50 %), светло-серый — от 3,5 до 4,0 %; *e*— распределение азота (N): почти белый цвет - от 0,00 до 0,05 %, черный и темно-серый — от 0,05 до 0,25 %, светло-серый — от 0,25 до 0,60 % [11]

феррита. С другой стороны, азот как элемент внедрения значительно перераспределяется в аустените, где это возможно, как показано на рис. 7.6, ***е.*** Уровень содержания азота в аустените литой зоны и аустените катаного металла приблизительно одинаков (см. рис. 7.2). Следовательно, азот имеет эффективную температуру закалки существенно ниже температуры сольвуса феррита. Таким образом, он в высокой степени диффузионно подвижен в микроструктуре при температурах, когда элементы замещения имеют крайне низкую диффузионную подвижность.

Авторы работы [11] показали, что с увеличением содержания азота от 0,12 до 0,18 % в стали 2205 аустенит зарождался при более высокой температуре и внутри зерен, так как скорость диффузии азота стала более высокой и расстояние, на которое азот должен диффундировать при температуре ниже линии перехода феррит-аустенит, было меньше. Конечным результатом этого явилось устранение формирования нитридов в зоне расплавления, как показано на рис. 7.7,*a*. Сегрегация хрома, никеля и молибдена усилилась незначительно, как видно на рис. ***7.7,b—d.*** Но перераспределение азота закончилось в значительной степени, как видно на рис. 7.7,*e*. Количество аустенита значительно увеличилось. Аустенит распределился внутри зерен таким образом, чтобы азот мог диффундировать на более короткие расстояния для достижения аустенитной фазы, чем в сталях с более низким содержанием азота (см. рис. 7.6).

Металл сварного шва не является единственной зоной, в которой азот играет критическую роль в создании благоприятного фазового баланса. Авторы работы [16] изучали микроструктуру и свойства металла, моделированных ЗТВ сталей марок 2205 и 255 с содержанием азота 0,13 и 0,17 %, соответственно, нагретых при температуре свыше 1300 °C (2370 °F) (температура сольвуса феррита), затем охлажденных со скоростью от 75 до 2 °C/c. Авторы работы [16] отметили, что для обеих сталей выделение нитридов было значительным при скорости охлаждения 75 °C/c, умеренным при 50 °C/c, низким при 20 °C/c и очень низким при 2 °C/c. Рост зерна феррита был отмечен при температуре 1300 °C (2370 °F), когда время выдержки было увеличено от 1 до 10 с, но это не повлияло на характер выделения нитридов. В работе [16] указано, что содержание феррита в таких моделированных ЗТВ снизилось от очень значительного при высоких скоростях охлаждения до приближающегося, но не достигаемого к содержанию феррита в основном металле при низких скоростях охлаждения.

Как отмечалось ранее в работе [11], влияние более высокого содержания азота на увеличение скорости образования аустенита в металле сварного шва, по-видимому, должно иметь некоторое влияние

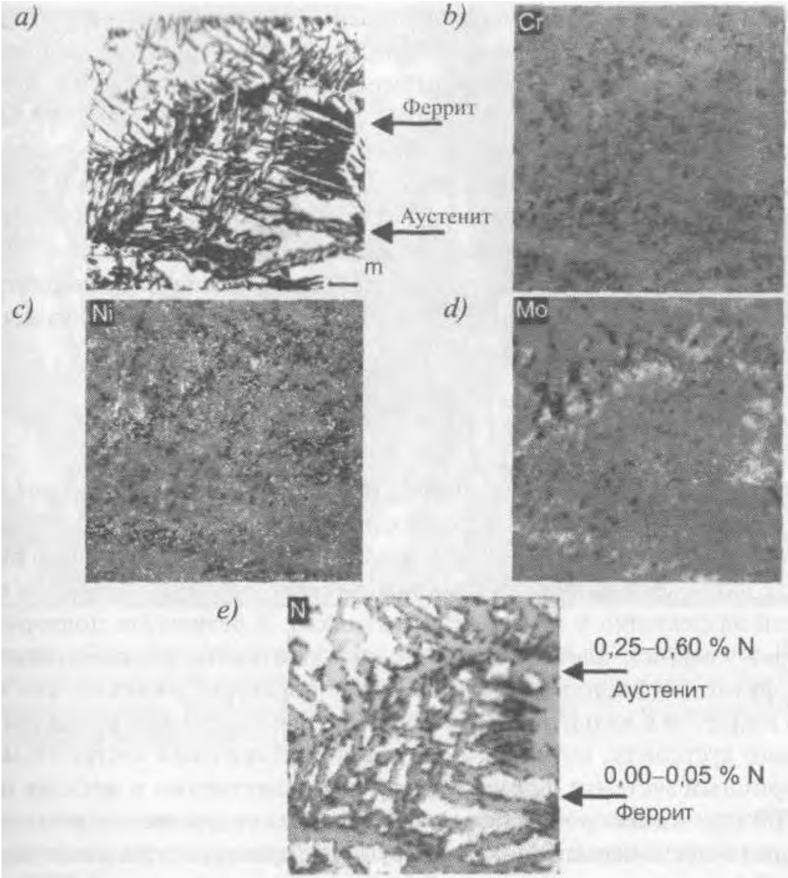


Рисунок 7.7 — Микроструктура и сегрегация легирующих элементов в литой зоне сварного шва высокоазотистой стали марки 2205 с химическим составом — 22 % Cr; 6 % Ni; 3 % Mo; 0,18 % N: *а-* микроструктура; Л— распределение хрома (Cr): почти белый цвет - от 20 до 21 %, черный и темно-серый - от 21 до 23 % (не наблюдается существенной сегрегации хрома между ферритом и аустенитом, содержание хрома — от 21 до 23 %), светло-серый — от 23 до *24%; с —* распределение никеля (Ni): белый цвет — от 5,0 до 5.5 %, черный и темно-серый - от 5,5 до 7,0 % (не наблюдается существенной сегрегации никеля между ферритом и аустенитом, содержание никеля - от 5,5 до 7,0 %), светло-серый - от 7.0 до 8,0 *%; d -* распределение молибдена (Mo): почти белый цвет - от 2,5 до 2,75 % (наблюдается некоторая сегрегация молибдена между ферритом и аустенитом; наблюдается от 2,5 до 2,75 % Mo в аустените вдоль бывших границ ферритных зерен), черный и темно-серый - от 2,75 до 3,50 % (не наблюдается существенной сегрегации молибдена между ферритом и аустенитом, содержание молибдена - от 2,75 до 3,50 %), светло-серый — от 3.5 до 4,0 *%;е—* распределение азота (N): почти белый цвет — от 0,00 до 0,05 %, черный и темно-серый — от 0,05 до 0,25 %, светло-серый — от 0,25 до 0,60 % [11]

на технические требования как к основному металлу, так и к проектированию сварочных материалов. Многие авторы в трудах международных конференций по дуплексным нержавеющим сталям [5-10] ссылались на сталь 2205 как на UNS S31803. Для стали UNS S31803 по ASTM A240 установлено содержание азота от 0,08 до 0,20 %. Но, начиная со стандарта ASTM A240/A240M-99a (впервые опубликованного в 2000 г., в ежегодной книге стандартов ASTM, т. 01.03), сталь 2205 закрепляется за маркой S32205 по UNS с содержанием азота от 0,14 до 0,20 %. Это эффективное удаление первой половины диапазона концентрации азота стали 2205 оказывает существенное влияние на улучшение свойств ЗТВ указанной стали.

7.4.3 Вторичный аустенит

В условиях охлаждения с большой скоростью, которая имеет место в металлах швов и ЗТВ дуплексных нержавеющих сталей, доля феррита в фазовом балансе феррит-аустенит имеет тенденцию быть выше равновесной для данного химического состава (благодаря высокой эффективной температуре закалки). В результате повторный нагрев сварных элементов позволяет протекать дополнительной диффузии (снижение эффективной температуры закалки), что может привести к дальнейшему росту существующего или зарождению нового аустенита, который и называется вторичным аустенитом γ_2. Вторичный аустенит формируется преимущественно в металле шва и ЗТВ при многопроходной сварке и может существенно изменить феррито-аустенитный фазовый баланс микроструктуры металла. На рис. 7.8 представлен вторичный аустенит моделированной ЗТВ стали 2205.

Выделение вторичного аустенита может заметно повысить ударную вязкость наплавленного металла, который в противном случае имел бы высокое содержание феррита. При многопроходной сварке тепловложение и термические циклы могут управляться с целью способствования широкому образованию вторичного аустенита за счет повторного нагрева ранее наплавленного металла. Имеются основания предположить, что присутствие вторичного аустенита снижает стойкость против питтинговой коррозии, поскольку зарождение питтингов, по-видимому, происходит на поверхности вторичного аустенита [18]. В работе [19] отмечено, что во вторичном аустените содержится приблизительно половина количества азота (от 0,19 до 0,26 %) по сравнению с первичным аустенитом, в котором содержится азота от 0,43 до 0,54 %. Так как азот является очень важным легирующим элементом относительно питтинговой коррозии, пониженное содержание азо-

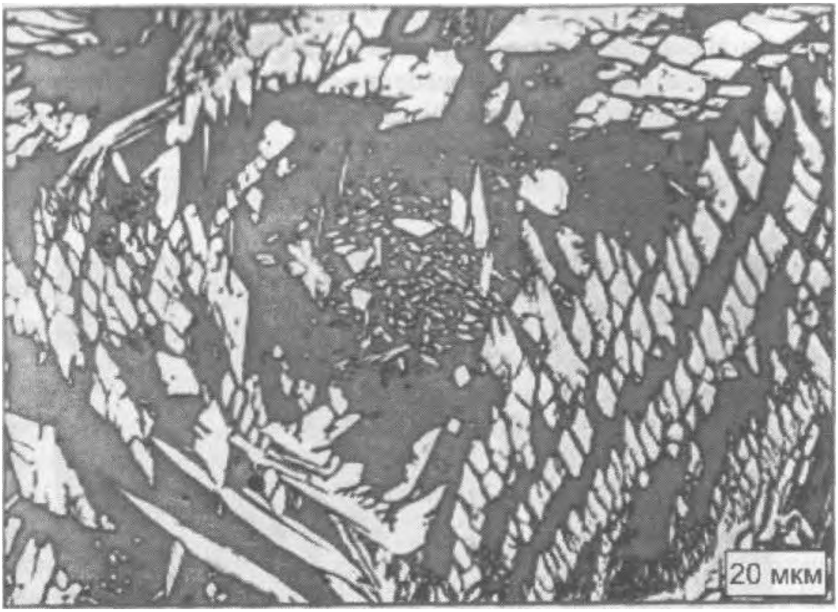


Рисунок 7.8 - Вторичный аустенит в моделированной ЗТВ стали марки 2205 Вторичный аустенит является белой, легко травимой фазой в центре бывших ферритных зерен. Термическая обработка - 1350 °C (2460 °F), 10 с; охлаждение; повторный нагрев 1000 °C (1830 °F), 10 с [17].

та во вторичном аустените, вероятно, может объяснить пониженную стойкость к питтинговой коррозии. В работе [19] также отмечается, что практические проблемы питтинговой коррозии, связанные с образованием вторичного аустенита, не были обнаружены, поскольку зоны повторного нагрева, где имеется тенденция образования вторичного аустенита, достаточно редки (если вообще существуют), примыкают к поверхности и наблюдаемая объемная доля вторичного аустенита мала (5 % или менее).

Механизм образования вторичного аустенита детально был изучен авторами работ [17, 20], показано, что существуют две различные формы вторичного аустенита. Одна форма образуется из существующего аустенита (рис. 7.9), другая - зарождается внутри ферритной фазы и связана с нитридами хрома, выделение которых произошло ранее. Механизм объединенного выпадения для γ_2 на поверхности контакта α — γ_1 предложен авторами работы [20] (рис. 7.10). Согласно этому механизму на межфазовой границе сначала образуются зародыши Cr,N, которые приводят к некоторому локальному обеднению стали хромом и молибденом. Это локальное обеднение затем приводит к образованию зародышей у, на межфазной поверхности и последующему их росту. Исходные зародыши Cr_2N затем растворяются, так как они изолированы от феррита. Это приводит к соответствующей форме вторичного аустенита γ_2, которая изображена на рис. 7.9. Внутризеренные зародыши Cr,N также являются благоприятным местом зарождения γ_2, при этом в процессе повторного нагрева возникают значительные

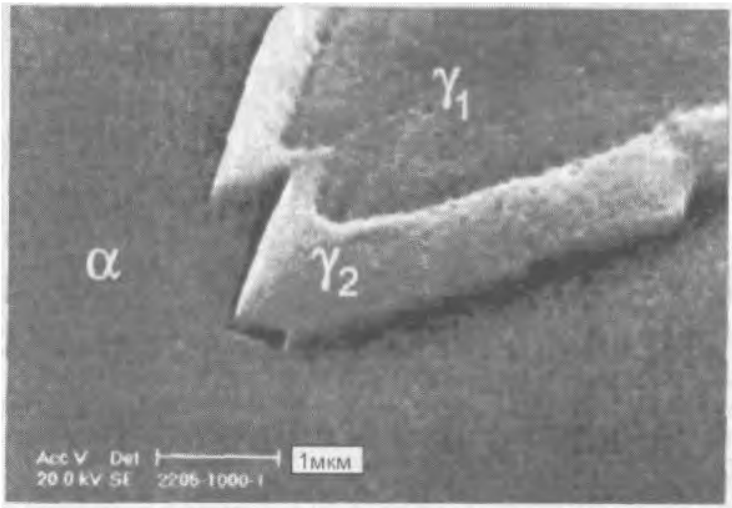


Рисунок 7.9 — Вторичный аустенит у,, образовавшийся из первичного аустенита γ_1 в стали марки 2205 [20]

Рисунок 7.10 — Кооперативный механизм роста при формировании вторичного аустенита [20]

внутризеренные выделения в дуплексных нержавеющих сталях. Многочисленные циклы повторного нагрева, как, например при многопроходной сварке, могут привести к очень высокой доле аустенита в металле шва (рис. 7.11).

7.4.4 Зона термического влияния

Термический цикл зоны термического влияния в области, прилегающей к границе сплавления, можно разделить на три временных интервала относительно температурных циклов. На рис. 7.12 изображена дуплексная нержавеющая сталь, являющаяся полностью ферритной при повышенной температуре, например, сталь 2205 с содержанием азота 0,1 %, рассмотренная ранее. Во временной области I основной металл нагревается до температуры, приближающейся к сольвусу феррита. При такой температуре аустенит начинает превращаться в феррит посредством механизма роста, контролируемого диффузией, до полного перехода структуры в феррит. В указанном температурном интервале большая часть выделений, существующих в структуре благодаря предыдущей термомеханической обработке, также начнет растворяться. Эти выделения состоят преимущественно из карбидов и особенно нитридов.

Во временной области II, выше сольвуса феррита, происходит рост зерна феррита, поскольку отсутствует вторая фаза (аустенит) или выделения, тормозящие рост. Это явление аналогично быстрому росту зерна, наблюдаемому в ферритных нержавеющих сталях. Чем ниже точка сольвуса феррита, тем активнее рост зерна. Чем больше время пребывания свыше такой температуры (точка на указанной кривой, выше которой микроструктура полностью состоит из феррита), тем значительнее рост зерна.

При охлаждении ниже сольвуса феррита (временная область III) будут образовываться и расти зародыши аустенита и восстанавливаться выделения. Превращение феррит-аустенит для данной стали контролируется скоростью охлаждения, при более высоких скоростях охлаждения превращение замедляется, и в результате в ЗТВ содержание феррита более высокое. Скорость охлаждения в интервале температур между 1200 и 800 °C (2190 и 1470 °F) (ΔT_{12-8}) часто используют для количественной оценки влияния ее на содержание феррита. Количество выделений также является функцией скорости охлаждения. При более высоких скоростях охлаждения, которые способствуют сохранению феррита, выделение карбидов и нитридов в ферритной фазе значительно более ярко выражено.

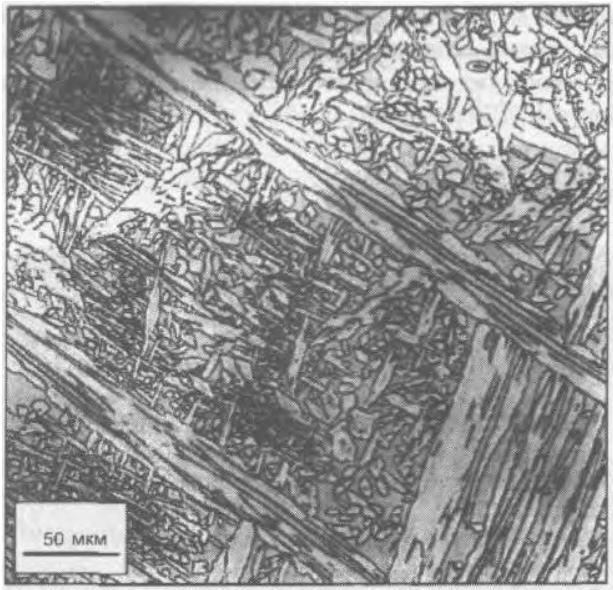


Рисунок 7.11 — Интенсивные выделения вторичного аустенита в металле шва многопроходной наплавки электродами ER2209

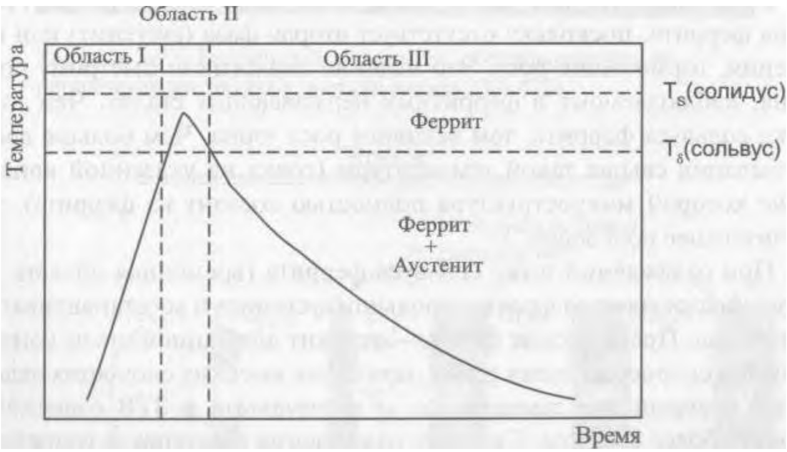


Рисунок 7.12 - Термический цикл ЗТВ вблизи границы сплавления дуплексной нержавеющей стали с высоким значением $Cr_{эк}/Ni_{эк}$
Реакции в различных областях: область I - превращение аустенита в феррит и растворение дисперсных выделений; область II — полностью ферритная структура и рост зерна; область III — восстановление аустенита и выпадение дисперсных выделений (карбидов и нитридов) [21].

Как отмечалось ранее, существенное влияние на рост ферритного зерна оказывает время нахождения выше температуры сольвуса феррита. Свыше такой температуры отсутствуют препятствия для роста зерна и размер зерна значительно увеличивается. Так как размер ферритного зерна активно влияет на ударную вязкость и другие пластические свойства, то следует минимизировать время нахождения металла в полностью ферритной области. Это можно выполнить, управляя химическим составом (выбором стали) или тепловложением при сварке и тепловой обстановкой в сварных элементах.

По мере снижения значения $Cr_{эк}/Ni_{эк}$ линия сольвуса феррита поднимается вверх, а время нахождения выше соответствующей температуры будет снижаться для данного термического цикла ЗТВ (см. рис. 7.1). Для заданного значения $Cr_{эк}/Ni_{эк}$ снижение тепловложения при сварке обеспечивает меньшие градиенты температур и минимизирует время нахождения в полностью ферритной зоне.

Температурный интервал превращения феррита в аустенит составляет примерно от 1250 до 1350 °C (от 2280 до 2460 °F) для дуплексных нержавеющих сталей и зависит от химического состава стали. Таким образом, ширина полностью ферритной области в ЗТВ может существенно колебаться. Такие стали, как 2205 (с низким содержанием азота) и 2304, склонны иметь относительно низкие температуры превращения феррита в аустенит. В то же время сталь 2205 с высоким содержанием азота и супердуплексные стали имеют температуры на уровне 1350 °C (2460 °F) или свыше, как показано на псевдобинарной диаграмме для стали 2205 (см. рис. 2.8). Недавняя работа авторов [17, 20] показала, что получить полностью ферритную структуру в моделированной ЗТВ всех сталей при температуре 1350 °C (2460 °F) невозможно, за исключением марки 2304. Таким образом, предполагается, что область огрубления зерна в высокоазотистой стали 2205 и супердуплексных сталях будет крайне узкой.

Пример ЗТВ стали 2205 (с низким содержанием азота) и стали 2507 приведен на рис. 7.13. Следует обратить внимание, что область огрубления зерна в ЗТВ стали 2205 более обширная, чем у стали 2507. Это имеет место вследствие полного превращения в феррит, как показано на рис. 7.12. В ЗТВ стали 2507 огрубление зерна наблюдается только непосредственно вблизи границы сплавления. Ширина области огрубления зерна в этом случае равна фактически диаметру зерна. Максимальная температура в ЗТВ может лишь незначительно превышать температуру превращения феррит-аустенит, практически не вызывая огрубления зерна. Следует также заметить, что в ЗТВ стали 2507 имеют место более значительные интенсивные выделения нитридов, богатых хромом.

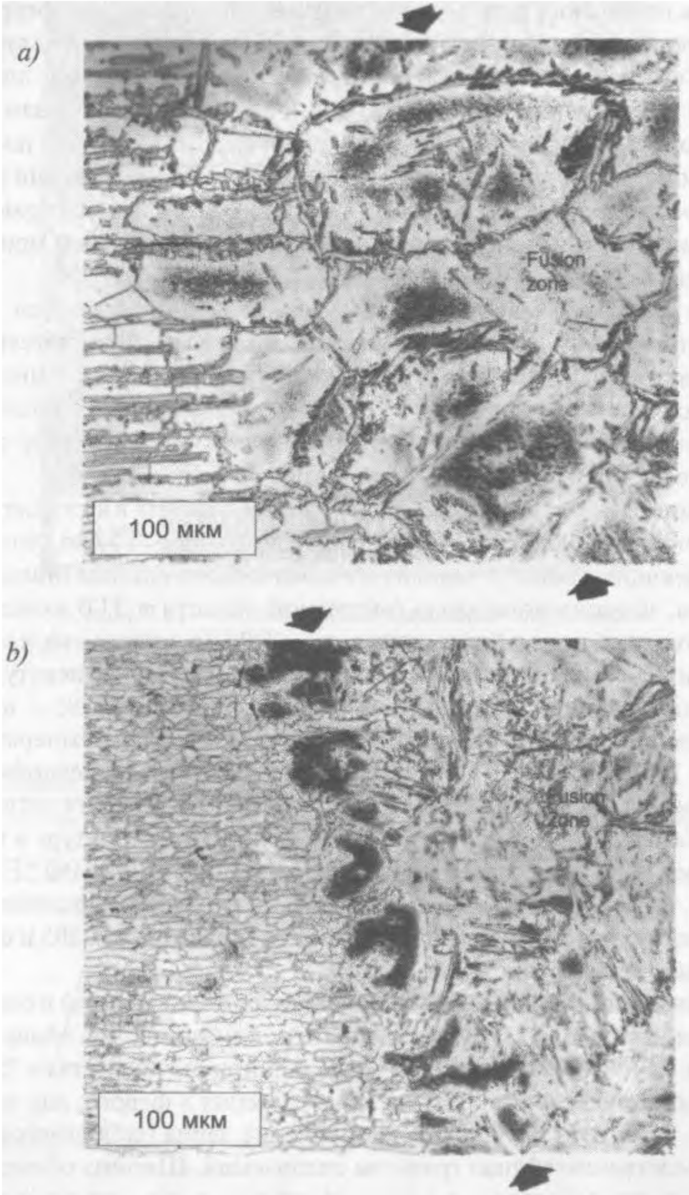


Рисунок 7.13 — ЗТВ сварных соединений дуплексных нержавеющих сталей, выполненных дуговой сваркой вольфрамовым электродом без присадки: *a* — марки 2205 (с содержанием 0,12 % N); *b* —марки 2507

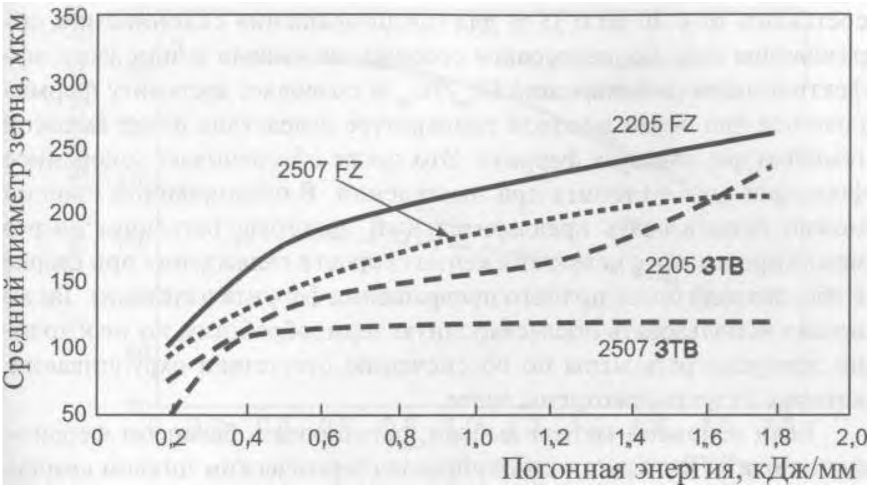


Рисунок 7.14— Влияние погонной энергии ***(времени пребывания металла выше температуры ферритного превращения)*** **на рост зерна феррита, FZ — зона расплавления [16]**

Размер зерна металла шва и ЗТВ увеличиваются в зависимости от тепловложения. При дуговой сварке вольфрамовым электродом без присадочного материала в защитном газе стали 2205 в металле шва и ЗТВ размер зерна увеличивается с коэффициентом 5 при изменении величины погонной энергии от 0,25 до 1,7 кДж/мм (рис. 7.14). В металле шва супердуплексной стали 2507 также наблюдается достаточно сильный рост зерна в зависимости от величины погонной энергии. Рост зерна в ЗТВ этой стали замедлен благодаря высокой температуре сольвуса феррита, которая ограничивает полностью ферритную область в виде узкой полосы вдоль границы сплавления.

7.5 УПРАВЛЕНИЕ БАЛАНСОМ ФЕРРИТ-АУСТЕНИТ

Содержание феррита в металле шва регулируется сочетанием химического состава металла и тепловыми условиями сварки. Для предотвращения влияния высокой скорости охлаждения на получение содержания феррита выше оптимального количества многие присадочные материалы имеют более высокое содержание никеля по сравнению с основным металлом. Более высокое содержание азота в присадочном и основном металлах также полезно, тогда как для присадочных материалов предельное содержание азота должно составлять от 0,30 до 0,35 % для предотвращения склонности к образованию пор. Более высокое содержание никеля и/или азота эффективно снижает значение $Cr_{эк}/Ni_{эк}$ и позволяет аустениту формироваться при более высокой температуре вследствие более высокой температуры сольвуса феррита. Это также обеспечивает ускоренное формирование аустенита при охлаждении. В ограниченной степени можно использовать предварительный подогрев, регулируя нагрев между проходами с целью снижения скорости охлаждения при сварке и обеспечения более полного превращения феррита в аустенит. Также можно использовать послесварочную термообработку, но необходимо предусмотреть меры по обеспечению отсутствия охрупчивания, которые будут рассмотрены далее.

Если основной металл выбран, регулировать балансом феррит-аустенит в ЗТВ следует только управляя термическим циклом сварки. На ранних стадиях проектирования фазового состава металла сварных элементов дуплексных нержавеющих сталей рекомендуется выбирать, по возможности, подходящий основной металл с высоким содержанием азота. Например, если основной металл — сталь марки 2205, желательно применение химического состава марки UNS S32205, а не устаревшую в настоящее время марку UNS S31803. Высокая скорость охлаждения металла, как следствие низкого тепловложения при сварке толстостенных конструкций, может привести к формированию микроструктуры с высоким содержанием феррита в объемах ЗТВ, примыкающих к границе сплавления (см. рис. 7.13,*а*). Управление предварительным подогревом, температурой между проходами и тепловложением при сварке может быть использовано для регулирования микроструктурой ЗТВ данной стали.

7.5.1 Тепловложение

Как отмечалось ранее, наиболее эффективный путь регулирования содержанием феррита в металле сварных швов дуплексных нержавеющих сталей — выбирать соответствующий химический состав. В диапазоне приемлемых значений погонной энергии (тепловложения) при дуговой сварке вольфрамовым электродом без присадочного материала сталей 2205 и 2507 содержание феррита в металле шва изменяется незначительно (рис. 7.15). Следует отмстить, что различие этих двух сталей по значению $Cr_{эк}/Ni_{эк}$ влияет сильнее, чем погонная энергия. Только при относительно высоких значениях погонной энергии за счет скорости охлаждения содержание феррита в сварном шве снижается.

Рисунок 7.15 — Влияние погонной энергии на содержание феррита в ЗТВ дуплексных нержавеющих сталей

7.5.2 Влияние скорости охлаждения

При экстремальных скоростях охлаждения выше сольвуса феррита можно сильно влиять на соотношение содержания феррита и аустенита. На рис. 7.16 представлена микроструктура стали 255, полученная как при нормальной скорости охлаждения в условиях сварки, так и при закалке с температуры 1350 °C (2460 °F) (выше сольвуса феррита). В закаленной микроструктуре наблюдается лишь незначительное количество аустенита вдоль границ ферритных зерен. Аустенит отсутствует внутри крупных ферритных зерен, которые существуют при температурах, выше сольвуса феррита. Кроме того, в ферритных зернах происходят сильные реакции выпадения мелкодисперсных выделений. Эти выделения представляют собой нитрид хрома Cr_2N, образующийся в результате быстрого пересыщения феррита азотом при закалке. Такая ситуация может иметь место при изготовлении изделий из дуплексных нержавеющих сталей в условиях контактной, лазерной, электронно лучевой сварки и приварки шпилек. Механические свойства (пластические свойства и ударная вязкость) существенно снижены за счет большой доли феррита, а коррозионная стойкость понижена за счет образования нитридов хрома. Необходимо соблюдать меры предосторожности при использовании процессов с высокой плотностью мощности для сварки дуплексных нержавеющих сталей.

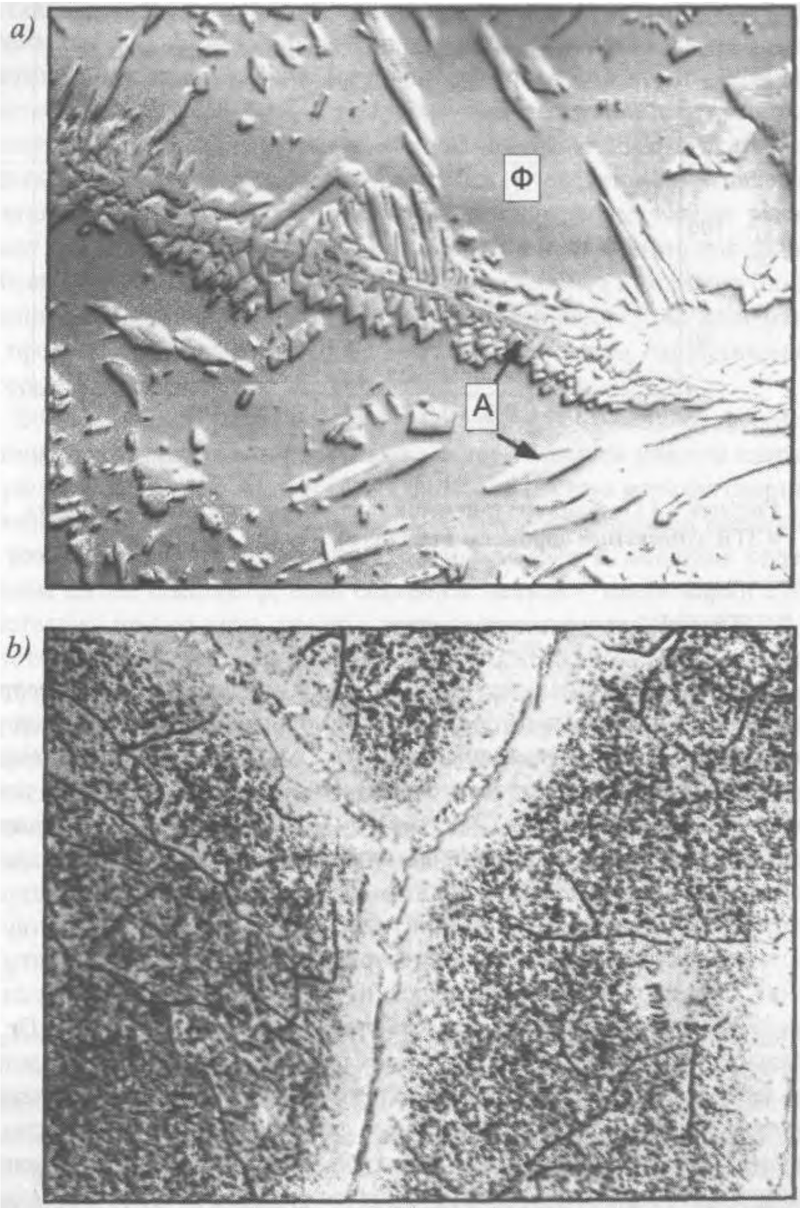


Рисунок 7.16 - Влияние скорости охлаждения с температур выше сольвуса феррита на микроструктуру дуплексных нержавеющих сталей: ***a*** **— нормальная скорость охлаждения шва;** ***b*** **— закалка с температур выше сольвуса феррита**

7.5.3 Прогнозирование содержания феррита и его измерение

Инструменты, используемые для прогнозирования наличия и измерения содержания феррита в аустенитных сталях, применимы и для дуплексных нержавеющих сталей. Диаграмма WRC-1992 позволяет прогнозировать содержание феррита для сталей по химическому составу при значениях ферритного числа вплоть до 100 FN. Другая версия этой диаграммы с “расширенными” осями полезна при использовании различных присадочных материалов или при сварке дуплексных сталей с несходными основными компонентами сплава.

Поскольку феррит является ферромагнетиком, для измерения содержания феррита в терминах “ферритного числа (FN)” часто используют магнитные приборы с торговыми марками MagneGage, Feritscope или Inspector Gauge, иногда технику металлографии, в особенности для определения содержания феррита в ЗТВ, где за счет малой ширины этой области затруднено применение магнитных датчиков. Последние способы измерения трудоемки и требуют значительных затрат времени, результаты исследования получают в процентах объема феррита, а не в виде ферритного числа. Приблизительный перевод ферритного числа в проценты для дуплексных ста-

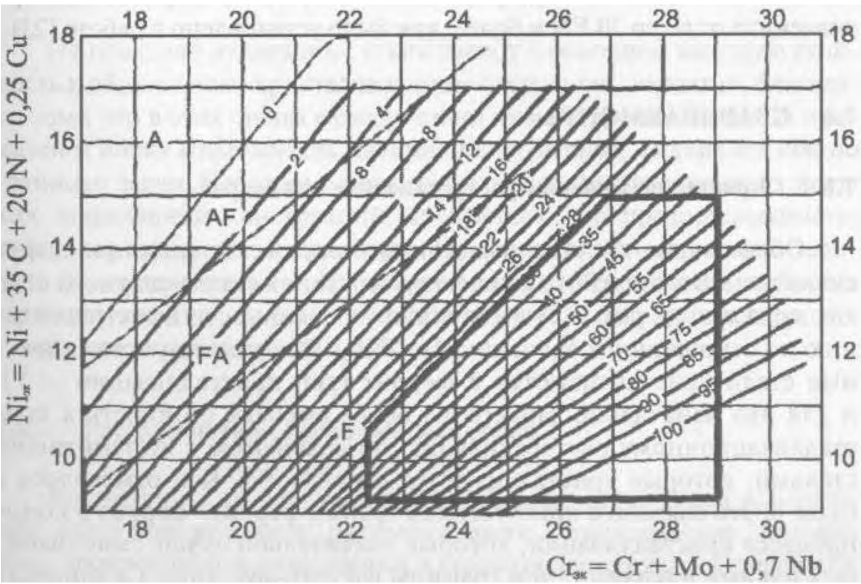


Рисунок 7.17 — Диаграмма WRC-1992 с отмеченной областью химических составов дуплексных нержавеющих сталей

лей соответствует 70 % [22]. Например, если ферритное число равно 100 (100 FN), то содержание феррита приблизительно составляет 70 %. Диаграмма WRC-1992 может быть использована для оценки содержания феррита в виде ферритного числа, а также для определения характера кристаллизации в зависимости от химического состава стали. Эта диаграмма была разработана благодаря усилиям сварочного научно-исследовательского совета США (WRC), подкомитета по сварке нержавеющих сталей и комиссии II международного института сварки. Были исследованы сотни сварных швов с целью определения связи ферритного числа и химического состава металла. В пределах значений ферритного числа до 100 диаграмма WRC-1992 может одновременно применяться для сталей как аустенитных, так и дуплексных нержавеющих. Кроме того, имеется расширенная диаграмма, которая начинается с нулевых значений как хром-эквивалент $Cr_{эк}$, так и никель-эквивалент $Ni_{эк}$.

На диаграмме (рис. 7.17) нанесен диапазон ферритных чисел дуплексных сталей. Следует обратить внимание, что содержание феррита в терминах ферритного числа колеблется в диапазоне от 30 до 100 и более, а весь диапазон лежит в области полностью ферритной кристаллизации (тип кристаллизации — F). Процессы сварки с флюсовой (шлаковой) защитой (SMAW, FCAW и SAW) вредно воздействуют на пластические свойства и ударную вязкость металла сварного шва при значениях от 60 до 70 FN и более, как было установлено в работе [23].

7.6 СВАРИВАЕМОСТЬ

7.6.1 Кристаллизационное растрескивание при сварке

Образование кристаллизационного растрескивания при сварке существенно зависит от химического состава металла сварного шва. как показано на рис. 7.18 в координатах склонности к растрескиванию по отношению к значению $Cr_{эк}/Ni_{эк}$. По существу, все дуплексные стали кристаллизуются в феррит (тип кристаллизации - F), и для них изначально характерна более высокая стойкость к кристаллизационному растрескиванию по сравнению с аустенитными сталями, которые кристаллизуются по типу FA. Как отмечалось в главе 6, это связано с присутствием границ феррит-феррит в конце процесса кристаллизации, которые значительно лучше смачиваются жидкими пленками, чем границы феррит-аустенит. Склонность к образованию кристаллизационных трещин в данном случае значительно меньше, чем у аустенитных сталей, кристаллизующихся по типу A.

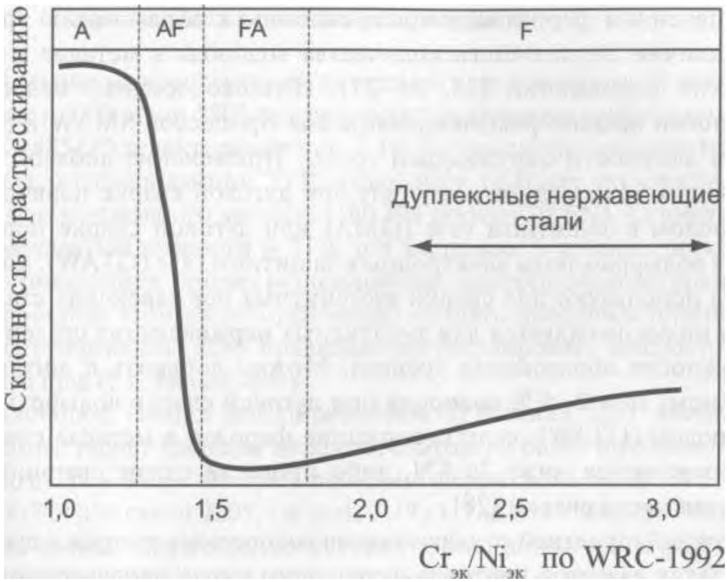


Рисунок 7.18 - Зависимость склонности сварных соединений к кристаллизационным трещинам от значения $Cr_{эк}/Ni_{эк}$ [24]

На практике дуплексные стали имеют в основном высокую стойкость к образованию кристаллизационных трещин, вероятно, благодаря тому, что в этих сталях относительно низкий уровень вредных примесей и низка возможность наличия непрерывных жидких пленок по границам зерен. Некоторые примеры растрескивания в условиях жестких закреплений конструкций, требующих мер предосторожности, описаны в технической литературе. Применение присадочных материалов для аустенитных сталей (например марка 309) повысит стойкость к растрескиванию, но снизит стойкость металла шва против коррозии по сравнению с основным металлом.

7.6.2 Растрескивание, вызванное водородом

Несмотря на то что дуплексные нержавеющие стали известны как сопротивляющиеся растрескиванию, вызванному водородом, произошел ряд разрушений в сварных элементах, приведших к значительным материальным потерям от совместного воздействия высокого содержания водорода и некачественного (неудовлетворительного) регулирования микроструктурой. Наплавки с высоким значением ферритного числа склонны к образованию трещин при наличии достаточного количества водорода в металле и механических напряжений [23, 25—27]. Низководородные сварочные технологии обычно рекомендованы для процессов SMAW и SAW с учетом влажности окружающей среды. Применение добавок водорода к аргону как защитному газу при дуговой сварке плавящимся электродом в защитном газе (GMA) или дуговой сварке неплавящимся вольфрамовым электродом в защитном газе (GTAW), которое иногда используют для сварки аустенитных нержавеющих сталей, в целом не рекомендуется для дуплексных нержавеющих сталей из-за возможности образования трещин. Можно добавить к аргону как защитному газу 2-5 % водорода при дуговой сварке вольфрамовым электродом (GTAW), если содержание феррита в металле сварного шва сохраняется ниже 70 FN, либо провести отжиг сварной конструкции после сварки [28].

Лучшей гарантией от образования водородных трещин в дуплексных сталях является контроль ферритного числа наплавленного металла. При наличии достаточного количества аустенита в структуре образуется непрерывная сетка аустенита не только вдоль границ зерен феррита, но также и внутри их, что эффективно ограничивает диффузию водорода. Такое разобщение ферритной фазы эффективно ограничивает диффузию водорода в микроструктуре. Аустенит также обеспечивает “сток” водорода и препятствует росту трещин.

7.6.3 Охрупчивание при промежуточных температурах

Образование интерметаллидных фаз отрицательно влияет на ударную вязкость и пластические свойства, а также на стойкость к коррозии. Вследствие высокого содержания хрома и молибдена в дуплексных нержавеющих сталях выделение указанных выше фаз вероятно при выдержке в соответствующих температурных интервалах (см. рис. 7.3). В результате этого температура при эксплуатации дуплексных нержавеющих сталей ограничена и не должна превышать 280 °C (535 °F). Сварочные технологии с правильно подобранными тепловложениями не должны привести к охрупчиванию, однако металл шва и ЗТВ будут более склонны к образованию интерметаллидов при повышенных температурах.

Автор работы [29] подготовил широкий обзор интерметаллидных фаз в сварных изделиях дуплексных нержавеющих сталей для читателей, интересующихся данным вопросом.

7.6.3.1 Охрупчивание за счет альфа-прим фазы

Влияние микроструктуры на потерю ударной вязкости основного металла и ЗТВ стали 2205 при выдержке до температуры охрупчивания 475 °C (885 °F) характеризует рис. 7.19. В этом случае в микроструктуре металла моделированной ЗТВ содержится большее количество феррита, чем у основного металла (100 FN против 70 FN). Существенная потеря ударной вязкости в ЗТВ при выдержке в течение нескольких минут показывает, почему использование многопроходных швов и послесварочной термообработки может создать проблемы потенциального охрупчивания, если правильно не регулировать микроструктуру металла шва (т. е. баланс фаз).

Наоборот, металл моделированной ЗТВ стали 2507 значительно медленнее теряет ударную вязкость, благодаря более высокому содержанию азота и более низкому значению ферритного числа (80 FN против 100 FN для стали 2205; см. рис. 7.19,*c*). Так как сталь 2507 содержит больше хрома, охрупчивание феррита за счет альфа-прим фазы должно быть более быстрым. Однако более высокое содержание аустенита в металле моделированной ЗТВ смягчает эффект охрупчивания феррита, приводя к значительно более длительному времени старения для сопоставимой потери ударной вязкости. Тем не менее после выдержки в течение 100 ч обе стали резко снижают ударную вязкость. Даже хорошо сбалансированная микроструктура ЗТВ не может предотвратить охрупчивания, что и показывает, почему температуры свыше 280 °C (535 °F) не подходят для нержавеющих дуплексных сталей при их эксплуатации.

7.6.3.2 Охрупчивание за счет образования сигма-фазы

При температурах выше температуры образования альфа-прим фазы образуются выделения интерметаллидных фаз (см. рис. 7.3). Наиболее важным интерметаллидным соединением является сигма-фаза (в основном — соединение FeCr), хотя также может образовываться и хи-фаза ($Fe_{36}Cr_{12}Mo_{10}$ или Fe_3CrMo). Образование интерметаллидных соединений начинается при температуре примерно 570 °C (1000 °F) и становится наиболее быстрым при температуре от 800 до 850 °C (от 1470 до 1560 °F). В зависимости от химического состава стали такие интерметаллидные соединения растворяются вновь при температуре свыше 1000 °C (1830 °F).

ЗТВ сварного соединения и повторно нагреваемый металл шва неизменно имеют зоны, которые однократно или многократно подвергаются нагреву в диапазоне температур от 570 до 1000 °C (от 1000

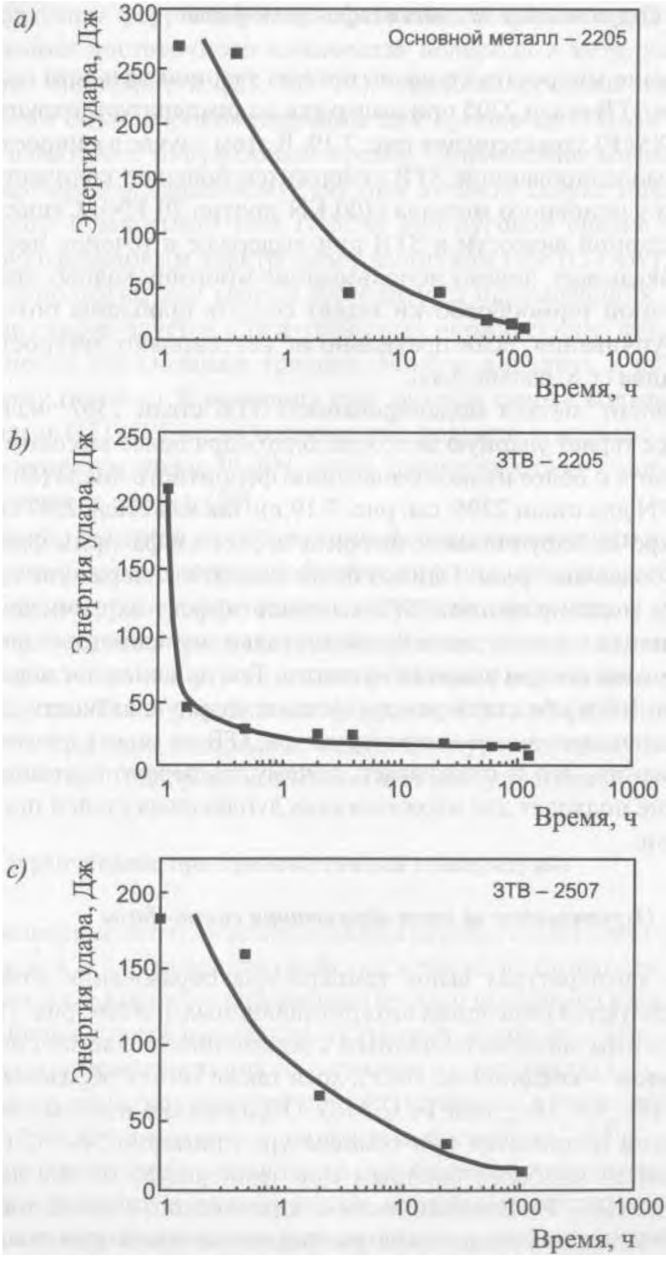


Рисунок 7.19 — Влияние выдержки при температуре 475 °С (885 °F) на ударную вязкость дуплексных нержавеющих сталей: *a* — основной металл стали марки 2205; *b* — ЗТВ стали марки 2205; *c* — ЗТВ стали марки 2507 [16]

до 1830 °F) и в которых образуются сигма-фаза и другие интерметаллидные фазы. Образование интерметаллидных фаз в дуплексной нержавеющей стали с содержанием хрома 22 % в состоянии после сварки обычно незначительно. Однако в дуплексной стали с содержанием хрома 25 % интерметаллидные фазы образуются более быстро и избежать наличия таких фаз в состоянии после сварки затруднительно. Но если эти фазы залегают в виде ограниченных обособленных зон, то они мало влияют на свойства сварных соединений [29].

Сварные соединения из дуплексных нержавеющих сталей, особенно содержащие литые элементы, могут потребовать отжига для оптимизации микроструктуры. Стандарты ASTM A240 для катаных нержавеющих сталей и ASTM 890 для литых дуплексных нержавеющих сталей требуют проведения отжига при минимальной температуре 1040 °C (1900 °F) с последующей закалкой в воду. Однако при выборе температуры отжига сварных элементов необходимо принимать в расчет использование сварочных материалов с повышенным содержанием никеля. Автор работы [30] установил, что повышенное содержание никеля в дуплексных нержавеющих сталях увеличивает максимальную температуру, при которой сигма-фаза стабильна (рис. 7.20).

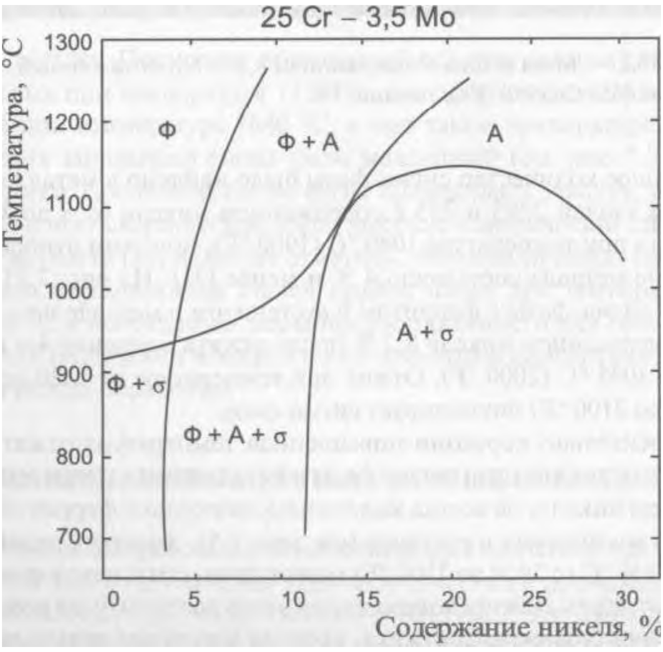


Рисунок 7.20 — Диаграмма, показывающая стабильность сигма-фазы при возрастающих температурах с увеличением содержания никеля [30]

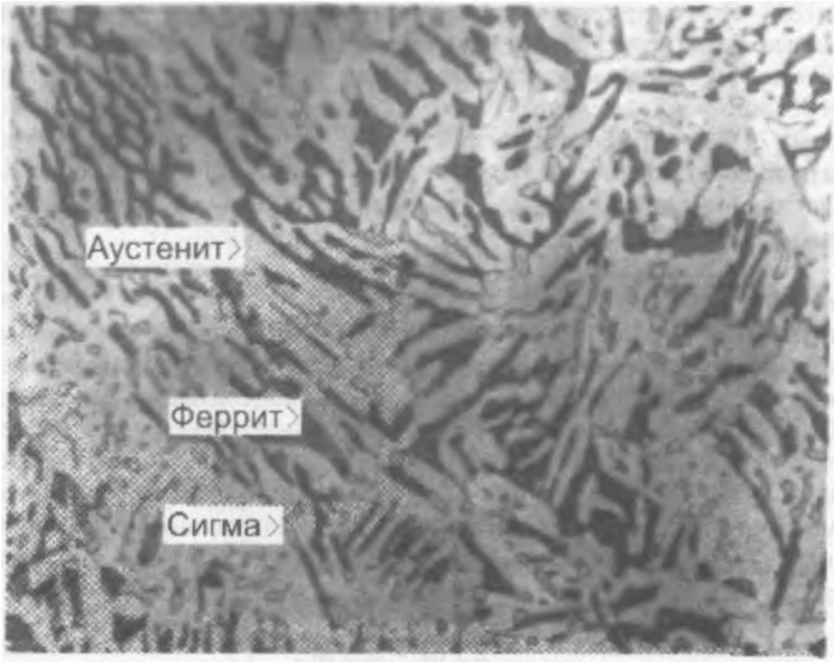


Рисунок 7.21 - Металл шва с содержанием 8,3 % Ni, отожженный при температуре 1065 °С (1950 °F) в течение 4 ч

Большое количество сигма-фазы было найдено в металле шва дуплексных сталей 2205 и 255 с содержанием никеля от 8 до 10 % после отжига при температуре 1040 °С (1900 °F), при этом относительное удлинение металла составляло 4 % и менее [31]. На рис. 7.21 показана смесь сигма-фазы с ферритом и аустенитом в металле шва из стали 2205 с содержанием никеля 8,3 % после отжига в течение 4 ч при температуре 1095 °С (2000 °F). Отжиг при температуре от 1120 до 1150 °С (от 2050 до 2100 °F) ликвидирует сигма-фазу.

Относительно коррозии повышенная температура отжига, необходимая для ликвидации сигма-фазы в металле шва с повышенным содержанием никеля, не всегда желательна, поскольку феррит сохраняет слишком много азота в растворе (см. рис. 7.5). Закалка с температуры 1120 до 1150 °С (с 2050 до 2100 °F) может привести к некоторому выделению нитридов. Для предотвращения этого явления была разработана технология ступенчатого отжига, которая предусматривала выдержку при температуре от 1150 °С (2100 °F) для растворения сигма-фазы, образующейся при нагреве, охлаждение с печью до температуры 1040 °С (1900 °F), выдержку в течение 2 ч при той же температуре и после-

Таблица 7.4 — Механические свойства сварочных присадочных металлов дуплексных феррито-аустенитных сталей

<table>
<tr><th rowspan="2">Класс</th><th rowspan="2">Источник [a)]</th><th colspan="2">Предел прочности [b)]</th><th colspan="2">Предел текучести [b)]</th><th rowspan="2">Относительное удлинение, % [b)]</th></tr>
<tr><th>МПа</th><th>ksi</th><th>Мпа</th><th>ksi</th></tr>
<tr><td>E2209-XX</td><td>A5.4</td><td>690</td><td>100</td><td rowspan="9">—</td><td rowspan="9">—</td><td>20</td></tr>
<tr><td>E2209</td><td>A5.9</td><td>—</td><td>—</td><td>—</td></tr>
<tr><td>E2209TX-X</td><td>A5.22</td><td>690</td><td>100</td><td>20</td></tr>
<tr><td>E2552-XX</td><td>A5.4</td><td>760</td><td rowspan="3">110</td><td>10</td></tr>
<tr><td>E2553-XX</td><td>A5.4</td><td>760</td><td rowspan="2">15</td></tr>
<tr><td>E2553TX-X</td><td>A5.22</td><td>760</td></tr>
<tr><td>ER2553</td><td>A5.9</td><td>—</td><td>—</td><td>—</td></tr>
<tr><td>E2593-XX</td><td>A5.4</td><td>760</td><td rowspan="2">110</td><td rowspan="2">15</td></tr>
<tr><td>E2594-XX</td><td>A5.4</td><td>760</td></tr>
<tr><td colspan="7">[a)] Стандарты AWC.
[b)] Единичная величина является минимальной.
Знак "—” означает "не регламентировано”.</td></tr>
</table>

дующую закалку. Поскольку образовавшаяся при нагреве сигма-фаза растворялась при температуре 1150 °C, она сформировалась в виде зародышей при температуре 1040 °C, а при такой температуре процесс образования зародышей сигма-фазы медленный (см. рис. 7.3). Перед образованием зародышей сигма-фазы проводилась закалка, в результате чего металл сварного шва имел высокие пластические свойства и ударную вязкость [31]. Следует отметить, что механическая прочность дуплексных нержавеющих сталей крайне низка при температуре отжига 1040 °C и необходимы меры предосторожности для обеспечения правильной поддержки и закрепления элементов конструкции во время термической обработки.

7.7 МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ

Минимальные требования по механическим свойствам при растяжении металла шва из дуплексных нержавеющих сталей приведены в стандартах AWS A5.4 и A5.22, но не в стандарте AWS A5.9. Эти свойства приведены в табл. 7.4. В целом металл шва (хотя и с повышенным содержанием никеля в большинстве случаев) при испытаниях на растяжение имеет механические свойства, соответствующие основному металлу. Отжиг сварных соединений в целом снижает их предел текучести. В конкретных случаях отожженный металл сварного шва может не отвечать минимальным требованиям по пределу текучести основного металла [31].

Как правило, техническая документация на основной и наплавленный металл не содержит требований по ударной вязкости. В соответствии с некоторыми европейскими стандартами (EN 14532-1) и стандартами промышленного применения требуется ударная вязкость на уровне 40 Дж (приблизительно 30 фут х фунт) при минимальной температуре эксплуатации на образцах с V-образным надрезом. Следовательно, осуществление контроля значения ударной вязкости дуплексных сталей является ключевым моментом при их конкретном применении. Поскольку для указанных сталей характерно высокое содержание феррита, металл шва и ЗТВ могут вести себя аналогично металлу ферритных нержавеющих сталей (т. е. размер зерна и химический состав феррита может влиять на ударную вязкость). Как у основ-

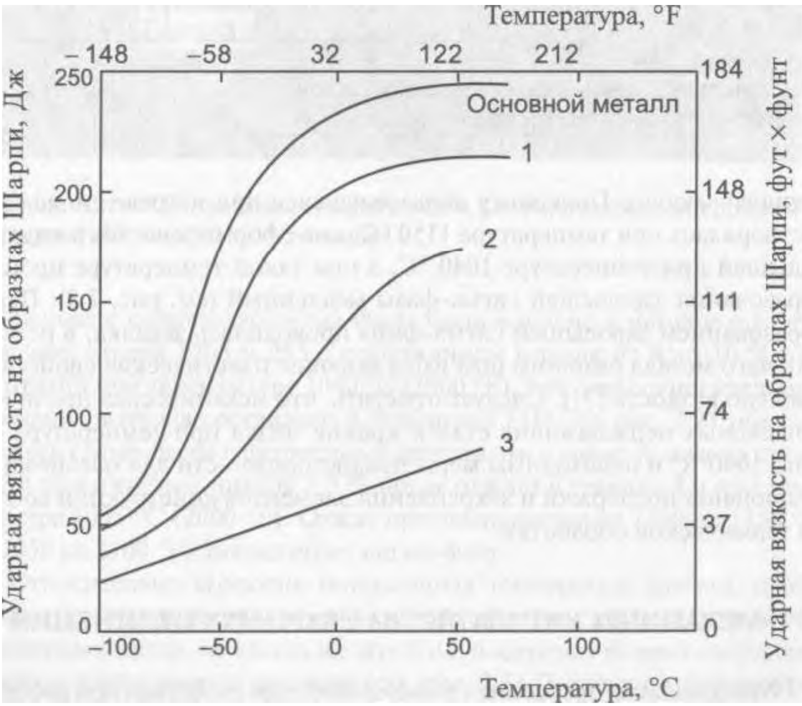


Рисунок 7.22 — Влияние процесса сварки и состава присадочных материалов на ударную вязкость металла шва стали марки 2205 [33]

Способы сварки: *1* — дуговая сварка вольфрамовым электродом в защитном газе с присадкой, обогащенной никелем; *2* — дуговая сварка вольфрамовым электродом в защитном газе с соответствующим присадочным материалом; *3* — дуговая сварка металлическим покрытым электродом.

ного металла, так и у металла шва существует температура перехода из пластичного состояния в хрупкое вследствие высокой доли феррита в структуре. Если предъявляются требования по ударной вязкости металла ЗТВ, то желательно для обеспечения таких требований использовать основной металл с высоким содержанием азота.

На ударную вязкость металла шва влияет содержание феррита и кислорода [32,33]. Согласно рис. 7.22 выбор сварочного процесса и присадочного материала может иметь существенное влияние на ударную вязкость (энергию удара). Сварочные процессы, обеспечивающие более низкое содержание кислорода в металле шва, также обеспечивают и более высокую ударную вязкость. Дуговая сварка плавящимся покрытым электродом (SMAW) или дуговая сварка вольфрамовым электродом в защитном газе (GTAW) с низкой погонной энергией обеспечивают более низкую ударную вязкость в состоянии после сварки вследствие более высокого содержания феррита. Использование сварочных материалов с повышенным содержанием никеля, который понижает ферритное число наплавленного металла, может привести к заметным улучшениям, почти приближая уровень ударной вязкости к уровню ударной вязкости основного металла при использовании “низкокислородных” сварочных процессов таких, как SMAW и GTAW.

7.8 КОРРОЗИОННАЯ СТОЙКОСТЬ

7.8.1 Коррозионное растрескивание под напряжением

Наиболее часто дуплексные нержавеющие стали выбирают вследствие их более высокой коррозионной стойкости по сравнению с аустенитными нержавеющими сталями. Они особенно стойки к коррозионному растрескиванию под напряжением (SCC) в хлорсодержащей среде вследствие низкого содержания никеля и высокого содержания хрома. Стойкость к коррозионному растрескиванию под напряжением в зависимости от температуры и концентрации ионов хлора характеризует рис. 7.23. Очевидно, что сталь марки 2205 (UNS S31803) имеет лучшие свойства, чем сталь 2304. Супердуплексная сталь 2507 (UNS S32750) не показывает склонность к растрескиванию под напряжением в пределах температур и концентрации ионов хлора (см рис. 7.23).

7.8.2 Питтинговая коррозия

Питтинговая коррозия характеризуется локальным поверхностным воздействием, быстро распространяющимся в виде глубоких ямок (питтингов), которые могут нанести сильный ущерб целостности кон-

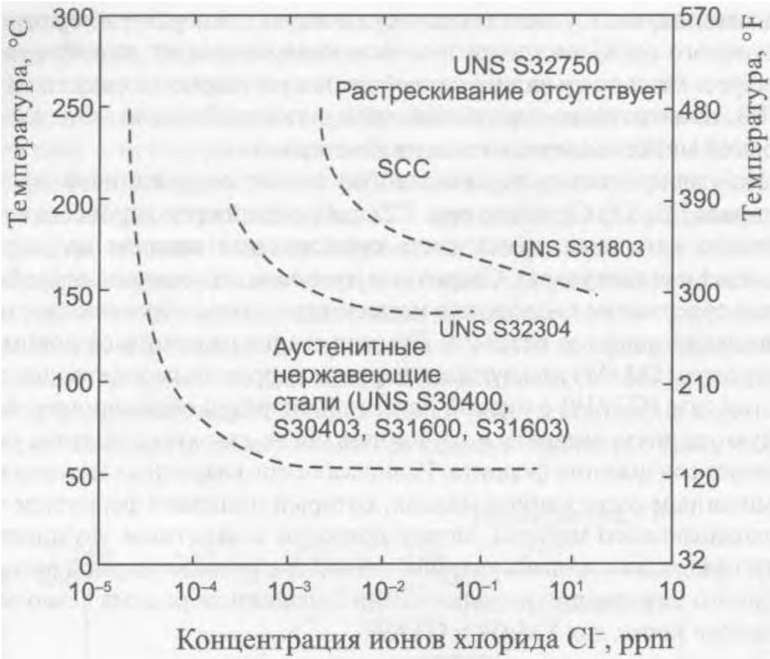


Рисунок 7.23 - Сопротивление дуплексных нержавеющих сталей коррозионному растрескиванию под напряжением [33]
SCC — коррозионное растрескивание под напряжением.

струкции. Для нержавеющих сталей стойкость к питтинговой коррозии зависит, прежде всего, от химического состава. Были разработаны несколько формул для определения эквивалента сопротивления питтингу PRE для иллюстрации указанной зависимости. Наиболее часто применяемая формула имеет вид

$$PRE_N = Cr + 3{,}3\,(Mo + 0{,}5W) + 16\,N. \qquad (7.1)$$

Следует обратить внимание на существенное влияние азота на стойкость к коррозии этого вида. Если у данной стали показатель PRE_N более 40, то сталь идентифицируется как супердуплексная.

Помимо вторичного эффекта, микроструктура может также влиять на стойкость к питтинговой коррозии, в особенности при высоком содержании феррита и сильных нитридных выделениях. Остается неясным, как величина этого эквивалента может быть применена к металлу сварного шва и ЗТВ при высоком содержании феррита и/или значительных выделениях.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК К ГЛАВЕ 7

[1] Charles, J. 1991. Super duplex stainless steels: structure and properties, in ***Duplex Stainless Steels ’91,*** Vol. 1, Les Editions de Physique, Les Ulis, France, pp. 3—48.

[2] Roscoe, C. V., and Gradwell, K. J. 1986. The history and development of duplex stainless steels: all that glistens is not gold., in ***DuplexStainless Steels '86,*** Nederlands Instituut voor Lastechniek, The Hague, The Netherlands, pp. 126-135.

[3] Kearns, W. H., ed. 1982. Welding Handbook, 7th ed., Vol.4, ***Metals and Their Weldability.*** American Welding Society, Miami, Fl. p. 99.

[4] CTC. 1983. ***Selecting Carpenter Stainless Steels.*** Carpenter Technology Corporation, Reading, PA.

[5] Lula, R. A., ed. 1983. ***Duplex Stainless Steels,*** ASM International, Materials Park, OH.

[6] NIL. 1986. ***Duplex Stainless Steels '86,*** Nederlands Instituut voor Lastech-niek, The Hague, The Netherlands.

[7] Charles, J., and Bemhardsson, S., eds. 1991. ***Duplex Stainless Steels '91,*** (2 volumes), Les Editions de Physique, Les Ulis, France.

[8] ***Duplex Stainless Steels ’94*** (3 volumes), Abington Publishing, Cambridge.

[9] ***Duplex Stainless Steels '97***(2 volumes), KCI Publishing, Zutphen, The Netherlands.

[10] ***Duplex America 2000,*** KCI Publishing, Zutphen, The Netherlands.

[11] Ogawa, T., and Koseki, T. 1989. Effect of composition profiles on metallurgy and corrosion behavior of duplex stainless steel weld metals. ***Welding Journal,*** 68(5):181s-191s.

[12] Vitek, J. M., and David, S. A. 1985. The concept of an effective quench temperature and its use in studying elevated — temperature microstructures, ***Metallurgical Transactions A,*** 16A(8):1521 —1523.

[13] ASTM. 1999. ***Standard Specification for Castings, Iron-Chromium-Nickel-Molybdenum Corrosion Resistant, Duplex (Austenitic/Ferritic) for General Application,*** ASTM A890/A890M-99, American Society for Testing and Materials, West Conshohocken, PA.

[14] Brandi, S. D., and Ramiez, A. J. 1997. In Duplex Stainless Steels '97, KCI Publishing, Zutphen, The Netherlands, pp. 405—411.

[15] Brandi, S. D., and Lippold. J. C. 1997. The corrosion resistance of simulated multipass welds of duplex and superduplex stainless steels, ***in Duplex Stainless Steels '97.*** KCI Publishing. Zutphen, The Netherlands, pp. 411—418.

[16] Lippold, J. C., Varol, I., and Baeslack, W. A III. 1994. The influence of composition and microstructure on the HAZ toughness of duplex stainless steels at - 20 °C, ***Welding Journal,*** 73(4):75s-79s.

[17] Ramirez, A. 2001. Ph.D. dissertation, University of Sao Paulo, Sao Paulo, Brazil.

[18] Serna, C. P., Ramirez, A. J., Alonso-Falleros, N., and Brandi, S. D. 2003. Pitting corrosion resistance of duplex stainless steel multipass welds, in ***Proceedings of the 6th International Conference on Trends in Welding Research, ASM International, Materials*** Park, OH, pp. 17-22.

[19] Nilsson, J. O., Jonsson, P., and Wilson, A. 1994. Formation of secondary austenite in super duplex stainless steel weld metal and its dependence on chemical composition, Paper 39 in ***Duplex Stainless Steels '94,*** Vol. 1, Abington Publishing, Cambridge.

[20] Ramirez, A J., Brandi, S., and Lippold, J. C. 2003. The relationship between chromium nitride and secondary austenite precipitation in duplex stainless steels. ***Metallurgical Transactions A,*** 34A(8): 1575-1597.

[21] Virol, J. C., Lippold. J. C., and Baeslack, W. A, III 1990. Microstructure/property relationships in simulated heat-affected zones in duplex stainless steels, in ***Recent Trends in Welding Science and Technology,*** S. A. David and J. M.Vitek, eds., ASM International, Materials Park, OH, pp. 757-762.

[22] Kotecki, D. J. 1997. Ferrite determination in stainless steel welds: advances since 1974, Welding Journal, 76(1):24s-37s.

[23] Kotecki, D. J. 1986. Ferrite control in duplex stainless steel weld metal, Welding Journal, 65(10):273s—278s.

[24] Lippold, J. C. Unpublished Varestraint test data from a variety of austenitic and duplex stainless steels.

[25] Fekken, U., van Nassau, L., and Verwey, M. 1986. Hydrogen induced cracking in austenitic/ferritic duplex stainless steel, in Duplex Stainless Steel ’86, Nederlands Instituut voor Lastechniek, The Hague, The Netherlands, pp. 268—279.

[26] Van der Mee, V., Meelker, H., and van der Schelde, R. 1997. How to control hydrogen level in (super) duplex stainless steel weldments using the GTAW or GMAW process, in Duplex Stainless Steel '97, Vol. 1 KCI Publishing, Zutphen, The Netherlands, pp. 419—432.

[27] Shinozaki, K., Ke L., and North, T. H. 1992. Hydrogen cracking in duplex stainless steel weld metal. Welding Journal, 71(1 l):387s—396s.

[28] Lincoln — Smitweld Laboratory. Private communication with Leo van Nassau.

[29] Karlsson, L. 1999. Intermetallic phase precipitation in duplex stainless steels and weld metals: metallurgy, influence on properties and welding

aspects. Welding in the World, 43(5):20—41. Also available as WRC Bulletin 438, Welding Research Council, formerly of New York, currently of Shaker Heights, ON.

[30] Grobner, P. J. 1985. Phase Relations in High Molybdenum Duplex Stainless Steels and Austenitic Corrosion Resistant Alloys. Report RP-33-84-01/82-12, AMAX Metals Group, Ann Arbor, MI.

[31] Kotecki, D. J. 1989. Heat treatment of duplex stainless steel weld metals, Welding Journal, 68(11):43 Is—441s.

[32] Perteneder, E., Tosch, J., Zieerhofer, J., and Rabensteiner, G. 1997. Characteristic profiles of modem filler for duplex stainless steel Welding, in Duplex stainless steels '97, Vol. 1. KCI Publishing, Zutphen, The Netherlands, pp. 321—327.

[33] Larson, B., and Lundqvist, B. 1987. Fabricating Ferritic-Austenitic Stainless Steels, Sandvik Steel Trade Literature, Pamphlet s-51-33-ENG, October, also in ASM Metals Handbook, 12th ed., Vol. 6, ASM International, Materials Park, OH.

ГЛАВА 8

ДИСПЕРСИОННО-ТВЕРДЕЮЩИЕ НЕРЖАВЕЮЩИЕ СТАЛИ

Первая коммерческая дисперсионно-твердеющая нержавеющая сталь приписывается авторам работ [1,2]. Эта сталь была представлена на рынок компанией US Steel Corporation под торговой маркой Stainless W. Эта сталь содержала примерно 17 % хрома, 7 % никеля и 0,7 % титана и, как известно в настоящее время, была наиболее близка по химическому составу к стали марки 635 (UNS S17600). Титан в составе указанной стали был легирующим, обеспечивающим дисперсионное твердение. В дальнейшем определили, что алюминий, медь и бериллий производят аналогичный эффект [1]. Сталь, содержащая бериллий, с номинальным содержанием: 19 % хрома, 10 % никеля, 3 % кремния, 3 % молибдена, 2 % меди и 0,15 % бериллия, известная под маркой V2B, производилась только в литом виде и полностью вышла из употребления в наши дни, прежде всего, вследствие вредного влияния бериллия на здоровье.

В течение ряда лет считали, что дисперсионные выделения можно получить в нержавеющих сталях с мартенситной либо ферритной структурой [1], но спустя 10 лет, после того как была представлена первая дисперсионно-твердеющая нержавеющая сталь, автор работы [3] отметил разработку двух дисперсионно-твердеюших аустенитных нержавеющих сталей. Одна, известная под маркой 17-10P, номинально содержала 17 % хрома, 10 % никеля и 0,25 % фосфора. Дисперсионное твердение достигалось вследствие образования фосфидов, но проблема кристаллизационных трещин привела к тому, что этот состав был не признан. Также не используется сегодня и другая сталь марки 3311 с номинальным химическим составом: 22 % хром, 23 % никель и 3,25 % алюминий.

Дисперсионно-твердеющие (PH) нержавеющие стали названы так. поскольку они получают значительную часть своей прочности в результате реакций дисперсионных выделений. Они входят в состав одной группы, так как содержат элементы, которые образуют мелкодисперсные выделения при термической обработке. Упрочнение большинства таких сталей также происходит за счет образования мартенсита. Дисперсионно-твердеюшие нержавеющие стали, часто имеющие приставку PH, могут классифицироваться также по превалирующей микроструктуре в стали. Дополнительная классификация подразделяет стали на мартенситные, полуаустенитные и аустенитные. Автор работы [3] отмечал, что не используемая в настоящий момент литейная сталь V2B имеет дуплексную феррито-аустенитную смешанную микроструктуру, но такая микроструктура, по-видимому, не применяется сегодня в коммерчески доступных дисперсионно-твердеющих нержавеющих сталях.

Для некоторых марок дисперсионно-твердеющих нержавеющих сталей достижима высокая прочность при растяжении, более 1520 МПа (220 ksi). В дополнение к прочности, указанные стали в условиях применения правильной термической обработки приобретают хорошие пластические свойства, включая ударную вязкость. Рабочие температуры обычно ограничены величиной 315 °С (600 °F) при длительной эксплуатации, хотя аустенитные марки дисперсионно-твердеющих сталей могут использоваться при температурах 650 °С (1200 °F) или даже выше. Коррозионная стойкость большинства дисперсионно-твердеющих нержавеющих сталей приближается к стойкости стали марки 304. Условия термической обработки влияют на коррозионную стойкость и должны тщательно контролироваться, если важна коррозионная стойкость.

Чаще всего, мартенситные марки подобных сталей используют для изготовления клапанов, шестерен, шпонок и валов. Полуаустенитные дисперсионно-твердеющие стали применяют для изготовления сосудов, работающих под давлением, рам самолетов и хирургического инструмента. Корпуса и некоторые другие детали газотурбинных двигателей, а также турбинные лопатки изготавливают из аустенитных дисперсионно-твердеющих сталей. Например, многие детали двигателей космического челнока Space Shuttle изготовлены из аустенитной стали марки А-286, также известной под маркой 660.

Несмотря на сочетание высоких прочности и коррозионной стойкости, дисперсионно-твердеюшие нержавеющие стали используют не так широко, как другие марки нержавеющих сталей. Многие мартенситные и полуаустенитные марки таких сталей используют все шире в космической области и в оборонной промышленности. Например, баллоны высокого давления (рабочие баллоны) привода крыльев, руля и других управляющих органов самоуправляемых ракет изготавливают из дисперсионно-твердеющих нержавеющих сталей. Трубы ракетных аппаратов ядерных подводных лодок изготавливают из данных сталей (обычно марки 17-4PH). Это связано с требованиями прочности и коррозионной стойкости.

Поскольку многие из указанных сталей являются одновременно и мартенситными и дисперсионно-твердеющими, они плохо обрабатываются по сравнению с другими марками нержавеющих сталей и требуют специальной термической обработки. Например, некоторые марки таких сталей должны быть обработаны холодом после сварки и перед послесварочной термической обработкой для обеспечения полного превращения остаточного аустенита. В связи со сложностью обработки и малотоннажного использования, указанные стали в общем дороже по сравнению с другими марками нержавеющих сталей. Наиболее часто их используют там, где высокопрочные конструкционные стали не обеспечивают достаточную коррозионную стойкость.

8.1 СТАНДАРТНЫЕ СТАЛИ И ПРИСАДОЧНЫЕ МАТЕРИАЛЫ

Для обозначения марок дисперсионно-твердеющих нержавеющих сталей не используется стандартная цифровая система для обозначения других типов нержавеющих сталей серий 200, 300 и 400. Большинство этих сталей известно под торговыми марками (например, многие марки дисперсионно-твердеющих сталей разработаны компанией Armco, а сталь Custom 450 разработана компанией “Carpenter Technology”). Они могут идентифицироваться системой UNS или стандартами ASTM. В табл. 8.1 приведены некоторые марки дисперсионно-твердеющих нержавеющих сталей. Дополнительно марки сталей приведены в приложении 1.

Возникает вопрос, следует ли стали марок S35000 и S35500 рассматривать как дисперсионно-упрочненные. Обе регламентируются стандартом ASTM A693, а сталь марки S35500 регламентируется ASTM A564 как дисперсионно-твердеющая, но не содержащая медь, ниобий, алюминий или титан. Вышеуказанные стали приобретают повышение твердости за счет дисперсионных выделений нитридов, но их прочность не увеличивается в результате таких выделений.

Большинство указанных сталей являются мартенситными либо смесью мартенсита, феррита и небольшого количества аустенита. Аустенитные стали марок 660 (А-286) и 662 упрочнены выделениями гамма-прим фазы (аналогично суперсплавам на основе никеля) и часто называются

Таблица 8.1— Химический состав некоторых дисперсионно-твердеющих нержавеющих сталей, %[a)]

По UNS	Марка по ASTM	Принятое обозначе-ние	C	Mn	P	S	Si	Cr	Ni	Mo	Al	Ti	Другие элементы
Мартенситные стали													
S13800	XM-13	13-8Mo	0,05	0,20	0,010	0,008	0,10	12,25-13,25	7,50-8,50	2,00-2,50	0,90-1,35	—	N: 0,01
S15500	XM-12	15-5PH	0,07	1,00	0,040	0,030	1,00	14,00-15,50	3,50-5,50	—	—		Cu: 2,50-4,50; Nb [b)]: 0,15-0,45
S17400	630	17-4 PH						15,00-17,50	3,00-5,00				Cu: 3,00-5,00; Nb [b)]: 0,15-0,45
S17600	635	—	0,08					16,00-17,50	6,00-7,50		0,40	0,40-1,20	—
S45000	XM-25	Custom 450	0,05		0,030			14,00-16,00	5,00-7,00	0,50-1,00	—	—	Cu: 1,25-1,75; Nb [b)]:8 x C-0,75
S45500	XM-16	Custom 455		0,50	0,040		0,50	11,00-12,50	7,50-9,50	0,50		0,80-1,40	Cu: 1,50-2,50; Nb [b)]: 0,10-0,50
Полуаустенитные стали													
S15700	632	15-7Mo	0,09	1,00	0,040	0,030	1,00	14,00-16,00	6,50-7,75	2,00-3,00	0,75-1,50	—	—
S17700	631	17-7PH						16,00-18,00		—			
S35000	633	AM350	0,07-0,11	0,50-1,25			0,50	16,00-17,00	4,00-5,00	2,50-3.25	—		N: 0,07-0,13
S35500	634	AM355	0,10-0,15					15,00-16,00					

Окончание таблицы 8.1

По UNS	Марка по ASTM	Принятое обозначе-ние	C	Mn	P	S	Si	Cr	Ni	Mo	Al	Ti	Другие элементы
Аустенитные стали													
S66220	662	Discaloy	0,08	1,50	0,040	0,030	1,00	12.00-15.00	24,00-28,00	2,50-3,50	0,35	1,55-2,00	B: 0,0010—0,010;
S66286	660	A-286		2,00				13,50-16,00	24.00-27,00	1,00-1,50		1,00-1,50	V: 0,10-0,50; B:0,0010-0,010
-	-	JBK-75 [c]	0,01-0,03	0,20	0.010	0.006	0,10	13,50-16,00	29,00-31,00		0,15-0,35	2,00-2,30	V: 0,10-0,50; B: 0,0020 O: 0,005; N: 0,010

[a] Единственная величина является максимальной, если не оговорено иное.
[b] Ниобий содержит сопутствующий тантал.
[c] Для этой стали отсутствует номер по UNS и стандарту ASTM, сталь находится в нормативной документации компании [5, 6].

суперсплавами на железной основе. При сварке аустенитных сталей марок 660 и 662 имеется ряд проблем с кристаллизационным растрескиванием. Исследования привели к разработке модифицированной версии стали 660, известной под маркой JBK-75, которая показала значительно более высокую стойкость к образованию кристаллизационных трещин [4]. Несмотря на то что данная сталь не включена в стандарты ASTM, JBK-75, она находит применение в конструкциях магнитов сверхпроводимости энергетических программ с поставкой материала по стандарту компании-производителя [5, 6].

За исключением стали 17-4PH (марка 630), присадочные материалы с химическим составом, сходным химическому составу основного металла, приведенному в табл. 8.1, не классифицируются по стандартам AWS. Многие производятся только в виде прутков или сплошных проволок для дуговой сварки вольфрамовым электродом и/или дуговой сварки плавящимся электродом и классифицируются согласно стандартам аэрокосмических материалов (AMS, Aerospace Materials Specifications), опубликованным обществом инженеров-автомобилестроителей (SAE). В табл. 8.2 приведен химический состав указанных присадочных материалов и номер соответствующего стандарта AMS. Следует заметить, что в некоторых примерах присадочных материалов номер по UNS несколько отличается от номера соответствующего основного металла, показывая, как правило, отличный химический состав более узкого диапазона.

8.2 ФИЗИЧЕСКАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА

На рис. 8.1 представлена псевдобинарная диаграмма для сталей с содержанием 16 % хрома и 1 % титана, с изменяющимся содержанием никеля и построенная с помощью программного обеспечения ThermoCalc®. При химическом составе, соответствующем мартенситным и полуаустенитным дисперсионно-твердеющим нержавеющим сталям, можно видеть, что последовательность фазовых превращений при охлаждении из жидкого состояния следующая:

$$L \rightarrow L + F_p \rightarrow F_p \rightarrow F_p + A \rightarrow F_p + A + M \rightarrow F_p + M.$$

С другой стороны, аустенитные дисперсионно-твердеюшие нержавеющие стали кристаллизуются в 100%-ный аустенит благодаря высокому содержанию никеля (25 % или более) согласно рис. 8.1. Для таких сталей последовательность фазовых превращений имеет вид

$$L \rightarrow L + A \rightarrow A.$$

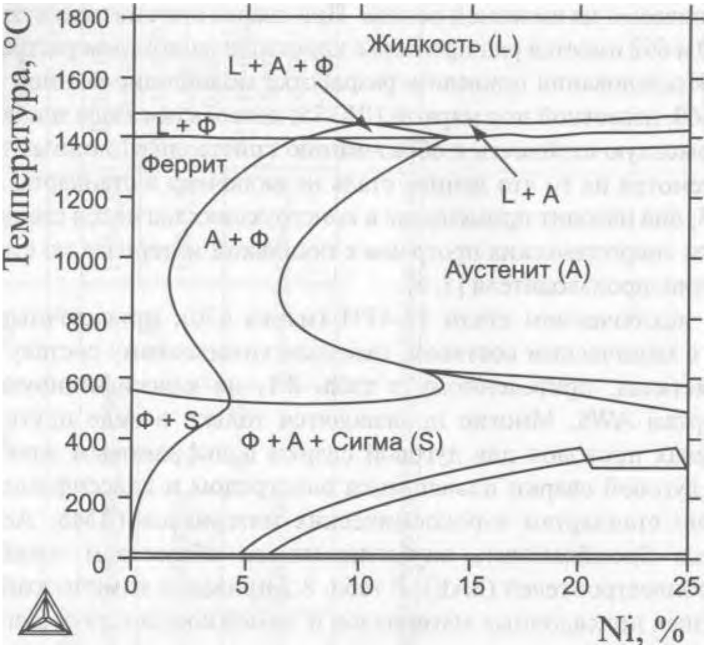


Рисунок 8.1 — Псевдобинарная диаграмма, построенная с помощью программного обеспечения Thermocalc® для системы на основе железа с химическим составом: 0,05 % C; 16 % Cr; 1 % Ti; 0,3 % Mn; 0,2 % Si, содержание Ni меняется в диапазоне от 0 до 25 %

Если заменить алюминий титаном, то при повышенных температурах псевдобинарная диаграмма останется сходной и последовательность фазовых превращений будет практически та же. При низких температурах, когда имеют место различные реакции выделения, диаграмма равновесия значительно усложняется, но не соответствует реальной картине, поскольку равновесие не достигается. Для растворения всех выделений применительно к однофазному аустенитному диапазону дисперсионно-твердеющих нержавеющих сталей или преимущественно аустенитному с возможным небольшим содержанием феррита для мартенситных или полуаустенитных сталей используют термообработку твердого раствора. Для сохранения растворенных элементов в твердом растворе при комнатной температуре применяют последующее охлаждение с достаточно высокой скоростью. Термическая обработка необходима при соответствующей температуре и длительности для образования оптимальных дисперсных выделений.

Таблица 8.2- Химический состав некоторых присадочных материалов дисперсионно-твердеющих нержавеющих сталей, % [a)]

<table>
<tr><th>По UNS</th><th>Стандарт AMS</th><th>Принятое обозначе-ние</th><th>C</th><th>Mn</th><th>P</th><th>S</th><th>Si</th><th>Cr</th><th>Ni</th><th>Mo</th><th>Al</th><th>Ti</th><th>Другие элементы</th></tr>
<tr><td colspan="14">Мартенситные стали</td></tr>
<tr><td>S13889</td><td>5840</td><td>13-8Mo</td><td>0,05</td><td>0,10</td><td>0,008</td><td>0,010</td><td>0,10</td><td>12,25-13,25</td><td>7,50-8,50</td><td>2,00-2,50</td><td>0,90-1,35</td><td rowspan="5">—</td><td>N: 0,01;
H: 0,0025</td></tr>
<tr><td>S15500</td><td>5826</td><td>15-5PH</td><td>0,07</td><td>1,00</td><td>0,040</td><td rowspan="4">0,030</td><td>1,00</td><td>14,00-15,50</td><td>3,50-5,50</td><td rowspan="2">—</td><td rowspan="5">—</td><td>Cu: 2,50-4,50;
Nb [b)]: 0,15-0,45</td></tr>
<tr><td>S17480</td><td>5825
(AWS A5.9
ER630)</td><td>I7-4PH</td><td rowspan="3">0,05</td><td rowspan="2">0,25-0,75</td><td rowspan="2">0,040</td><td rowspan="2">0,75</td><td rowspan="2">16,00-16,75</td><td rowspan="2">4,50-5,00</td><td>Cu: 3,25-4,00;
Nb [b)]: 0,15-0,30</td></tr>
<tr><td>W37410</td><td>AWSA5.4</td><td>E630-XX</td><td>0,75</td><td>Cu: 3,25-4,00;
Nb [b)]: 0,15-0,30</td></tr>
<tr><td>S45000</td><td>5763</td><td>Custom 450</td><td>1,00</td><td>0,030</td><td>1,00</td><td>14,00-16,00</td><td>5,00-7,00</td><td>0,50-1,00</td><td>Cu: 1,25-1,75;
Nb [b)]: 8 x C-0,75</td></tr>
<tr><td>S45500</td><td>5617
Grade 2</td><td>Custom 455</td><td>0,010</td><td>0,50</td><td>0.010</td><td>0.010</td><td>0,20</td><td>11,00-12,50</td><td>7,50-9,50</td><td>0,50</td><td>1,00-1,35</td><td>Cu: 1,50-2,50;
N: 0,010</td></tr>
<tr><td colspan="14">Полуаустенитные стали</td></tr>
<tr><td>S15789</td><td>5812</td><td>15-7Mo</td><td rowspan="2">0,09</td><td rowspan="2">1,00</td><td>0,010</td><td>0,010</td><td rowspan="4">0,50</td><td>14,00-15,25</td><td rowspan="2">6,50-7,75</td><td>2,00-2,75</td><td rowspan="2">0.75-1,25</td><td rowspan="3">—</td><td>H: 0,0025;
O : 0,005</td></tr>
<tr><td>S17780</td><td>5824</td><td>I7-7PH</td><td>0.025</td><td>0,025</td><td>16,00-17,25</td><td>—</td><td>—</td></tr>
<tr><td>S35080</td><td>5774</td><td>AM350</td><td>0,08-0,12</td><td rowspan="2">0,50-1,25</td><td rowspan="2">0.040</td><td rowspan="2">0,030</td><td>16,00-17,00</td><td rowspan="2">4,00-5,00</td><td rowspan="2">2,50-3,25</td><td rowspan="2">—</td><td>N: 0,07-0,13</td></tr>
<tr><td>S35580</td><td>5780</td><td>AM355</td><td>0,10-0,15</td><td>15,00-16,00</td><td>—</td><td>N: 0,07-0,13
Cu: 0,50</td></tr>
</table>

Окончание таблицы 8.2

По UNS	Стандарт AMS	Принятое обозначение	C	Mn	P	S	Si	Cr	Ni	Mo	Al	Ti	Другие элементы
Аустенитные стали													
S66286	5805	A-286	0,04	0,35	0,010	0,005	0,25	13,50-16,00	24,00-27,00	1,00-1,50	0,35	1,90-2,30	V: 0,10-0,50; B: 0,003-0,005; O: 0,005; N: 0,005; H: 0,0005
-	5811A	JBK-75 [c)]	0.01-0.03	0,20		0,006	0,10		29,0-31,0		0,15-0,35	2,0—2,3	V: 0,1-0,5; B: 0,0020; O: 0,005; N:0,010

[a)] Единственная величина является максимальной, если не оговорено иное.
[b)] Ниобий содержит сопутствующий тантал.
[c)] Для этой стали отсутствует номер по UNS и стандарту ASTM, она находится в нормативной документации компании [5, 6].

8.2.1 Мартенситные дисперсионно-твердеющие нержавеющие стали

Авторы работы [7] показали, что три мартенситные дисперсионно-твердеющие нержавеющие стали марок 13-8Mo, 15-5PH, Custom 450 кристаллизуются в 100%-ный феррит. При охлаждении феррит почти полностью трансформируется в аустенит. При этом феррит сохранится до комнатных температур практически без каких-либо превращений. Автор работы [8] утверждает, что ферритные пластинки находятся практически всегда в катаной стали марок 17-4PH, иногда в 15-5PH и Custom 455 и не содержатся в сталях марок 13-8Mo и Custom 455. С другой стороны, авторы работы [9] нашли феррит в литой стали 13-8Mo. Автор работы [3] показал наличие ферритных пластинок в стали 17-4PH (рис. 8.2) как в

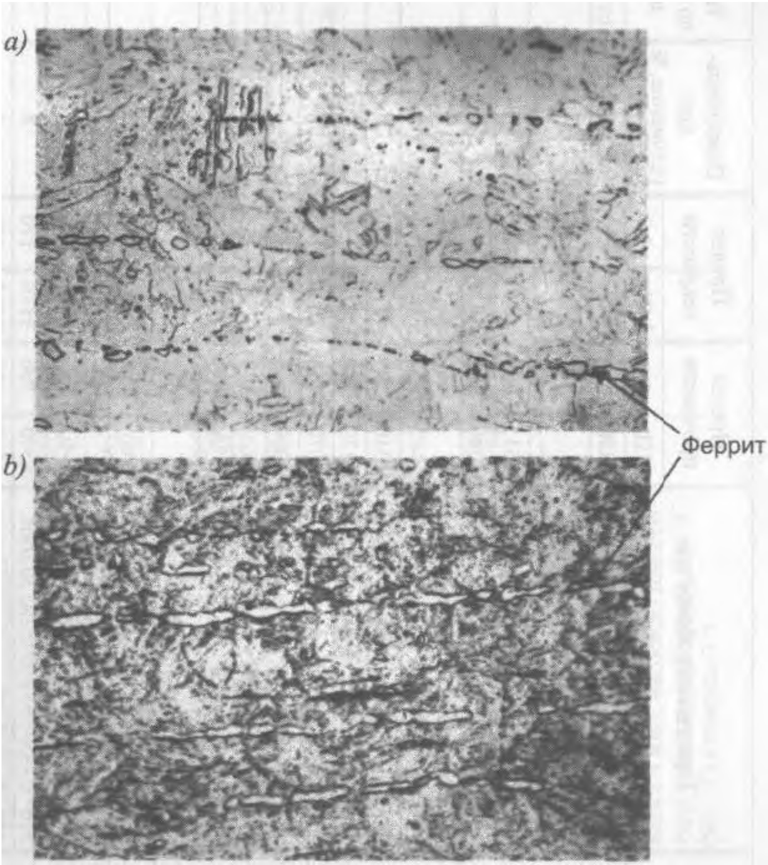


Рисунок 8.2 — Горячекатаная сталь 17-4PH (UNS 17400): *a* — отожженная при температуре 1040 °C (1900 °F), феррит в мартенситной матрице; *b* — отожженная при той же температуре, состаренная при температуре 482 "C (900 °F), феррит в дисперсионно-упрочненной матрице [3]

Таблица 8.3 — Механические свойства катаных дисперсионно-твердеющих нержавеющих сталей [a)]

Марка	Термическая обработка	Предел прочности		Предел текучести		Относительное удлинение, %	Твердость по Роквеллу, шкапа С	Ударная вязкость по Шарли с V-образным надрезом	
		МПа	ksi	МПа	ksi			фунт х фут	Дж
Мартенситные дисперсионно-твердеющие нержавеющие стали									
13-8Мо	Раствор при температуре: 927 °C (1700 °F)						38 max		
	510°C (950 °F) в течение 4 ч	1515	220	1410	205	10	45		
	538°C(1000°F) в течение 4 ч	1380	200	1310	190	10	43		
15-5PH и I7-4PH	Раствор при температуре: 1038 °C (1900 °F)						38 max		
	482 °C (900 °F) в течение 1 ч	1310	190	1170	170	8	40-48		
	496 °C (925 °F) в течение 4 ч	1170	170	1070	155	8	38-46		
	552 °C (1025 °F) в течение 4 ч	1070	155	1000	145	8	35-43	10	14
	579°C (1075 °F) в течение 4 ч	1000	145	860	125	9	29-38	15	20
	593 °C (1100 °F) в течение 4 ч	965	140	790	115	10	29-38	15	20
	621 °C (1150 °F) в течение 4 ч	930	135	725	105	10	26-36	25	34
	760°C (1400 °F) в течение 2 ч, охладить на воздухе, затем при 621 °C (1150 °F) в течение 4 ч	790	115	515	75	11	24-34	55	75
635	Раствор при температуре: 1038 °C (1900 °F)	825	120	515	75	5	32 max	-	-
	510 °C (950 °F) в течение 30 мин	1310	190	1170	170	8	39		
	540 °C (1000 °F) в течение 30 мин	1240	180	1105	160	8	38		
	565 °C (1050 °F) в течение 30 мин	1170	170	1035	150	8	36		

Custom 450	Раствор при температуре: 1038 °C (1900 °F)	1140	165	1035	150	4	33 max		
	482 °C (900 °F) в течение 4 ч	1240	180	1170	170	5	40		
	538 °C (1000 °F) в течение 4 ч	1105	160	1035	150	7	36	-	
	621 °C (1150 °F) в течение 4 ч	860	125	515	75	10	26		
Custom 455	Раствор при температуре: 829 °C (1525 °F)	1205	175	1105	160	3	36 max		
	510 °C (950 °F) в течение 4 ч	1525	222	1410	205	3	44		
Полуаустенитные дисперсионно-твердеюшие нержавеющие стали									
15-7Mo	Раствор при температуре: 1065 °C (1950 °F)	1035	150	450	65	25	B100 max		
	760 °C (1400 °F) в течение 90 мин, охладить до 15 °C (55 °F) и выдержать 30 мин, 566 °C (1050 °F) в течение 90 мин, охладить на воздухе	1310	190	1170	170	4	40		-
	954 °C (1750 °F) в течение 10 мин; быстро охладить до температуры окружающей среды; охладить до минус 73 °C (минус 100 °F) в пределах 24 ч, выдержать 8 ч мин. нагрев до температуры окружающей среды, 510°C (950 °F) в течение 1 ч	1550	225	1380	200	4	45		

Продолжение таблицы 8.3

Марка	Термическая обработка	Предел прочности		Предел текучести		Относительное удлинение, %	Твердость по Роквеллу, шкала С	Ударная вязкость по Шарли с V-образным надрезом	
		МПа	ksi	МПа	ksi			фунт х фут	Дж
17-7PH	Раствор при температуре: 1065 °C (1950 °F)	1035	150	450	65	20	B92 max	--	-
	760 °C (1400 °F) в течение 90 мин; охладить до 15 °C (55 °F) и выдержать в течение 30 мин; 566 °C (1050 °F) в течение 90 мин; охладить на воздухе	1170	170	965	140	7	38		
	954 °C (1750 °F) в течение 10 мин; быстро охладить до температуры окружающей среды; охладить до минус 73 °C (минус 100 °F) в пределах 24 ч, выдержать в течение 8 ч мин, нагреть до температуры окружающей среды; 510°C (950 °F) в течение 1 ч	1380	200	1240	180	6	43	-	-
633(AM350)	Раствор при температуре: 930 °C (1710 °F), закалка; минус 73 °C (минус 100 °F) в течение 3 ч	1380	200	585	85	12	30 max		-
	455 °C (850 °F) в течение 3 ч	1275	185	1035	150	8	42		
	540°C (1000 °F) в течение 3 ч	1140	165	1000	145	8	36		
634(AM355)	1038 °C (1900 °F), закалка; минус 73 °C (минус 100 °F) в течение 3 ч		—			-	40 max		

634(AM355)	**954 °C (1750 °F) в течение 10-60 мин; закалка в воде; охладить до минус 73 °C (минус 100 °F) в течение 3 ч: 455 °C (850 °F) в течение 3 ч**	**1310**	**190**	**1140**	**165**	**10**	**—**	**—**	**—**
	954°C (1750 °F) в течение 10-60 мин; закалка в воде; охладить до минус 73°C (минус 100 °F) в течение 3 ч; 538 °C (1000 °F) в течение 3 ч	**1170**	**170**	**1035**	**150**	**12**	**37**		
Аустенитные дисперсионно-твердеющие нержавеющие стали									
662	**Обработать раствор при температуре от 955 °C (1750 °F) до 1040 °C (1900 °F) в течение 1 ч; закалка; старение при температуре от 675 °C (1250 °F) до 760 °C (1400 °F) в течение 5 ч мин; медленно охладить до температуры 650 °C (1200 °F) с выдержкой в течение 20 ч; охладить на воздухе**	**895**	**130**	**585**	**85**	**15**	**—**	**—**	

Окончание таблицы 8.3

Марка	Термическая обработка	Предел прочности		Предел текучести		Относитель-ное удлинение. %	Твердость по Роквеллу, шкала С	Ударная вязкость по Шарли с V-образным надрезом	
		МПа	ksi	МПа	ksi			фунт х фут	Дж
А—286	Обработать раствор при температуре 900 °С (1650 °F) в течение 2 ч; закалка, старение при температуре от 705 °С (1300 °F) до 760 °С (1400 °F) в течение 16 ч; охладить на воздухе	895	130	585	85	15	-	-	-

[a] Все величины минимальны, если не оговорено иное. Требования относятся к толщине металла 12,7 мм либо большей, если указанная толщина не доступна. Требования для других толщин могут несколько меняться.

Источник: Данные приведены из ASTM (12, 13].

отожженном, так и в полностью упрочненном состоянии. Данный факт свидетельствует о том, что феррит может присутствовать в мартенситных дисперсионно-твердеющих сталях и при температуре окружающей среды. В катаной стали феррит будет вытянут вдоль направления прокатки (параллельно поверхности). Авторы работы [1] предположили, что такое распределение феррита, если имеет место, может привести к заметно более низкой прочности и пластичности в направлении толщины металла, по сравнению с аналогичными свойствами в направлении прокатки.

При нахождении стали в аустенитном состоянии может быть применена гомогенизация как часть процесса отжига. Подобная гомогенизация, выполняемая выдержкой при температуре свыше 850 °C (1560 °F), инициирует тенденцию к снижению содержания феррита [9]. Аустенит последовательно превращается в мартенсит по мере охлаждения до температуры окружающей среды. Известно, что температура начала мартенситного превращения M_S для обеих сталей 17-4PH и 15-5PH равна примерно 132 °C (270 °F), а температура конца мартенситного превращения составляет 32 °C (90 °F) [10, 11]. Однако небольшое количество аустенита может сохраниться при температуре окружающей среды или даже при более низкой температуре. Авторы работы [9] использовали спектроскопию Mossbauer для идентификации и определения количества остаточного аустенита в стали 13-8Mo. Они нашли аустенита примерно 1 % или менее в твердом растворе отожженного металла, а охлаждение до температуры минус 78 °C (минус 108 °F) существенно снижает содержание аустенита путем превращения в мартенсит. Итак, хотя обычно считают, что мартенситные дисперсионно-твердеюшие нержавеющие стали подвергаются единственной термической обработке [3] обработка холодом может быть также полезна.

После превращения основной части структуры дисперсионно-твердеющей нержавеющей стали в мартенсит можно проводить старение для обеспечения дисперсионных выделений упрочняющей фазы и повысить прочность выше прочности образовавшегося мартенсита. Температура старения для получения максимальной прочности зависит от природы образовавшихся дисперсионных выделений. Факт старения обозначают буквой “H”, которая следует за значением температуры в градусах Фаренгейта, при которой проводили старение (например, H900 или H1150). В табл. 8.3 приведены механические свойства дисперсионно-твердеющих нержавеющих сталей в зависимости от конкретного вида термической обработки.

Природа дисперсных выделений, упрочняющих указанные стали, зависит от присутствующих легирующих элементов. По поводу характера конкретных дисперсных выделений проводилась дискуссия. Выделения, богатые медью, образуются в сталях 17-4PH [3] и 15-5PH. Автор работы [14] сообщил также о нахождении богатого хромом феррита (альфа-прим) и карбидов в стали 17-4PH. Авторы работы [9] идентифицировали β-NiAl как основную упрочняющую дисперсную фазу в стали 13-8Mo, хотя в указанной стали также присутствовали карбиды и фазы Лавеса. Интерметаллид Ni_3Ti (также известный как гамма-прим-фаза) является основной упрочняющей фазой в сталях Custom 455 и марки 635, содержащих титан [8]. Фазы Лавеса, содержащие железо, молибден и ниобий, рассматривают как упрочняющие дисперсные выделения в стали Custom 450 [8].

При старении некоторых сталей, по крайней мере, может иметь место повторное появление аустенита. Авторы работы [9] отмечали, что такое появление имело место при старении стали 13-8Mo. Увеличение содержания аустенита примерно на 1 % происходило при старении при температуре 565 °C (1050 °F) и ниже. Однако старение при температуре 595 °C (1100 °F) или 621 °C (1150 °F) привело к образованию примерно 15 % аустенита после охлаждения до комнатной температуры. Как было установлено, повторный аустенит отличается от остаточного повышенным содержанием никеля и марганца и крайне устойчив к мартенситному превращению. Подобным образом в работе [14] установлено увеличение содержания аустенита с 1,5 % в нержавеющей стали 17-4PH в состоянии после отжига твердого раствора или старения при температуре 480 °C (900 °F) до 5,5 % после старения при температуре 595 °C (1100 °F). Последующая длительная выдержка при низких температурах от 425 до 480 °C (от 800 до 900 °F) в течение нескольких тысяч часов дает сформироваться 18 % аустенита. Также отмечалось, что появление альфа-прим-фазы при длительном старении связано с охрупчиванием при температуре 475 °C (885 °F), что рассмотрено в главе 5.

Данные табл. 8.3 характеризуют влияние излишне длительного старения на механические свойства мартенситных дисперсионно-твердеющих нержавеющих сталей. Согласно этой таблице максимальная прочность достигается при минимальной температуре старения. Более высокие температуры обеспечивают упрочнение по сравнению с условиями отжига твердого раствора. Однако более высокие температуры отжига обеспечивают повышение пластичности. Считали, что снижение прочности с ростом температуры старения происходит благодаря огрублению дисперсионных выделений и потере когерентности выделений с матрицей. В то же время авторы работы [9] опровергают это, установив, что выделения (β-NiAl в стали 13-8Mo остаются когерентными даже после отжига при температуре 620 °C (1150 °F). При этом снижение прочности связано с образованием повторного аустенита в стали. Аустенит имеет значительно более низкую прочность, чем мартенсит.

8.2.2 Полуаустенитные дисперсионно-твердеющие нержавеющие стали

Полуаустенитные стали кристаллизуются в первичный феррит, так же как и мартенситные дисперсионно-твердеющие стали [3, 8]. Превращение в аустенит происходит при высоких температурах, но некоторое количество феррита (от 5 до 15 %) остается при комнатных температурах в сталях марок 17-7PH, 15-7Mo, AM350 и AM355 [8]. На рис. 8.3 показана микроструктура горячекатаной нержавеющей стали марки 17-7PH при различных условиях термической обработки, и во всех случаях видны пластинки феррита. Отжиг твердого раствора при температуре от 1040 до 1065 °C (от 1900 до 1950 °F) вызывает превращение части феррита в аустенит и гомогенизирует аустенит. Охлаждение с температуры отжига до комнатной температуры оставляет значительную часть аустенита без превращений. Это обычно называют условием “A”. При условии

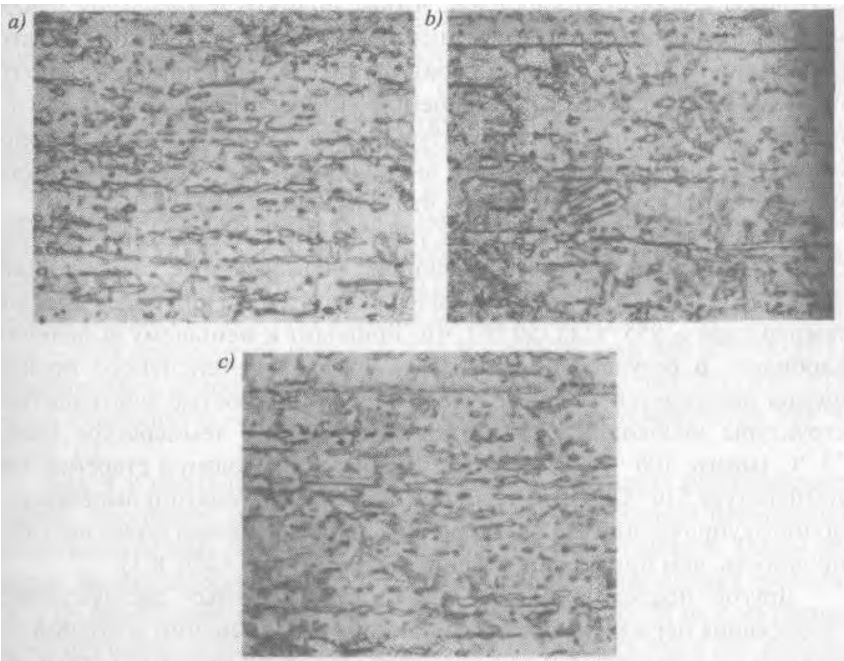


Рисунок 8.3 — Горячекатаная полуаустенитная нержавеющая сталь 17-7PH (UNS S17700): *a* — отожженная при температуре 955 °C (1750 °F), феррит в аустенитной матрице с некоторым количеством мартенсита; *b* — отожженная, затем обработанная холодом при температуре минус 73 °C (минус 100 °F), феррит в мартенситной матрице; *c* — отожженная, обработанная холодом, затем состаренная при температуре 510 °C (950 °F), феррит в дисперсионно-упрочненном мартенсите [3]

“A” стали обычно поставляются на сталепрокатные заводы, после чего сталь становится мягкой и пластичной (см. табл. 8.3). В таком состоянии сталь может подвергаться обработке механической, холодной при формообразовании или легко свариваться. Холодная обработка может вызвать некоторое мартенситное превращение.

Полуаустенитные дисперсионно-твердеющие нержавеющие стали требуют более сложной термической обработки по сравнению с мартенситными дисперсионно-твердеющими нержавеющими сталями. Согласно табл. 8.3 термическая обработка является трехступенчатой. На первой стадии сталь нагревают для получения аустенита. Температурно-временной режим обусловливает выпадение части углерода в растворе в виде карбидов, что приводит к более высокой температуре начала мартенситного превращения [8]. Например, если сталь 17-7PH, первоначально находящуюся при условии “A”, нагревают до температуры 760 °C (1400 °F) в течение 90 мин, при этом выпадает достаточное количество карбидов, чтобы поднять температуру начала мартенситного превращения существенно выше комнатной. На второй стадии охлаждение до температуры 15 °C (55 °F) приводит к почти полному мартенситному превращению. Третья стадия состоит опять в нагреве до более низкой температуры — 566 °C (1050 °F), при которой имеют место основные реакции выделения. После охлаждения сталь имеет очень высокую прочность, что отражено в табл. 8.3.

Альтернативным подходом к упрочнению для некоторых полуаустенитных дисперсионно-твердеющих нержавеющих сталей, таких как 17-7PH и 15-7Mo, является выдержка аустенита при более высокой температуре — 955 °C (1750 °F), что приводит к меньшему выделению карбидов. В результате температура начала мартенситного превращения понижается, а для получения почти полностью мартенситной структуры необходима обработка холодом при температуре минус 73 °C (минус 100 °F). На третьей стадии производится старение при температуре 510 °C (950 °F) для инициирования реакций выделения и полного упрочнения стали. Такой подход обеспечивает более высокую прочность, чем при первой стадии обработки (см. табл. 8.3).

Другой подход к упрочнению полуаустенитных дисперсионно-твердеющих нержавеющих сталей состоит в применении холодной обработки со значительной деформацией (холодная прокатка) стали, изначально находившейся в условиях “A”, что обеспечивает мартенситное превращение без обработки аустенита. Сталепрокатные заводы могут поставлять сталь в состоянии, известном как условие “C”. При условии “C” сталь имеет относительное удлинение, равное 5 %, при пределе текучести, равном примерно 1310 МПа (190 ksi). Таким образом, она может гнуться или подвергаться другому формоизменению перед старением. Требуется только одна термическая обработка — относительно низкотемпературное старение обычно при температуре 480 °С (900 °F). Такой подход, вероятно, применим только к листовому металлу, но он дает наивысшую из всех подходов прочность для сталей 17-7РН и 15-7Мо при достижении предела текучести 1830 МПа (265 ksi) [15,16].

Стали марок AM 350 и AM355 несколько отличаются от других полуаустенитных дисперсионно-твердеющих нержавеющих сталей. Для протекания мартенситного превращения обе стали требуют охлаждения до температуры минус 73 °С (минус 100 °F), как и другие полуаустенитные стали этого класса. Стандарт ASTM A693 устанавливает требования по термической обработке аустенита для стали AM355, но не для AM350. Полагают, что в процессе старения в обеих сталях идет выделение нитридов [8]. В результате старения их предел прочности снижается вместо того, чтобы повышаться (см. табл. 8.3), но предел текучести повышается.

В других сталях, по-видимому, основные упрочняющие выделения зависят от химического состава. Выделения в стали 17-7РН не являются β-NiAl, а представляют собой упорядоченную, объемно-центрированную кубическую решетку [8,17]. В то же время, как отмечалось в работе [8], в стали 15-7Мо этими выделениями являются β-NiAl и Ni_3Al. Как и мартенситные, так и полуаустенитные дисперсионно-твердеюшие нержавеющие стали, по-видимому, образуют повторный аустенит в процессе термической обработки при более высоких температурах старения. Авторы работы [17] отметили магнитную реакцию нержавеющей стали 17-7Н в зависимости от времени: почти постоянную — при температуре старения 425 °С (800 °F) или 480 °С (900 °F) в течение 500 ч, слабо спадающую — при температуре 540 °С (1000 °F) и резко спадающую — с возрастанием времени при температуре 595 °С (1100 °F).

Как и у мартенситных дисперсионно-твердеющих нержавеющих сталей, прочность полуаустенитных сталей этого класса понижается после воздействия более высоких температур при старении. Таким образом. вывод авторов работы [9], что повторное образование аустенита, а не огрубление выделений и потеря когерентности их с матрицей объясняет понижение прочности, вероятно, справедлив и для полуаустенитных нержавеющих сталей.

8.2.3 Аустенитные дисперсионно-твердеющие нержавеющие стали

Физическое металловедение аустенитных дисперсионно-твердеющих нержавеющих сталей концептуально проще, чем мартенситных или полуаустенитных дисперсионно-твердеющих нержавеющих сталей, так как отсутствует мартенситное превращение и не требуется обработка аустенита. Аустенитные стали этого класса кристаллизуются в аустенит, и матрица остается аустенитной при всех температурах, даже при температуре ниже минус 196 °С (минус 320 °F), благодаря высокому содержанию никеля [18]. Аустенитные дисперсионно-твердеющие нержавеющие стали обычно поставляются металлургическими заводами после термической обработки твердого раствора. Такая обработка обычно проводится в интервале температур примерно от 900 до 980 °С (от 1650 до 1800 °F) в течение 1-2 ч с последующей закалкой в масле или воде. В этих условиях сталь находится в разупрочненном состоянии. Стандарт ASTM A638, распространяющийся на стали марок 660 и 662, не предъявляет требований по прочности сталей в отожженном состоянии, но обычно предел текучести коммерческих изделий в этих условиях предполагается примерно 275 МПа (40 ksi) [18].

Для упрочнения аустенитные дисперсионно-твердеющие нержавеющие стали могут быть состарены в интервале температур примерно от 675 до 760 °С (от 1250 до 1400 °F). Время старения для этих сталей требуется намного больше 16—20 ч, видимо, потому, что скорость диффузии легирующих элементов, необходимых для образования выделений, существенно ниже в аустенитной матрице, чем в мартенситной матрице или мартенситных и полуаустенитных дисперсионно-твердеющих нержавеющих сталях. Образующиеся дисперсные выделения обычно называются гамма-прим и состоят (по структуре) из интерметаллидов Ni_3Ti или $Ni_3(Ti,Al)$ [8, 19]. Поскольку титана в этих сталях примерно в 10 раз больше, чем алюминия, выделения должны быть первоначально интерметаллидами Ni_3Ti. Атом никеля более чем на 20 % тяжелее атома титана, и, как следствие, образование интерметаллидов Ni_3Ti выносит из твердого раствора в 4,5 раза никеля больше, чем титана. При содержании титана 2 % из твердого раствора никеля будет вынесено более 9 %. Однако при содержании никеля 25 % и более аустенитная дисперсионно-твердеющая сталь останется стабильно аустенитной даже после интенсивных мелкодисперсных выделений.

В табл. 8.3 приведены требуемые минимальные механические свойства некоторых из указанных сталей в состаренном состоянии. Можно видеть, что аустенитные стали в полностью упрочненном состоянии имеют существенно меньшую прочность, чем мартенситные и полуаустенитные дисперсионно-твердеюшие нержавеющие стали. Механизм, посредством которого упрочняют дисперсионные выделения, стал предметом дискуссии. Авторы работы [19] показывают, что упрочнение происходит благодаря когерентности выделений с матрицей, но их собственная работа поддерживает вывод о том, что за упрочнение стали А-286 преимущественно отвечает упорядочение в выделениях, а не когерентность с матрицей. Аналогично авторы работы [17] показывают, что упорядочение в выделениях является упрочняющим механизмом нержавеющей стали 17-7PH.

8.3 МЕТАЛЛУРГИЯ СВАРКИ

Согласно рис. 8.1 мартенситные и полуаустенитные дисперсионно-твердеющие нержавеющие стали кристаллизуются с образованием первичного феррита по типу FA или F. Это также следует из диаграммы WRC-1992 непосредственно для стали 17-4PH. Однако диаграмма WRC-1992 не учитывает влияние алюминия или титана на хром-эквивалент, поэтому для оценки влияния этих элементов необходимо более четко проследить кристаллизацию других сталей, таких как 13-8Mo, 17-7PH (марка 631) или 635. Автор работы [20] при изучении содержания феррита в закаленных отливках оценил влияние этих двух элементов на хром-эквивалент и нашел коэффициенты, равные 2,48 для алюминия и 2,20 для титана, соответственно. Это означает, что каждый 1 % алюминия добавляет 2,48, а 1 % титана добавляет 2,20 к хром-эквивалент. На рис. 8.4 представлена модифицированная диаграмма WRC-1992, построенная на основании указанных ранее изменений с нанесением на нее нескольких мартенситных и полуаустенитных нержавеющих сталей. Можно видеть, что все они кристаллизуются прак-

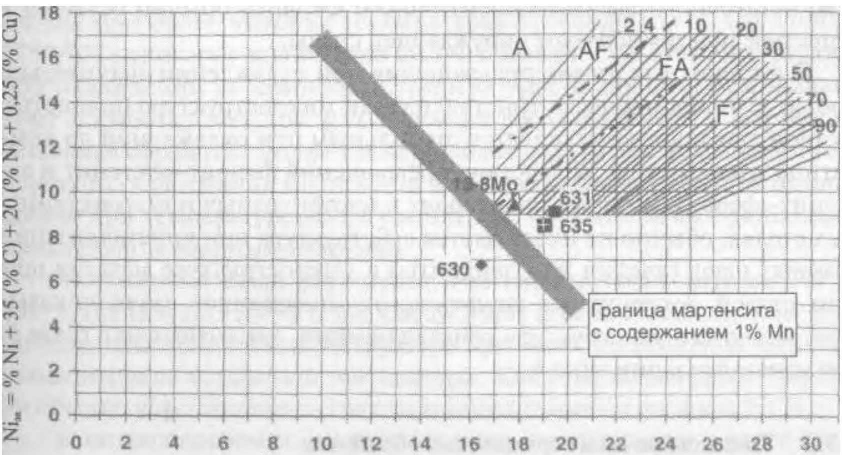


Рисунок 8.4 — Диаграмма WRC-1992, модифицированная введением коэффициентов на алюминий и титан [20], со сталями марок 630, 631 и 13-8Mo PH

тически с образованием 100%-ного феррита. При охлаждении феррит в основном превращается в аустенит, но следует ожидать присутствия некоторого количества остаточного феррита при температуре окружающей среды. Следует обратить внимание, что модифицированная диаграмма WRC-1992 на рис. 8.4 может быть использована для прогнозирования характера кристаллизации, но не для окончательной структуры металла шва, так как большая часть аустенита превратится в мартенсит, как описано далее.

8.3.1 Оценка микроструктуры

Микроструктурные превращения в мартенситных и полуаустенитных сталях могут происходить несколькими путями. Большинство сталей кристаллизуется с образованием феррита и к концу кристаллизации имеет полностью ферритную структуру или смешанную — феррито-аустенитную. Как отмечено ранее, большая часть феррита превращается в аустенит при повышенной температуре. При охлаждении до комнатной температуры аустенит полностью или частично превращается в мартенсит. Если такое превращение почти полное, то сталь классифицируется как мартенситная дисперсионно-твердеющая нержавеющая. Стали, в которых превращение неполное и сохраняется некоторая значительная доля остаточного, не превращенного аустенита, классифицируются как полуаустенитные дисперсионно-твердеющие нержавеющие стали. В обоих случаях некоторое количество остаточного высокотемпературного феррита обычно остается в структуре при температуре окружающей среды.

В аустенитных сталях превращения при охлаждении значительно проще. В конце процесса кристаллизации микроструктура полностью аустенитная и аустенит остается стабильным при охлаждении до комнатной температуры. Вследствие превращений феррит-аустенит и аустенит—феррит, которые происходят в мартенситных и полуаустенитных сталях, обычно не наблюдается субструктура при кристаллизации сварных швов (ячейки или дендриты) в микроструктуре металла шва этих сталей. Аустенитные дисперсионно-твердеющие стали показывают очень четкую структуру кристаллизации, как отмечено в главе 6, для кристаллизации типа А.

8.3.2 Послесварочная термическая обработка

Сваривать дисперсионно-твердеющие нержавеющие стали в состоянии после термической обработки твердого раствора до выпадения дисперсионных выделений — общепринятое явление [8, 10, 11, 15, 16, 18, 21]. В таком состоянии эти стали достаточно твердые, но еще умеренно пластичные. Полуаустенитные и аустенитные дисперсионно-твердеющие нержавеющие стали весьма пластичны и имеют низкую твердость. Поскольку металл сварного шва охлаждается быстро, в нем обычно не возникает выделений, поэтому в состоянии после сварки он незначительно отличается по составу микроструктуры и свойствам от основного металла после термической обработки твердого раствора. Однако металл шва не так однороден.

Как отмечалось в разделе 8.2, упрочняющая обработка для дисперсионно-твердеюших нержавеющих сталей может быть весьма сложной и требовать внимательного контроля для оптимизации свойств. Мартенситные стали после сварки обычно подвергаются одноступенчатой послесварочной термической обработке в диапазоне температур от 480до 620°C (от 900 до 1150 °F) [8]. Указанная термическая обработка отпускает мартенсит и обеспечивает дисперсионное твердение. При более высоких температурах послесварочной термической обработки свыше 540 °C (1000 °F) некоторое количество аустенита может вновь возникнуть в структуре [9, 14].

Поскольку полуаустенитные стали могут содержать большую долю стабильного аустенита в структуре после сварки, термическую обработку обычно выполняют для выделения карбидов при повышенных температурах и придания аустениту меньшей стабильности [8, 15, 16]. После охлаждения с таких температур аустенит превращается в мартенсит. При выдержке при более низких температурах от 730 до 760 °C (от 1345 до 1400 °F) превращается эффективно весь аустенит, в то время как при более высоких температурах от 930 до 955 °C (от 1705 до 1750 °F) некоторое количество аустенита может остаться в структуре при охлаждении до комнатной температуры. В таком случае используют обработку холодом для перевода всего аустенита в мартенсит. Холодная обработка может также использоваться для повышения температуры образования мартенсита и обеспечить мартенситное превращение при температуре выше комнатной, хотя это бывает редко применительно к сварным изделиям.

Аустенитные стали упрочняют в интервале температур от 700 до 750 °C (от 1260 до 1350 °F). Так как аустенит весьма стабилен, то не происходит изменений в микроструктуре при таких температурах либо при охлаждении до комнатной температуры. Как отмечалось ранее, эти стали обычно упрочняются за счет выделений гамма-прим фазы Ni,Ti.

Если дисперсионно-твердеюшие нержавеющие стали перед сваркой получили отжиг твердого раствора и если проведена полная упрочняющая обработка (включая обработку аустенита в полуаустенитных дисперсионно-твердеющих нержавеющих сталях), прочность металла шва будет обычно на уровне основного металла, хотя пластичность может быть несколько ниже [8, 22]. Если основной металл подвергся полной упрочняющей обработке до сварки, то возможен риск образования трещины в процессе сварки. Мартенситные и полуаустенитные стали после старения на максимальную прочность имеют ограниченную пластичность и деформации, связанные с усадкой при сварке, могут быть достаточны для образования трещин вокруг сварного шва [21]. Пластичность аустенитных дисперсионно-твердеющих нержавеющих сталей в полностью упрочненном состоянии несколько выше, чем у других сталей этого класса, но в целом при сварке также имеются серьезные проблемы, связанные с образованием трещин. Как следствие, нежелательно проводить сварку дисперсионно-твердеющих нержавеющих сталей в полностью упрочненном состоянии.

Сварку можно осуществлять в некотором перестаренном состоянии стали, поскольку в этом случае она имеет более высокую пластичность. Однако если такое выполнено, то сварной элемент не может быть подвергнут старению на полное упрочнение, поскольку термическая обработка твердого раствора производится после сварки вслед за обработкой аустенита для полуаустенитных сталей и повторного старения для всех типов дисперсионно-твердеющих нержавеющих сталей.

8.4 МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ

Преимущество дисперсионно-твердеющих сталей состоит в том, что они могут быть упрочнены до уровня, приближающегося к высокопрочным конструкционным сталям, сохраняя высокую коррозионную стойкость. Для достижения их оптимальных свойств требуется повышенный контроль микроструктуры и условий термической обработки. У мартенситных и полуаустенитных сталей излишне высокий уровень остаточного феррита может понизить ударную вязкость и пластические свойства. Желательно ограничивать содержание феррита (менее 10 %). Присутствие остаточного аустенита снижает прочность указанных сталей.

Стандарты на сварочные присадочные материалы дисперсионно-твердеющих нержавеющих сталей, в общем, не содержат регламентации по механическим свойствам. Исключением является стандарт AWS A5.4, в который включены требования к металлу шва нержавеющей стали E630-XX (17-4PH). Они приведены в табл. 8.4. Следует обратить внимание, что минимальные требования к металлу шва после термической обработки H1150 (см. примечание к табл. 8.4) соответствуют таковым для основного металла 17-4PH, представленным в табл. 8.3. Следует заметить, что требования к пластическим свойствам при растяжении не указаны для самой низкой температуры старения.

Таблица 8.4 — **Требования к механическим свойствам присадочного металла марки E630-XX (17-4PH) по AWS A5.4[a)]**

Минимальный предел текучести		Минимальное относительное удлинение, %
МПа	ksi	
930	135	7
[a)] После термической обработки H1150, состоящей из отжига твердого раствора в интервале температур от 1025 до 1050 °C (от 1875 до 1925 °F), охлаждение до температуры окружающей среды, затем старение в течение четырех часов в интервале температур от 610 до 630 °C (от 1135 до 1165 °F)		

В целях достижения приемлемого соотношения между прочностью и ударной вязкостью, что часто требуется на практике, необходимо проводить послесварочную термическую обработку в интервале температур от 450 до 550 °C (от 840 до 1020 °F; см. табл. 8.3). Однако следует обратить внимание на то, что требования по пластическим свойствам не приведены применительно к наиболее низким температурам старения. Получение приемлемого соотношения между пределом прочности и ударной вязкостью, что необходимо для сварных изделий различного назначения, требует применения термической обработки в более высоком интерва-

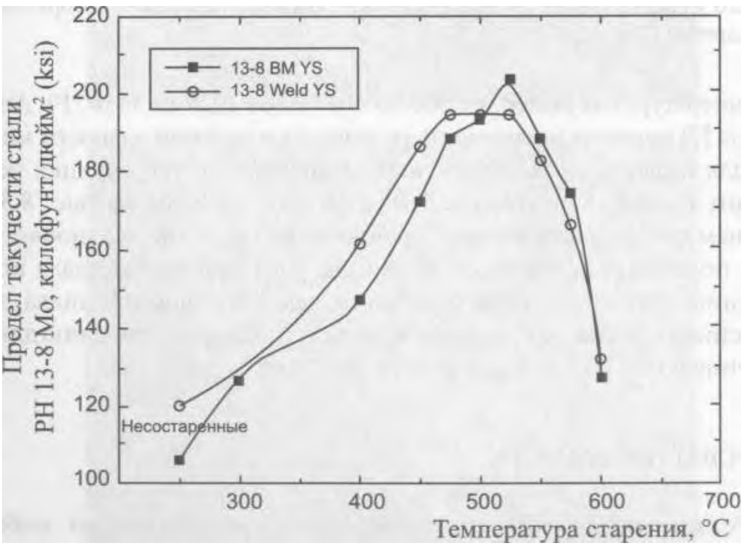


Рисунок 8.5 — Зависимость предела текучести от температуры старения для основного металла 13-8Мо и металла шва [7]
BM — основной металл: YS - предел текучести; PH — дисперсионно-твердеюшая.

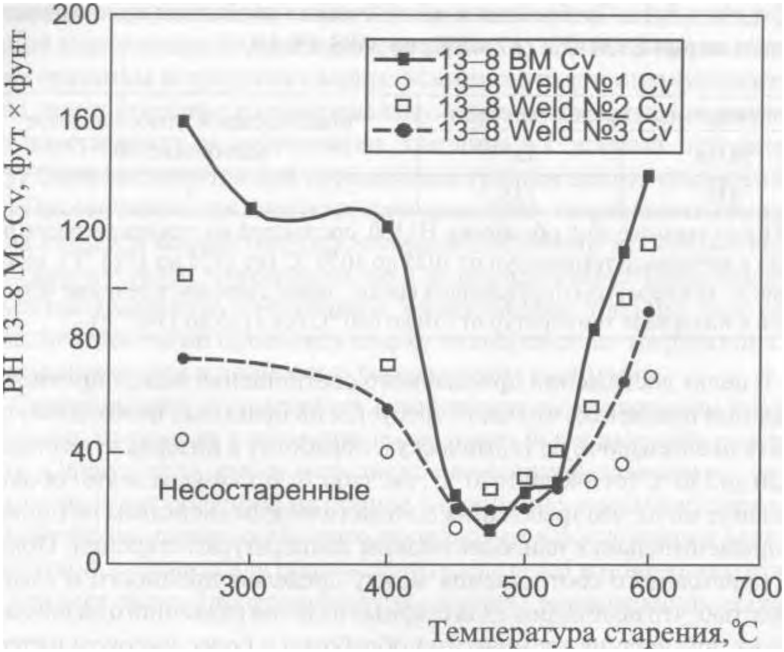


Рисунок 8.6 — Зависимость энергии удара от температуры старения основного металла 13-8Mo и металла шва на образцах Шарпи с V-образным надрезом [7]

ле температур, например, от 500 до 600 °C (от 1020 до 1110 °F). Авторы работы [7] привели зависимость прочности и ударной вязкости металла шва для нескольких мартенситных дисперсионно-твердеющих нержавеющих сталей. Характерные графики представлены на рис. 8.5, 8.6. В общем случае максимальная прочность металла шва и основного металла по значению примерно равна. Ударная вязкость металла шва по значению имеет тенденцию быть ниже, чем у основного металла, за исключением случаев, когда сварной элемент подвергся старению для обеспечения более высокой прочности (рис. 8.6).

8.5 СВАРИВАЕМОСТЬ

Режим термической обработки перед сваркой следует выбирать с целью минимизации количества дефектов и оптимизации свойств, которые зависят от характера послесварочной термической обработки сварного соединения. Мартенситные стали обычно сваривают в отожженном состоянии для конструкций из тонколистового металла и в перестаренном состоянии из толстолистового, поскольку последний имеет высокий уровень жесткости закрепления. Сварка материала в перестаренном состоянии снижает уровень сварочных напряжений, так как металл находится в несколько разупрочненном состоянии. Полуаустенитные стали сваривают, как правило, после термической обработки твердого раствора или в отожженном состоянии. Аустенитные стали наиболее трудно сваривать вследствие проблем с образованием трещин — кристаллизационных, ликвационных и связанных с провалом пластичности. Их обычно сваривают после отжига твердого раствора.

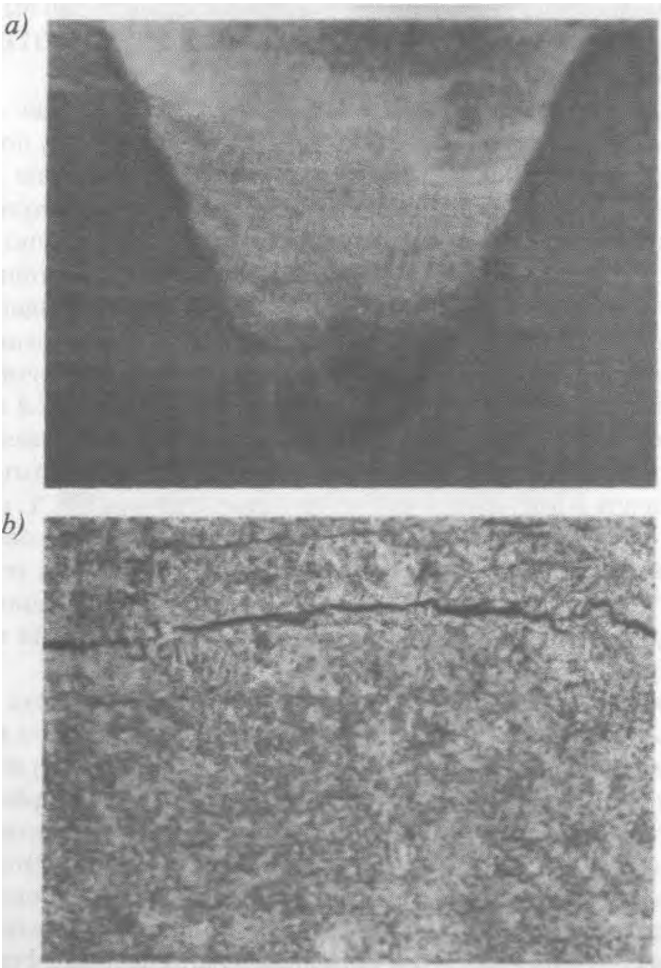


Рисунок 8.7 — Трещины вблизи сварного шва в листе из стали 17-4PH толщиной 2 дюйма [21]

Авторы работы [21] изучали свариваемость и испытывали жестко закрепленные сварные соединения пластин толщиной 50 мм из мартенситной стали 17-4PH, полуаустенитной 17-7PH и аустенитной А-286. Сварные швы выполнялись дуговой сваркой вольфрамовым электродом без присадочного материала. Они обнаружили некоторое количество трещин вдоль пластин феррита в основном металле 17-4PH вблизи сварного шва, но не в самом металле шва. Внешне это растрескивание аналогично слоистому расслоению, показанному на рис. 8.7. Эти исследователи не обнаружили трещин в сварных соединениях стали 17-7PH. Однако в каждом сварном образце из стали А-286 имелись трещины. Причем трещины в стали А-286 были обнаружены как в металле шва (кристаллизационные), так и ЗТВ (ликвационные).

Автор работы [23] провел испытания на пластические свойства стали А-286 в горячем состоянии по методике Varestraint, подвергнутой многократным нагревам, и обнаружил растрескивание как ликвационное, так и межкристаллитное. Он считал, что межкристаллитное растрескивание является формой ликвационных трещин, но ему не удалось найти проявление ликвации в образцах, испытанных при температуре 1150 °С (2100 °F) или 1175 °С (2150 °F). По-видимому, это было растрескивание вследствие провала пластичности. Наличие ликвации было найдено при более высокой температуре, а причину ее образования связали с расплавлением фаз Лавеса. На рис. 8.8 показано межкристаллитное растрескивание, очевидно, образовавшееся вследствие провала пластичности, которое имело место при испытаниях на пластичность в горячем состоянии при температуре 1175 °С (2150 °F). На рис. 8.9 показано начало образования ликвации, наблюдаемой после испытаний на пластичность в горячем состоянии при температуре 1205 °С (2200 °F). На рис. 8.10 показана полная ликвация по границе зерна стали А-286, наблюдаемая после испытания по методике Varestraint.

Разнородные присадочные материалы, такие как марка 309, могут быть использованы для предотвращения растрескивания в металле шва стали А-286, но в этом случае невозможна термическая обработка, поэтому работоспособность соединения будет низкой. Карбид титана TiC, который обычно присутствует в стали А-286, был идентифицирован как склонный к структурной ликвации в виде частиц. Это явление ответственно за ликвационное растрескивание в ЗТВ и зоне частичного расплавления. Уменьшение размера зерна и применение низких погонных энергий сварочных источников нагрева обеспечивают значительные температурные градиенты, что минимизирует степень ликвации.

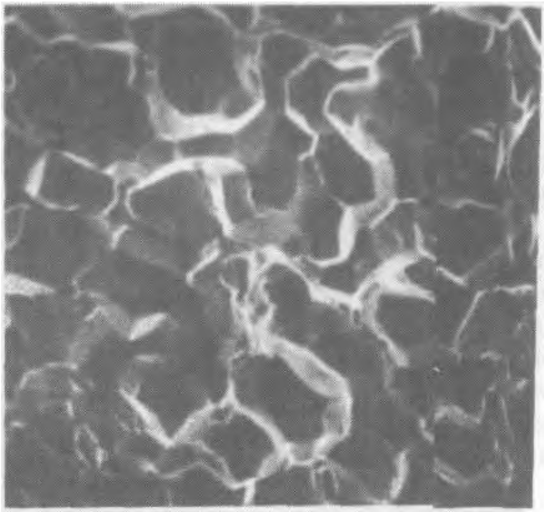


Рисунок 8.8 - Межкристаллитное растрескивание в образце стали А-286, испытанном на пластичность в горячем состоянии при температуре 1175 °С (2150 °F) [23]

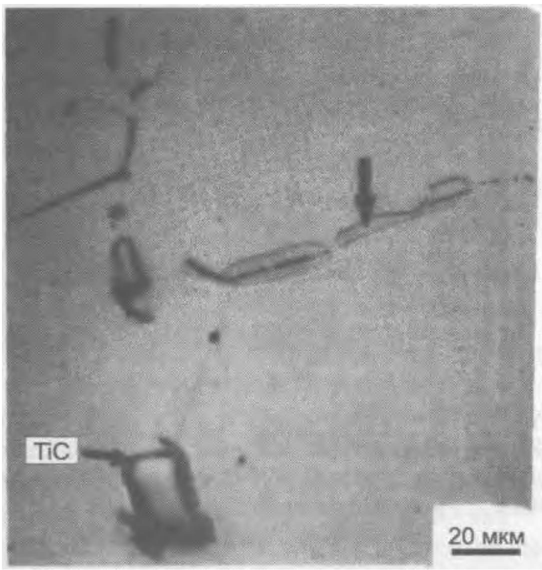


Рисунок 8.9 — Ликвация вдоль границ зерен в образце из стали А-286, испытанном на пластичность в горячем состоянии при температуре 1205 °С (2200 °F) [23]

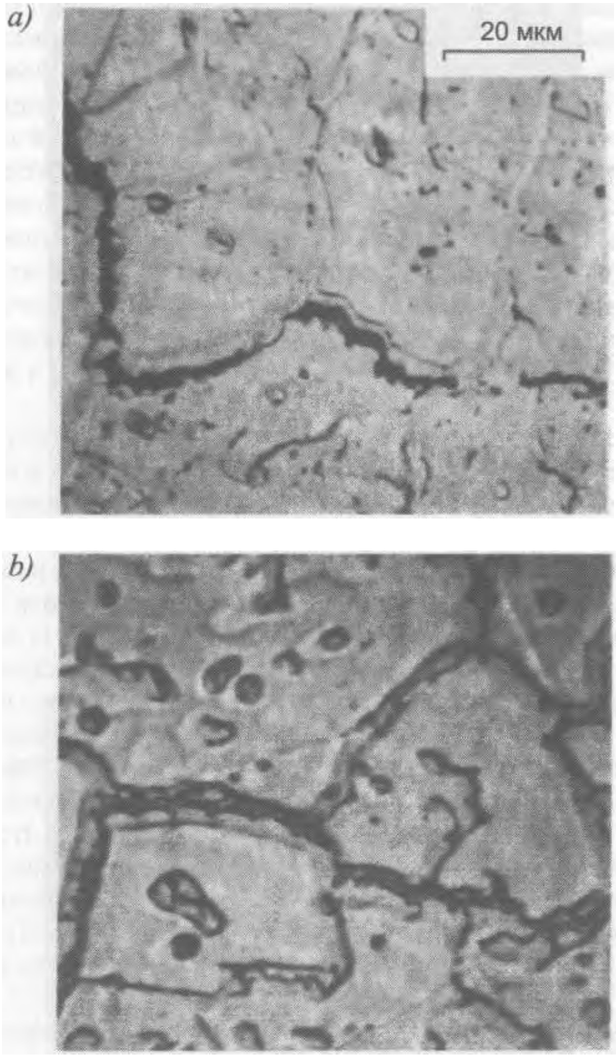


Рисунок 8.10 - Ликвационные трещины в образце стали А-286 при испытании по методике Varestraint: *a* — межкристаллитные трещины в ЗТВ; *b* — фаза Лавеса, отвечающая за растрескивание [23]

Кристаллизационные трещины в сварных швах аустенитных дисперсионно-твердеющих сталей, таких как А-286, — постоянная проблема. По аналогии с аустенитными нержавеющими сталями, кристаллизующимися как аустенит (тип кристаллизации А), зона расплавления рассматриваемых сталей полностью аустенитная при отсутствии дельта-феррита. А-286 — полностью аустенитный металл, и создать композицию для обеспечения кристаллизации типа FA невозможно. Снижение количества примесей, особенно серы, фосфора и кремния, которые образуют низкоплавкие соединения, поможет предотвратить этот тип растрескивания. Использование техники сварки короткими участками и выпуклых валиков сварных швов помогут снизить напряжения и вероятность растрескивания.

Как отмечалось ранее, авторы работы [4] разработали модификацию стали А-286 для решения проблем образования кристаллизационных, ликвационных и трещин вследствие провала пластичности. В стали JBK-75 по сравнению с маркой стали А-286 снижено содержание углерода, марганца, фосфора, серы, кремния и бора. Более того, увеличено содержание никеля, что способствует возможности “залечивания” (заполнять) потенциальных кристаллизационных и ликвационных трещин.

Водородные трещины не являются проблемой для дисперсионно-твердеющих нержавеющих сталей вследствие низкого содержания углерода и низкой твердости. Концентрация напряжений может усугублять проблему растрескивания вследствие потери достаточной пластичности, поэтому на стадии проектирования это следует учитывать. Рекомендуются низководородные технологии сварки, особенно применительно к толстолистовым конструкциям из мартенситных и полуаустенитных дисперсионно-твердеющих нержавеющих сталей, поскольку мартенситное превращение может произойти до проведения послесварочной термической обработки. Послесварочная термическая обработка способствует выходу водорода из металла. Как правило, для сварки этого класса сталей не требуется предварительный подогрев [8].

8.6 КОРРОЗИОННАЯ СТОЙКОСТЬ

Коррозионная стойкость дисперсионно-твердеющих нержавеющих сталей существенно зависит от условий термической обработки [10, 11, 15, 16, 24]. В основном коррозионная стойкость оптимизирована, если сталь находится в полностью упрочненном состоянии. Для конкретных коррозионных сред существуют исключения из общего правила. Следовательно, наилучший способ действия — проконсультироваться с производителем стали, так как доступной информации по коррозионной стойкости сварных соединений имеется недостаточно. Сварные соединения стали 17-4PH имеют коррозионную стойкость, сопоставимую с основным металлом, если после сварки проведена термообработка термического старения [10].

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК К ГЛАВЕ 8

[1] Funk, C. W., and Granger, M. J. 1954. Metallurgical aspects of welding precipitation-hardening stainless steels, ***Welding Journal,*** 33(10):496s-508s.

[2] Smith, R., Wyche, E. H., and Gorr, M. W. 1946. A precipitation-hardening stainless steel of the 18 chromium, 8 nickel type, ***Transactions of theAIME.*** 167:313.

[3] Linnert, G. E. 1957. Welding precipitation hardening stainless steels, ***Welding Journal,*** 36(1):9—27.

[4] Brooks, J. A., and Krenzer, R. W. 1975. Weldable age hardenable austenitic stainless steel, U.S. patent 3,895,939.

[5] Dalder, E. N. C. 2004. Private communication.

[6] AIRCO Superconductors Specification SMG-80-002 for JBK-75 Stainless Steel Sheet.

[7] Brooks, J. A., and Garrison, W. M., Jr. 1999. Weld microstructure development and properties of precipitation-strengthened martensitic stainless steels, ***Welding Journal,*** 78(8):280s-291s.

[8] Pollard, B. 1993. Selection of wrought precipitation-hardening steels, in ***ASM Metals Handbook,*** 10th ed.. Vol. 6, ASM International, stainless Materials Park, OH, pp.482-494.

[9] Hochanadel, P.W., Robino, C. V., Edwards, G. R., and Cieslak, M. ***J.*** 1994. Heat treatment of investment cast PH 13-8Mo stainless steel; Г mechanical properties and microstructure, ***Metallurgical and Materials Transactions A,*** 25A(4):789-798.

[10] AK Steel. 2000. 17-4PH ***Stainless Steel Product Data Bulletin,*** AK Steel Corporation, Middleton, OH.

[11] AK Steel. 2000. 15-5PH ***Stainless Steel Product Data Bulletin,*** AK Steel Corporation, Middleton, OH.

[12] ASTM 2002. ***Standard Specification for Precipitation-Hardening Stainless and Heat Resisting Steel Plate, Sheet, and Strip,*** ASTM A693-02, American Society for Testing and Materials, West Conshohocken, PA

[13] ASTM. 2002. ***Standard Specification for Precipitation-Hardening Iron Base Superalloy Bars, Forgings, and Forging Stock for High-Temperature Service,*** ASTM A638/A638M-00, American Society for Testing and Materials, West Conshohocken, PA.

[14] Anthony, K.C. 1963. Aging reactions in precipitation hardenable stainless steel. ***Journal of Metals,*** 15(12):922-927.

[15] AK Steel. 2000. 17-7PH ***Stainless Steel Product Data Bulletin,*** AK Steel Corporation, Middleton, OH.

[16] AK Steel. 2000. PH 15-7 ***Mo Stainless Steel Product Data Bulletin,*** AK Steel Corporation, Middleton, OH.

[17] Underwood, E. E., Austin, A. E., and Manning, G. K. 1962. The mechanism of hardening in 17-7 Ni-Cr precipitation- hardening stainless steels, ***Journal of the Iron and Steel Institute,*** 200(8):644-651.

[18] Allegheny Ludlum. 1998. Allegheny Ludlum Altemp® A286 ***Iron-Base Superalloy,*** Allegheny Ludlum Corporation, Pittsburgh, PA.

[19] Thomson, A W., and Brooks, J. A. 1982. The mechanism of precipitation strengthening in an iron-base superalloy, ***Acta Metallurgica,*** 30:2197-2203.

[20] Hull, F. C. 1973. Delta ferrite and martensite formation in stainless steels, ***Welding Journal,*** 52(5): 193s—203s.

[21] Vagi, J. J., and Martin, D. C. 1956. Welding of high-strength stainless steels for elevated-temperature use, ***Welding Journal,*** 35(3): 137s—144s.

[22] Smallen, H. 1961. Welding PH 15-7 Mo precipitation hardening stainless steel, ***Welding Journal,*** 40(7): 324s—329s.

[23] Brooks, J. A. 1974. Effect of alloy modifications on HAZ cracking of A-286 stainless steel. ***Welding Journal,*** 53(1 l):324s— 329s.

[24] Allegheny Ludlum. 2003. ***Stainless Steel*** AL 13-8”, Allegheny Ludlum Corporation, Pittsburgh, PA.

ГЛАВА 9

СВАРКА РАЗНОРОДНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ИЗ НЕРЖАВЕЮЩИХ СТАЛЕЙ

9.1 ПРИМЕНЕНИЕ РАЗНОРОДНЫХ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ

Сварка разнородных металлов часто используется для соединения нержавеющих сталей с другими материалами. Такой подход применяется в случае, если имеется потребность в переходе на другие механические или эксплуатационные свойства. Например, трубопроводы из нержавеющих аустенитных сталей часто используют для транспортировки высоконагретого пара на электростанциях. Однако ниже определенных величин температур и давления могут успешно использоваться углеродистые и низколегированные стали, и переход от нержавеющих сталей к сталям других классов часто осуществляют, исходя из экономических соображений (углеродистые и низколегированные стали значительно менее дороги, чем нержавеющие).

Наплавка — другая общая форма сварки разнородных соединений. Крупногабаритные сосуды, работающие под давлением, из углеродистых или низколегированных сталей часто наплавляют нержавеющими сталями для обеспечения коррозионной стойкости при низких затратах. В трубопроводах также наплавляют внутренние поверхности для обеспечения коррозионной защиты. Основная масса соединений из разнородных материалов с участием элементов из нержавеющих сталей осуществляется применительно к углеродистым и низколегированным сталям. В электроэнергетике широко используют разнородные сварные соединения для снижения затрат на материалы и повышения работоспособности конструкций при повышенных температурах.

Одна нержавеющая сталь может быть соединена с другой, при этом возможна разная степень разнородности металлов. Например, могут свариваться стали с различным содержанием легирующих элементов, но подобной микроструктурой либо с различным химическим составом и микроструктурой. Поскольку нержавеющие стали могут иметь мартенситную, ферритную, аустенитную и дуплексную микроструктуры, то имеется возможность многочисленных сочетаний микроструктуры. Причинами для выполнения таких соединений могут быть экономические соображения и/или требуемое сочетание свойств, а иногда просто удобство. Простое удобство — это, например, возможность использовать присадочные материалы одной марки, подходящие для сварки, предусматривающей более одной комбинации основного металла, снизить риск спутать присадочные материалы или снизить стоимость сварочных материалов за счет уменьшения числа их типов.

Нержавеющие стали могут также свариваться со сплавами на никелевой основе для ответственных соединений, в которых переход от одного материала к другому требуется для обеспечения большей коррозионной стойкости или прочности при повышенных температурах. Контролирующим фактором, где возможно, часто является экономический аспект (сплавы на никелевой основе в 3—10 и более раз дороже). Нержавеющие стали иногда соединяют со сплавами на не железной основе, такими как алюминий или медь. Такие сварные соединения выполняют твердофазными сварочными процессами (по ГОСТ 2601 — сваркой давлением)* вследствие проблемы растрескивания либо возможности образования интерметаллидных фаз при кристаллизации или в твердой фазе, что приводит к охрупчиванию сварного соединения. В данной главе рассматривается только сварка плавлением.

Необходимо рассматривать большое количество производственных аспектов и вопросов работоспособности вследствие наличия большого количества переходных зон с точки зрения химического состава и свойств в поперечном сечении соединения из разнородных металлов. Неудивительно, что с разрушением таких сварных соединений связан ряд механизмов.

*** Примечание переводчика.**

9.2 СОЕДИНЕНИЯ УГЛЕРОДИСТЫХ И НИЗКОЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ С АУСТЕНИТНЫМИ НЕРЖАВЕЮЩИМИ СТАЛЯМИ

При выполнении разнородных сварных соединений из нержавеющих сталей с углеродистыми или низколегированными сталями имеется ряд инженерных и металлургических подходов. Управление микроструктурой металла шва в первых или корневых проходах весьма важно, так как микроструктура металла шва может изменяться от полностью мартенситной структуры до полностью аустенитной либо представлять собой смесь аустенита, феррита и мартенсита [1,2]. Кроме того, переходная область изменяющегося химического состава будет существовать между металлом шва и основным. Эта узкая область может иметь резко отличающиеся микроструктуру и свойства от таковых у прилегающих объемов металла [3]. Так как согласно требованиям стандартов многие углеродистые и низколегированные стали требуют послесварочной термической обработки, необходимо рассматривать изменение в структуре непосредственно после сварки под влиянием термической обработки [4].

Существенен ряд инженерных аспектов, прежде всего, связанных с металлургической природой сварного соединения. Почти всегда существует и различие в физических и механических свойствах между металлами шва и основным. Например, различия в значениях коэффициента термического расширения (КТР) могут привести к образованию локально высоких напряжений, способствующих разрушению при эксплуатации, особенно в условиях термоциклирования от низких температур до высоких температур [4]. Коррозионная стойкость также может локально варьироваться одновременно как в металле шва, так и в переходной области вследствие изменений в химическом составе и микроструктуре.

9.2.1 Определение структуры металла сварного шва

Контроль структуры металла по центру металла шва первого или корневого проходов очень важен в связи с различной степенью долей участия основного и присадочного металлов. Во многих случаях при сварке соединений из разнородных металлов весьма желаемая цель при выборе сварочных материалов - получение стабильного аустенита с небольшими количествами феррита в металле шва первого прохода (см. гл. 6). Если такая микроструктура получена, то очень маловероятно образование кристаллизационных трещин и металл шва будет достаточно пластичен, чтобы пройти испытания на изгиб, согласно требованиям стандарта ASME. Такие испытания, чаще всего, представляют собой изгиб вокруг оправки с радиусом, равным двойной толщине испытуемого образца, вырезанного из металла сварного шва, ЗТВ и основного металла (обычно их называют - испытания на изгиб типа 2 Т).

Диаграмму Шеффлера [2, 5] и диаграмму WRC-1992 во многих случаях можно использовать для прогнозирования микроструктуры металла шва и переходной зоны применительно к сварке соединений из различных марок нержавеющих сталей. Диаграмма Шеффлера (см. рис. 3.4) обеспечивает “широкую картину” химических составов, позволяя наносить на ее поле различные нержавеющие и углеродистые стали. Однако она дает ошибочные данные при использовании высокомарганцовистых сварочных материалов. Может быть использована расширенная версия исходной диаграммы WRC-1992, но только для прогнозирования микроструктуры металла шва в том случае, если химический состав металла попадает в области аустенита, аустенит + феррит, аустенит + мартенсит или аустенит + феррит + + мартенсит. Модифицированная версия этой диаграммы [6], включающая в себя границы мартенситной области, а также расширяющая возможности прогнозировать микроструктуру и на образование мартенсита, направлена на сварные соединения из разнородных нержавеющих сталей (см. рис. 3.18). Все эти диаграммы детально рассмотрены в главе 3.

Диаграмма Шеффлера полезна для выявления микроструктуры металла швов из разнородных металлов, так как химические составы нержавеющих, углеродистых и низколегированных сталей могут быть нанесены на эту диаграмму и для всех можно прогнозировать микроструктуры. Представленная на рис. 9.1 низколегированная сталь, такая как марка A508 по ASTM, сваривается со сталью марки 304L (помечена квадратиком) с использованием сварочных материалов марки 309L (кружок) или марки 310 (треугольник). Пересечение прерывистой линии, связывающей два основных металла, обеспечивает равный вклад (долю участия, в оригинале — dilution (разбавление)) основных металлов в химический состав металла шва. Химический состав металла, представленный точкой пересечения, может рассматриваться как некий синтетический химический состав основного металла. Предельный химический состав металла первого прохода шва будет в данном случае размещаться вдоль прерывистой линии связи этой точки и точки химического состава сварочного материала (при равной доле участия основного металла). Если общее разбавление присадочного материала в первом проходе шва составляет 30 %, что нормально при сварке покрытыми электродами, химический состав металла сварного шва будет лежать на второй линии связи на расстоянии в 30 % в сторону синтетического химического состава основного металла от точки, соответствующей марке 309L. Такой химический состав, практически, находится в точке пересечения второй линии связи с изоферритной линией “5%-ный феррит”. Точки химического состава металла последующих проходов шва лежат ближе к точке химического состава сварочного материала. Следует отметить, что для присадочного материала марки 309L нормальное разбавление присадочного металла основным приведет к формированию двухфазной микроструктуры аустенит + + феррит, которая обеспечивает высокое сопротивление образованию кристаллизационных трещин в металле шва.

Такой же подход можно использовать в прогнозировании микроструктуры металла шва при использовании присадочного металла марки 310. При этом на рис. 9.1 точки линии связи металла марки 310 с точкой химического состава синтетического основного металла не попадают в область наличия феррита на диаграмме. При использовании сварочного материала марки 310 металл сварного шва будет практически полностью аустенитный, поскольку разбавление основным металлом крайне высоко и в этом случае появится мартенсит, а не феррит. Таким образом, при использовании сварочного материала марки 310 металл сварного шва будет иметь некоторую склонность к кристаллизационным трещинам.

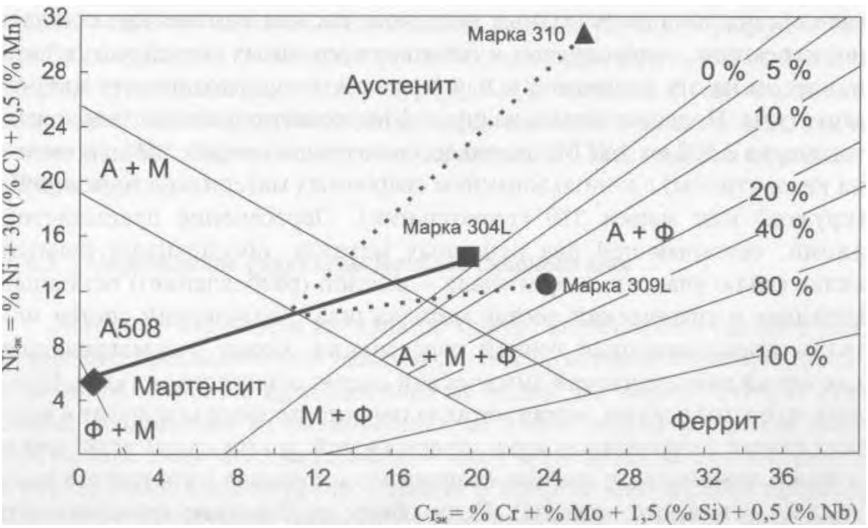


Рисунок 9.1 — Использование диаграммы Шеффлера для прогнозирования структуры металла шва разнородных сварных соединений из сталей марок 304L и А508 при использовании присадочного материала 309L или 310

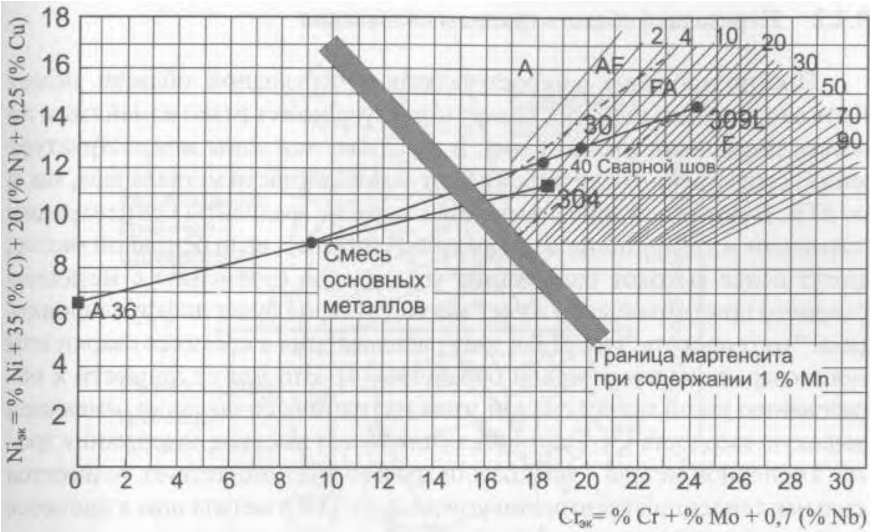


Рисунок 9.2 — Использование диаграммы WRC-1992 для прогнозирования микроструктуры металла шва разнородного сварного соединения из сталей марок 304L/A36 с присадочным металлом марки 309L

Линия связи между точкой химического состава присадочного материала и линией связи основного металла также может быть использована для прогнозирования микроструктуры в переходной зоне на границе сплавления. Например, линия связи химического состава металла марки 309L пересекает области мартенсита, аустенит + + мартенсит и аустенит + феррит. Все эти микроструктуры можно ожидать в узкой переходной зоне вдоль границы сплавления для сочетания сталей марок 310/304L. Более детально это будет рассмотрено далее.

На рис. 9.2 представлена комбинация сталей марок A36 и 304L по ASTM, свариваемых с использованием сварочного материала марки 309L, нанесенных на диаграмму WRC-1992, модифицированную для включения мартенситной области при содержании 1 % марганца, что является нормальным уровнем содержания марганца в металле шва марки 309L. Следует заметить, что по крайней мере, при 45%-ном разбавлении электродного металла основным (линия связи между точками, помеченными “309L” и “смесью основных металлов”) химический состав металла шва попадает в область аустенит + феррит с первичной кристаллизации по типу FA. Требуется разбавление более 60 %, прежде чем в металле шва первого прохода появится мартенсит. Оценивая или регулируя разбавление (долю участия), можно прогнозировать ферритное число металла шва.

9.2.2 Переходная область границы сплавления

Прогнозирование микроструктуры в переходной области может быть затруднительным, поскольку структура может резко изменяться на малом расстоянии (около 1 мм). В пределах этой зоны микроструктура может существенно отличаться как от основной части металла шва, так и от ЗТВ. В указанной зоне отмечаются высокие градиенты концентрации элементов и диффузионные эффекты. Например, если основной металл имеет более высокое содержание углерода по сравнению с металлом сварного шва (что обычно имеет место), углерод будет диффундировать (или “мигрировать”) из ЗТВ в зону расплавления в процессе сварки или послесварочной термической обработки [4]. Это может привести к образованию узкой мартенситной зоны на границе сплавления, имеющей высокую твердость [3]. Если металл шва имеет высокое содержание хрома, а основной металл - низкое или хром вообще отсутствует, то имеется сильная тенденция к миграции углерода из ЗТВ в металл шва в процессе послесварочной термической обработки.

Микроструктурные превращения вдоль границы сплавления разнородных сварных швов нержавеющих сталей могут быть весьма сложны. Если основной металл имеет ферритную структуру при температуре вблизи точки плавления (как для большинства углеродистых и низколегированных сталей), а металл сварного шва — аустенитную, то нормальный эпитаксиальный рост может быть подавлен. Это может привести к формированию так называемых границ типа 11, которые проходят примерно параллельно границе сплавления [7]. Это является отличием от границ типа I, при наличии которых имеет место столбчатый рост от зерен основного металла в металл сварного шва и столбчатые кристаллиты сориентированы примерно перпендикулярно границе сплавления.

Микроструктура металла границы сплавления сварного шва схематично изображена на рис. 9.3 в “нормальных” условиях (рис. 9.3, верхняя часть) и в случае, когда основной металл и металл шва имеют при температуре кристаллизации разную кристаллическую решетку (ОЦК и ГЦК). Следует обратить внимание на то, что в разнородных сварных швах имеются четкие границы типа I, которые проходят примерно перпендикулярно границе сплавления (вдоль исходного направления кристаллизации), и типа II, идущие параллельно границе сплавления. В нормальных условиях кристаллизации границы типа II отсутствуют.

При конкретных сочетаниях свариваемых разнородных металлов вдоль границы сплавления может присутствовать мартенсит вследствие различия в химическом составе углеродистых или низколегированных сталей, с одной стороны, и нержавеющих сталей или сплавов

Рисунок 9.3 - Формирование границ типа II при кристаллизации аустенитного металла шва в контакте с ферритом основного металла [8]

на никелевой основе, с другой стороны. Как отмечалось ранее, диаграммы Шеффлера или WRC-1992 могут использоваться для прогнозирования наличия мартенсита. Авторы работы [9| и другие специалисты показали, что водород в дуге может достичь такой узкой зоны и вызвать водородные трещины.

На микрошлифе (рис. 9.4) изображена граница сплавления стали марки А508 сосуда высокого давления, наплавленной сталью марки 309L. После наплавки этот сосуд подвергали послесварочной термической обработке при температуре 610 °С (1125 °F). Следует обратить внимание на резкое изменение микроструктуры вдоль границы сплавления. Границы типа II четко видны примыкающими к границе сплавления металла шва. Они формируются в твердой фазе при охлаждении сварного шва, когда и металл шва и ЗТВ аустенитные, приводя к росту аустенитных зерен вдоль границы сплавления. На этих границах могут образовываться выделения карбидов, особенно если происходит значительная миграция углерода из основного металла.

Авторы работ [4, 11] наблюдали миграцию углерода из основного металла углеродистой стали поперек границы сплавления в переходную зону. Это является следствием наличия градиента концентрации угле-

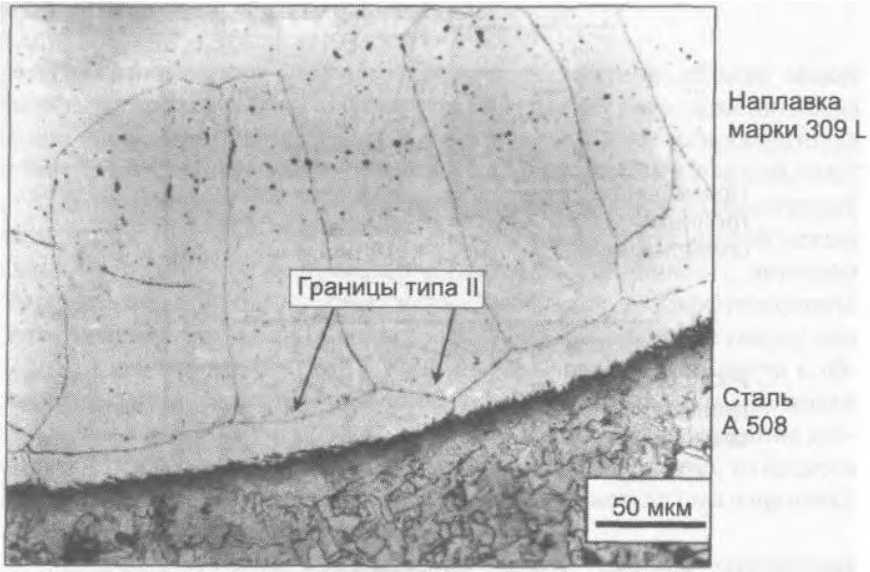


Рисунок 9.4 - Область границы сплавления стали марки А508 для сосудов давления с наплавленным слоем марки 309L после послесварочной термической обработки при температуре 610 °С (11250 °F)

рода (концентрация выше в основном металле) и склонности углерода к металлу шва, более богатого хромом. Такая миграция может привести к локальным микроструктурным изменениям как в ЗТВ, так и в переходной зоне. Объемы металла ЗТВ, непосредственно примыкающие к границе сплавления, обеднены углеродом. В этой зоне, обедненной углеродом, образуется мягкий феррит, который может привести к преждевременному разрушению от ползучести [12]. Указанный механизм разрушения рассматривается в разделе 9.3.3.

Вследствие изменения химического состава между сталью марки А508 и разбавленным присадочным металлом марки 309L вдоль границы сплавления может существовать узкая область с мартенситной структурой, что и прогнозирует диаграмма Шеффлера (см. рис. 9.1). В свою очередь, это приводит к резкому увеличению твердости вдоль границы сплавления, как показано на рис. 9.5. Следует заметить, что твердая зона продолжает существовать после послесварочной термической обработки. Аналогичная микроструктура границы сплавления может существовать и в других разнородных соединениях. На рис. 9.6 приведен пример разнородного многопроходного сварного соединения .между сталью марки А36 и дуплексной сталью марки 2205 при использовании сварочных материалов марки 2209. Внизу сварного шва

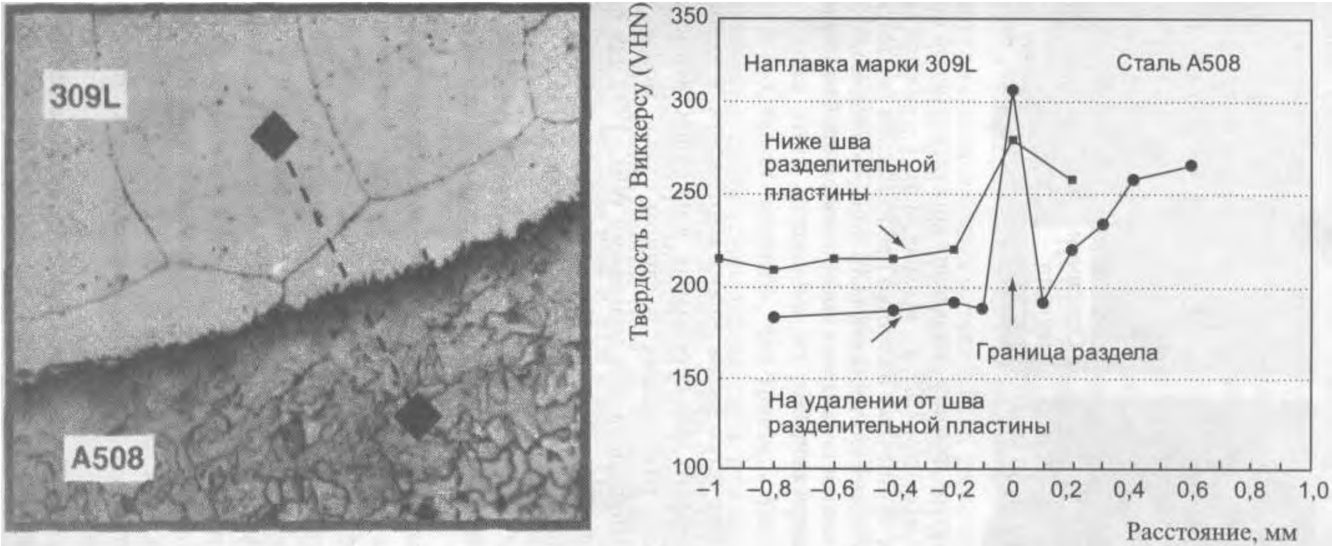


Рисунок 9.5 - Распределение твердости по границе сплавления сталей марок A508/309L с последующей послесварочной термической обработкой [10]

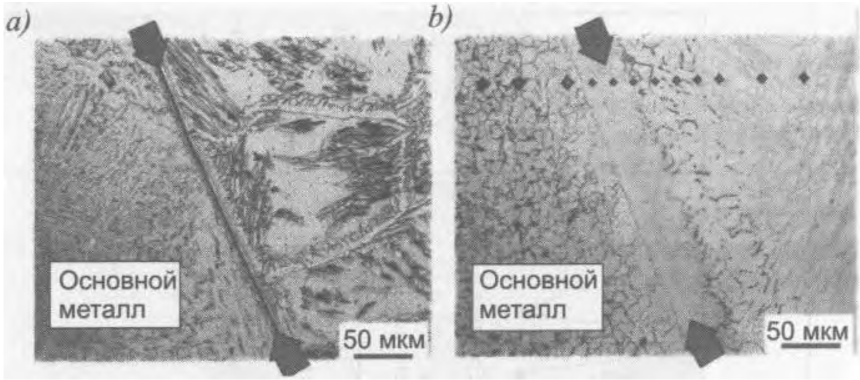


Рисунок 9.6 - Микроструктура границы сплавления конструкционной стали марки А36 с присадочным металлом 2209: *a* - верхняя часть; *b* - нижняя часть Следует обратить внимание на отпечатки индентора при измерении твердости по Виккерсу поперек границы сплавления в нижней части сварного соединения. Значительно более мелкие отпечатки показывают высокую твердость благодаря наличию мартенсита в переходной зоне [13].

вдоль границы сплавления четко видна полоса мартенсита, в то время как в верхней части сварного шва переходная зона существенно уже вследствие более низкого разбавления. В данном случае можно использовать диаграмму Шеффлера или диаграмму WRC-1992 для прогнозирования микроструктуры металла шва и переходной зоны. Последняя диаграмма позволит оценить ферритное число металла шва.

9.2.3 Природа границ типа II

Границы типа II привлекают особый интерес вследствие существования ряда примеров растрескивания при эксплуатации, связанного с этими границами, иногда называемого расслоением. Как показано на рис. 9.3 и 9.4, граница типа II - граница зерен, преимущественно проходящая примерно параллельно границе сплавления, но на несколько микрометров заглублена в литой металл. Она проходит через многие зерна, оставаясь примерно параллельной границе сплавления, как показано на рис. 9.4. Сообщалось, что растрескивание или расслоение может произойти вдоль этих границ особенно в случае наплавки нержавеющей стали на углеродистую сталь. Более детально этот механизм описан в разделе 9.3.2.

Авторы работ [8, 9, 14, 15] изучили механизм образования границ типа II при наплавке аустенитных сталей на ферритные стали либо других сплавов с ГЦК решеткой. Они пришли к выводу, что такие границы формируются, если основной металл (низкоуглеродистая или низколегированная сталь) существует в виде дельта-феррита при температуре, при которой кристаллизуется наплавляемый металл с ГЦК решеткой. Это подавляет эпитаксиальное зарождение на границе сплавления и требует гетерогенного зарождения металла шва с ГЦК решеткой. Однако вскоре после кристаллизации охлаждение заставляет углеродистую сталь основного металла превратиться в аустенит. Затем граница сплавления, в прошлом граница ОЦК и ГЦК решеток, становится границей решеток ГЦК-ГЦК с существенным разориентированием поперек границы. Тогда линия сплавления становится высокоэнергетической подвижной границей. Граница мигрирует в наплавленный металл с ГЦК решеткой на короткое расстояние, увлекаемая градиентами температуры и химического состава и энергией деформации, вызываемой разницей в параметрах ГЦК решетки наплавляемого металла и основы. Затем по мере охлаждения она фиксируется на месте.

Схема этого механизма из работ авторов [14, 15] показана на рис. 9.7. Следует заметить, что границы типа II формируются при температуре, когда углеродистая сталь или сплав подложки находятся в области аустенитной фазы. Таким образом, погонная энергия при сварке и градиенты температуры в ЗТВ будут иметь некоторое влияние на формирование границ типа II, поскольку они определяют время нахождения металла шва и ЗТВ в виде ГЦК решетки и возможность миграции границ. Для верификации этого механизма авторы вышеуказанных работ использовали другие комбинации материалов, таких как присадочный металл Monel™ (аустенит, 70Ni—30Cu) на чистом железе и Monel™ на ферритной нержавеющей стали марки 409. При этом

Рисунок 9.7 — Механизм формирования границы типа II при сварке разнородных соединений — аустенитного металла шва с углеродистой сталью [15]
Основной металл — углеродистая или низколегированная сталь.

в предыдущем случае границы типа II присутствовали до тех пор, пока не было достаточного разбавления основного металла, чтобы металл шва кристаллизовался как феррит. В последнем случае такие границы не образовывались, так как сталь марки 409 полностью ферритная от комнатной температуры до температуры плавления. Механизм, представленный на рис. 9.7, не применим, поскольку аустенит никогда не присутствует в основном металле (подложке).

Вслед за образованием границ типа II основа (подложка) превращается в феррит или другую структуру распада, и зона переменного химического состава или часть ее превращается в мартенсит. Мартенситная структура может простираться до границы типа II или остановиться вблизи такой границы (рис. 9.8). Существует различие в коэффициентах линейного расширения между металлами с ОЦК решеткой или мартенситом переходной зоны и наплавляемым металлом с ГЦК решеткой. Термоциклирование приводит к образованию деформаций в этой зоне, а граница типа II является слабой и практически плоской, что и делает ее местом преимущественного растрескивания (см. разд. 9.3.2). Кроме того, зона формирования мартенсита потенциально является местом образования водородных трещин, если в условиях эксплуатации происходит насыщение водородом [16, 17].

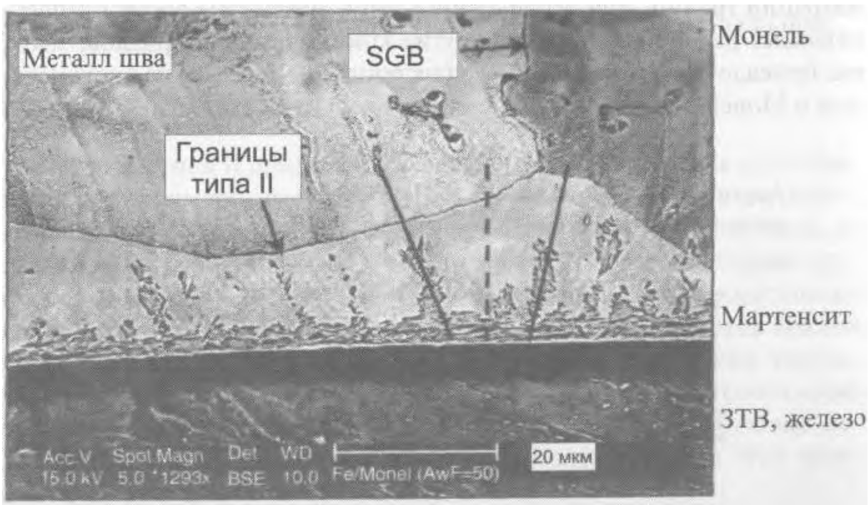


Рисунок 9.8 — Переходная зона наплавки на чистое железо (доля участия основного металла - 56 %) сплава с химическим составом: 70 % Ni и 30 % Cu [9]
SGB - граница зерен кристаллизации.

9.3 СВАРИВАЕМОСТЬ

Ряд механизмов растрескивания связан с разнородными сварными соединениями углеродистых и нержавеющих сталей. Среди них можно указать кристаллизационное растрескивание, отслоение наплавленных слоев вдоль границ типа II, разрушения вследствие ползучести в ЗТВ углеродистых сталей, а также трещины повторного нагрева или послесварочной термической обработки.

9.3.1 Кристаллизационное растрескивание

Наиболее часто кристаллизационное растрескивание возникает при использовании номинально аустенитных присадочных металлов, таких как марки 308L и 309L. Если корневой проход шва или другие проходы сильно разбавляются углеродистыми сталями, то они будут кристаллизоваться как первичный аустенит, поскольку ферритный потенциал недостаточен в присадочном материале и/или имело место излишне высокое разбавление. На рис. 9.9 приведен пример образования кристаллизационной трещины в угловом шве, выполненном дуговой сваркой под флюсом конструкционной стали марки А36 и нержавеющей стали марки 304L. Следует обратить внимание на различную степень травления металла шва, примыкающего к сталям марок 304L и А36, соответственно. Участок светлого травления показывает металл, закристаллизовавшийся как первичный феррит. Участок темного травления показывает металл, закристаллизовавшийся как первичный аустенит. Кристаллизационная трещина расположена по центру шва, причем не по всему шву, а только в области кристаллизации в первичный аустенит. Вследствие интенсивного разбавления весь металл шва имеет ферритное число, равное 0,8.

Другой пример кристаллизационных трещин в разнородном сварном соединении схематично изображен на рис. 9.10. Он представляет собой сварку больших толщин стали марки А508 сосуда высокого давления и нержавеющей стали марки 347 применительно к процессу дуговой сварки вольфрамовым электродом в защитном газе с использованием присадочного материала марки 308L. Основная часть шва имеет тип кристаллизации FA и содержание феррита в диапазоне ферритного числа от 6 до 8. Облицовочный сварной шов (см. рис. 9.10) был сильно разбавлен основным металлом - сталью марки А508, что дало полностью аустенитную кристаллизацию типа А. Это привело к образованию трещины по центру шва. Лучшее управление процессом сварки (позиционирование горелкой и тепловложение) позволило минимизировать разбавление и избежать образования трещин за счет обеспечения протекания кристаллизации по типу FA.

Как отмечалось в разделе 9.2.1, диаграммы Шеффлера и WRC-1992 могут использоваться для оценки допустимой степени разбавления, которая не даст полностью аустенитного металла шва, склонного к образованию трещин. Расширенная диаграмма WRC-1992 может быть особенно полезна, если установлен требуемый или желаемый уровень содержания феррита в разнородном сварном соединении.

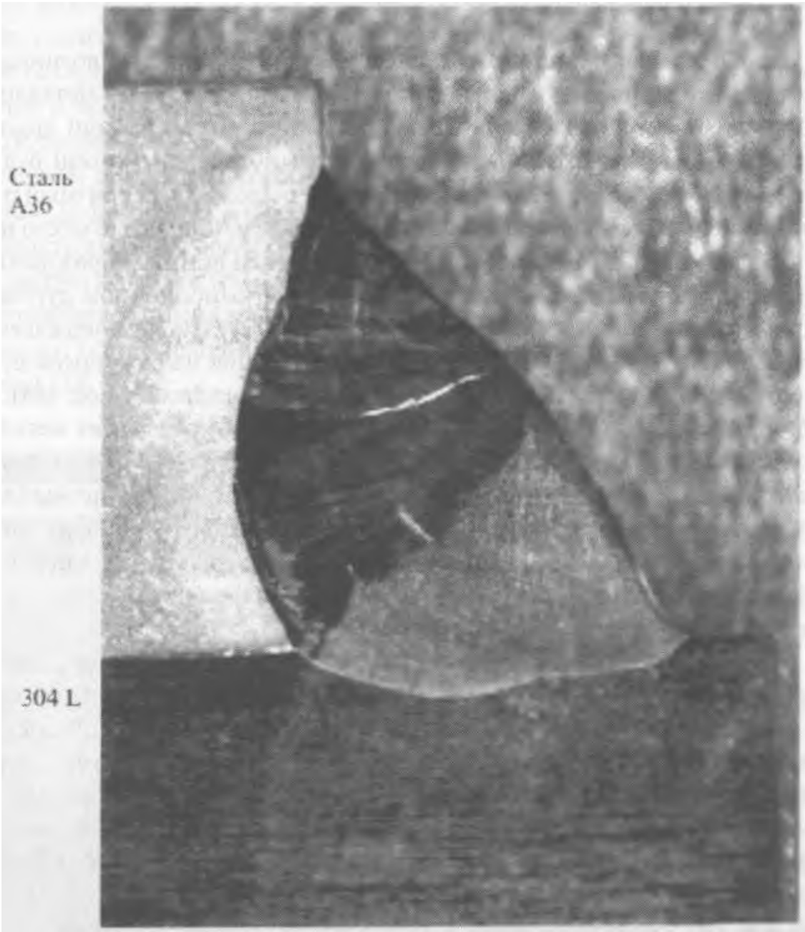


Рисунок 9.9 — Кристаллизационное растрескивание в наплавленном металле 309L углового шва, выполненного дуговой сваркой под флюсом, между сталью марки А36 и нержавеющей сталью марки 304L [18]

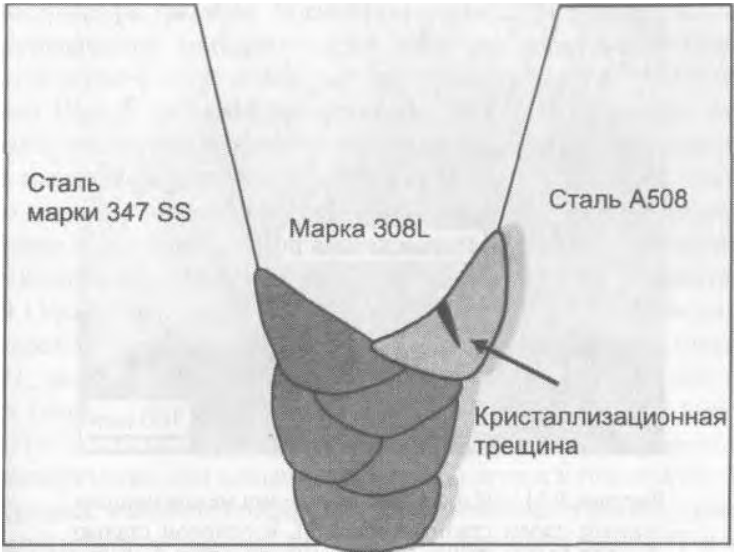


Рисунок 9.10 — Кристаллизационная трещина в сварном шве разнородного соединения из нержавеющей стали марки 347 и стали марки А508 для изготовления сосудов давления с использованием присадочного металла марки 308 L
Следует обратить внимание, что излишнее разбавление сталью марки А508 сдвинуло кристаллизацию с первичного феррита на первичный аустенит.

9.3.2 Отслоение наплавленных слоев

Отслоение наплавленных слоев, как правило, происходит вдоль границ типа II. Точный механизм этого типа разрушения неизвестен, но он может включать в себя выпадение карбидов, сегрегацию вредных примесей, ориентацию границ в направлении, перпендикулярном главным напряжениям, образование водородных трещин в тонком мартенситном слое в переходной зоне по химическому составу или вследствие комбинации указанных ранее причин. Металлографический шлиф на рис. 9.11 показывает профиль отслоения наплавленного слоя стали марки 309L на сталь марки А508. Сторона разрушения стали марки А508 не может быть показана, так как она примыкает к сосуду высокого давления на 20 000 фунтов. Исходя из расположения и ориентации разрушения, видно, что последнее произошло в наплавленном слое по границе типа II (см. рис. 9.4). Хотя точный механизм такого разрушения неизвестен, ясно, что природа рассматриваемой границы и ее присутствие в переходной по микроструктуре и химиче-

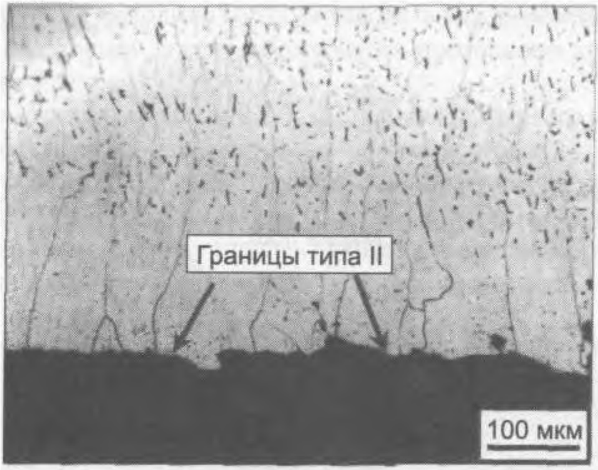


Рисунок 9.11 — Нарушение сцепления между наплавленным слоем стали марки 309L и основой сталью марки A508 для изготовления сосудов давления

скому составу зоне дает такой тип разрушения. Наплавленные слои, не содержащие границ типа II, стойки к указанному типу разрушения.

Отслоение может возникнуть во время наплавочной операции, последующей послесварочной термической обработки или при эксплуатации. Часто трудно узнать, когда произошло действительное разрушение, так как контроль качества не выполняется, пока не закончена послесварочная термическая обработка. К сожалению, не существует способа избежать образования границ типа II во многих, широко используемых разнородных соединениях, применяемых в энергетике и других отраслях.

9.3.3 Разрушение по механизму ползучести в углеродистых и низколегированных сталях

Разрушение в объемах ЗТВ стали, примыкающих непосредственно к границе сплавления, наблюдали в толстолистовых сварных соединениях. Миграция углерода из ЗТВ в металл шва в процессе сварки, послесварочной термической обработки или при эксплуатации приводит к образованию в ЗТВ мягкой ферритной структуры [4, 11, 12]. Под действием приложенных остаточных или термических напряжений с учетом различия в значениях коэффициента термического расширения (КТР) металлов ЗТВ и шва разрушения вследствие ползучести могут возникать вдоль границ ферритных зерен. На рис. 9.12 представлена микроструктура границы сплавления стали 2,25Cr—1Mo, наплавленной присадочным металлом марки 309L. Эта конструкция была подвергнута термической обработке при температуре 720 °С (1330 °F) в течение 10 ч. Измерение твердости (по Виккерсу) показало наличие высокой остаточной твердости в полоске мартенсита, расположенной вдоль границы сплавления. С другой стороны, ЗТВ стали 2,25Cr—1 Mo имела низкую твердость и состояла из крупных зерен феррита. При выдержке в условиях повышенных температур именно в этой области происходило разрушение вследствие ползучести. Это характеризует рис. 9.13 из работы авторов [12]. Авторы этой работы изучали разрушение переходного соединения между сталью 2,25Cr— 1 Mo и сталью марки 321, выполненного присадочным металлом на никелевой основе марки Inconel 182 (согласно классификации на покрытые электроды ENiCrFe-3 по стандарту AWS A5.11). Такие разрушения происходят после эксплуатации при повышенных температурах в течение 10-15 лет.

Среднее значение коэффициента термического расширения углеродистой стали составляет от 7,5 до 8 микродюйм/дюйм-°F в температурном интервале от 20 до 600 °С (от 70 до 1110 °F), в то время как у аустенитной стали он составляет от 9,5 до 10 микродюйм/дюйм-°F. Это различие в значениях КТР металлов приводит к формированию значительных напряжений (в оригинале — деформаций) при нагреве сварного соединения до повышенных температур. Поскольку у углеродистой стали более низкий КТР, она будет пытаться удержать нержавеющую сталь от растяжения. Это приводит к образованию высоких напряжений на границе раздела материалов. Миграция углерода приводит к формированию мягкой ферритной прослойки между прочным металлом шва и основным, и в этой области будут сконцентрированы большие местные деформации. Со временем возникают деформации по границам зерен, приводящие к ползучести и разрушению в ЗТВ углеродистой стали.

Применение присадочных металлов или вставок на никелевой основе было эффективным для снижения термических напряжений, вызванных различием в значении КТР, что позволяет избежать образования трещин. Применение сварочных материалов на никелевой основе рекомендуется для температур эксплуатации, превышающих 425 °С (800 °F) [19]. Сплавы на никелевой основе имеют значение КТР. равное от 8 до 10 микродюйм/дюйм-°F в интервале температур, указанном ранее. Таким образом, возникает градиент КТР по сварному шву в отличие от резкого изменения на границе сплавления. Поскольку сварочные материалы на никелевой основе совместимы и с углеродистыми, и с аустенитными нержавеющими сталями, применение таких материалов, как ENiCrFe-2 (INCO А) или ERNiCr-3 (alloy 82),

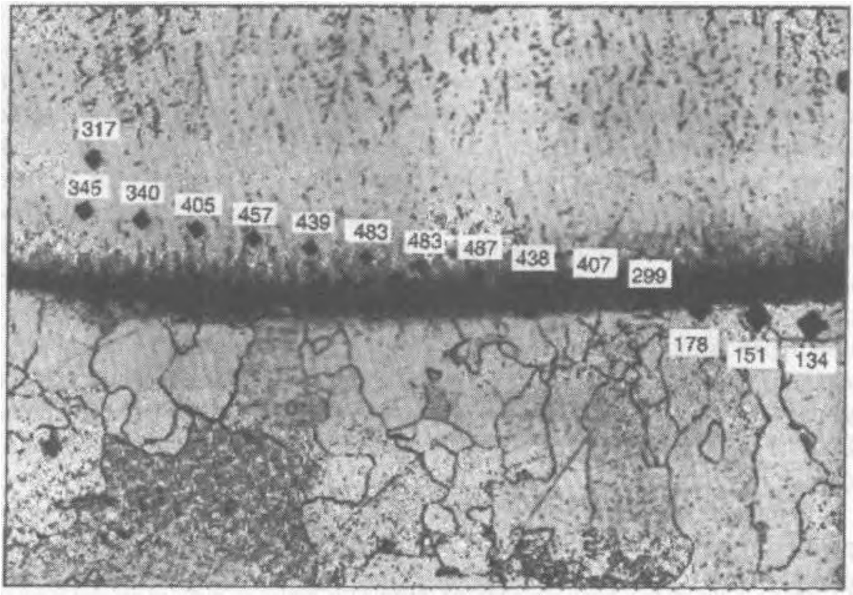


Рисунок 9.12- Граница сплавления между основным металлом 2,25Cr-1Mo и присадочным металлом марки 309L после послесварочной термической обработки при температуре 720 °C (1330 °F) в течение 10 ч [11]
Твердость определена по шкале Виккерса (VHN).

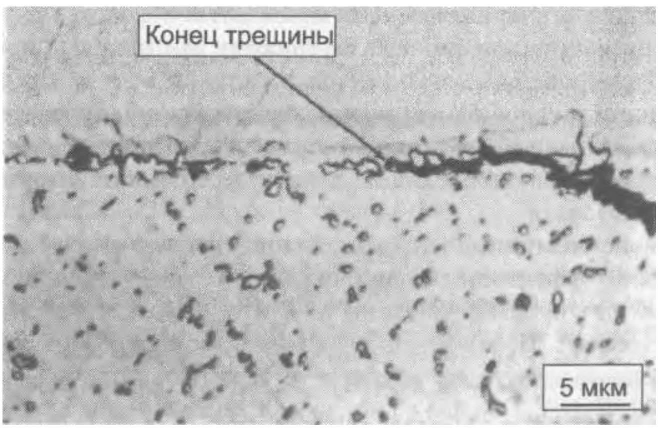


Рисунок 9.13 — Разрушение по границе сплавления в разнородном сварном соединении из стали 2,25Cr—1Mo и нержавеющей стали марки 347, выполненном присадочным металлом марки 309 [12]
Разрушение произошло в ЗТВ стали для изготовления сосудов давления.

может предотвратить разрушения при эксплуатации вследствие ползучести. Наплавленный металл в данном случае будет полностью аустенитным, поэтому следует принять меры для предотвращения образования кристаллизационных трещин в металле шва в соответствии с рекомендациями, приведенными в разделе 9.4.9.

9.4 ДРУГИЕ РАЗНОРОДНЫЕ СОЧЕТАНИЯ

Нержавеющие стали можно использовать в соединениях с различной степенью разнородности. Каждый случай требует некоторого анализа со стороны инженера или другого лица, ответственного за целостность соединения. Особенно важно правильно выбрать сварочные материалы для получения надежного соединения с хорошим уровнем работоспособности. Далее приведены различные примеры.

9.4.1 В зоне расплавления номинально аустенитных сталей ожидается некоторое количество феррита или происходит кристаллизация с образованием первичного феррита

Такие соединения, возможно, имеют наименьшие разнородность и потенциальные трудности. Примерами могут быть соединения сталей марок 304L с 316L или 304H с 347. В целом имеется широкий выбор сварочных материалов. Вполне подходят присадочные материалы, соответствующие одному или другому основному металлу, если они наименее дороги или наиболее доступны. Относительно работоспособности сварного соединения несущественно, используется ли присадочный металл марки 308L или 316L для соединения сталей марки 304L с 316L. Также имеет малое значение, используется ли присадочный металл 308H или 347 для соединения сталей марки 304H с 347. В таких сварных соединениях не должно возникать кристаллизационное растрескивание.

9.4.2 В зоне расплавления номинально аустенитных сталей, соединенных сваркой с полностью аустенитными нержавеющими сталями, ожидается некоторое количество феррита

Приведены примеры сварных соединений стали марки 316L с супераустенитной нержавеющей сталью, содержащей 6 % молибдена, или стали марки 304H с нержавеющей сталью марки 310. В таких случаях существует риск образования кристаллизационного растрескивания в сварном шве, если химический состав металла шва таков, что кристаллизация идет с образованием первичного аустенита, а сварной шов с заметным количеством феррита недопустим по соображениям коррозионной стойкости. Кроме того, в последнем примере при высокой температуре может образовываться сигма-фаза. Если феррит допустим в сварном шве стали 316L с нержавеющей сталью, содержащей 6 % молибдена. то наилучший выбор из присадочных металлов — марка 309LMo. Но, если феррит недопустим, то, по-видимому, наилучшим выбором присадочного металла будет низкоферритный марки 316L или марки 385, причем оба материала обеспечивают хорошую стойкость к образованию кристаллизационных трещин, несмотря на отсутствие феррита. Для соединения сталей марки 304H с маркой 310 допустимо применять присадочные материалы марки 308 H или 309, если не ожидается работа сварного соединения при высокой температуре, такая комбинация основных металлов, наиболее вероятно, используется при высокой температуре. Марка 310 присадочного металла обычно является лучшим выбором, чем марка 308H, поскольку металл шва без феррита имеет достаточно высокое сопротивление к образования кристаллизационных трещин при правильном применении. В случаях, когда металл сварного шва ожидается полностью аустенитным, необходимо следующее:

1) наличие валиков небольшого сечения с низким тепловложением;
2) выпуклый профиль сечения валика;
3) качественное заполнение кратеров в швах.

9.4.3 Соединение аустенитной нержавеющей стали с дуплексной нержавеющей сталью

Например, рассмотрим соединение нержавеющей стали марки 316L с дуплексной нержавеющей сталью марки 2205. В этом случае несложно выбрать присадочный металл для получения феррита в металле шва. Приемлемым является присадочный металл 316L или 2209, выбор следует делать исходя из цены и доступности. С другой стороны, присадочный материал 309L тоже обеспечил бы наличие феррита в структуре, но поскольку он не содержит молибдена, то выбор его нежелателен. Оба основных металла, содержащих молибден, имеют большее сопротивление к локальной коррозии (особенно питтинговой) в ряде коррозионных сред по сравнению с присадочным металлом, не содержащим молибден.

9.4.4 Соединение аустенитной нержавеющей стали с ферритной нержавеющей сталью

Примером такого случая может быть сварка нержавеющих сталей марок 444 и 316L. В связи с недостаточной доступностью ферритных нержавеющих присадочных материалов, наиболее широко применяемым подходом с приемлемыми результатами является выбор присадочных материалов, соответствующих аустенитному основному, в данном случае, марки 316L.

9.4.5 Соединение аустенитной нержавеющей стали с мартенситной нержавеющей сталью

Выбор сварочных материалов зависит, прежде всего, от того, будет ли сварное соединение подвергнуто послесварочной термической обработке или эксплуатироваться при повышенных температурах. Если не предполагается выдержка при повышенных температурах после сварки, то приемлемы сварочные материалы, обеспечивающие первичную кристаллизацию с образованием первичного феррита. Например, можно соединить нержавеющие стали марок 410 и 304 с присадочным металлом марки 309. Однако, если ожидается выдержка сварного соединения при повышенной температуре, более правильно выбрать присадочный металл полностью аустенитный, устойчивый к образованию трещин, такой как марки 310.

9.4.6 Соединение мартенситной нержавеющей стали с ферритной нержавеющей сталью

Таким примером может служить сварка нержавеющих сталей марок 410 и 409. Может возникнуть идея выбора ферритного или мартенситного нержавеющего присадочного металла. Это допустимо, если требования к механическим свойствам сварного соединения невысоки. Разбавление присадочного металла обоими основными металлами, наиболее вероятно, приведет к формированию металла шва смешанной, ферритно-мартенситной микроструктуры. Диаграмма Balmforth (см. рис. 3.22) может быть использована для оценки микроструктуры металла шва. Обычно металл сварного шва смешанной ферритно-мартенситной микроструктуры имеет низкую пластичность; если потребуются высокие пластические свойства металла шва, то можно применять аустенитные нержавеющие сварочные материалы, подобные марке 309L, либо материалы на никелевой основе, подобные NiCr-3. Если для сварной конструкции ожидается высокотемпературное термоциклирование, то с точки зрения более благоприятного соответствия значения КТР следует выбрать сварочные материалы на никелевой основе, чем марку 309L.

9.4.7 Нержавеющий присадочный металл для трудносвариваемых сталей

Аустенитная фаза в номинально аустенитном или феррито-аустенитном присадочном металле резко ограничивает диффузию водорода из металла шва в ферритный или мартенситный металл ЗТВ. Более того, такой металл шва - вязкий и пластичный по сравнению с металлом шва высокоуглеродистых сталей. В результате номинально аустенитные нержавеющие и феррито-аустенитные нержавеющие присадочные металлы нержавеющих сталей использовались для решения проблем образования трещин в ЗТВ при сварке ряда трудносвариваемых сталей. Примерами трудносвариваемых сталей являются стали с содержанием углерода более 0,25 %, включая броневую сталь, используемую в военной технике, например в танках, стали, стойкие к абразивному износу, используемые в горнодобывающей промышленности, инструментальные стали, используемые для инструмента металлообработки и т. п. Присадочные материалы нержавеющих сталей, используемые с этой целью, включают следующие марки: 307, 308HMo, 309Mo, 310, 312, европейская сталь 18 8 Mn (которая в Европе ошибочно считается как марка 307). Химический состав стали 18 8 Mn отличается от химического состава марки 307 тем. что последний содержит молибден, в то время как 18 8 Mn его не содержит и состав стали 307 имеет меньшее содержание марганца, чем в стали 18 8 Mn.

Диаграмма Шеффлера и диаграмма WRC-1992 (модифицированная для включения границ мартенситной области) могут быть использованы для прогнозирования возможности превращения металла корневого прохода шва в мартенсит, а также возможности содержания феррита в нем. Из указанных присадочных металлов, по-видимому, только при использовании марки 312 для сварки трудносвариваемых сталей металл корневого прохода будет содержать феррит. Но металлы других химических составов имеют хорошее сопротивление к образованию кристаллизационных трещин даже при отсутствии феррита, поэтому такие присадочные материалы достаточно широко используются. Прогнозирование диаграмм Шеффлера и WRC-1992 аналогичны для случая сварки сталей A508 или A36 со сталью 304L (см. разд. 9.2.1). Но обе диаграммы не всегда показывают схожие прогнозирования. Таким примером может служить сварка листов стали для абразивного износа с конструкционной сталью с использованием сварочных материалов нержавеющей стали. Такой выбор сварочных материалов часто делают применительно к оборудованию добычи руды в горнодобывающей отрасли для исключения высокотемпературного предварительного подогрева, поскольку стали, стойкие к абразивному износу, крайне чувствительны к водородному растрескиванию в ЗТВ при использовании ферритных присадочных материалов. Аустенитные сварочные материалы не позволяют водороду перейти из металла шва в ЗТВ, тем самым существенно снижая требования к предварительному подогреву. Для выполнения однопроходных угловых швов наиболее часто используют в качестве присадочного металла марку 307 или европейскую марку 18 8 Mn для указанных выше целей.

В табл. 9.1 приведен химический состав конструкционной стали A36, стали AR (пластин), стойкой к абразивному износу, и присадочного материала 18 8 Mn. Там же приведены химические составы “синтетического” основного металла, состоящего из смеси реальных основных металлов в пропорции 50/50, металла корневого прохода, разбавленного на 30 % и состоящего из 15 % стали A36, 15 % стали AR и 70 % присадочного материала 18 8 Mn. В этой таблице также приведены хром-эквивалент и никель-эквивалент, рассчитанные для диаграмм Шеффлера и WRC-1992. Результаты расчетов нанесены на диаграмму Шеффлера (рис. 9.14). Спрогнозированный химический состав показан в центре поля диаграммы мартенсит + аустенит. По-

Рисунок 9.14 — Диаграмма Шеффлера, показывающая пример сварки конструкционной стали марки A36 с пластиной из стали, устойчивой к абразивному износу AR, с присадочным металлом 18 8 Mn

лученный результат прогнозирует в структуре металла шва половину мартенсита, следовательно, такой металл будет хрупок. На диаграмме WRC-1992 (рис. 9.15), модифицированной расширением поля осей и границ мартенсита при содержании 4 % марганца, нанесены указанные химические составы. Следует обратить внимание, что согласно табл. 9.1 металл сварного углового шва содержит чуть больше 4 % марганца, следовательно, соответствующая мартенситная граница приемлема. Спрогнозированный химический состав металла шва лежит выше и правее мартенситной границы, поэтому в такой прогнозируемой микроструктуре металла шва мартенсита не будет, и он должен быть полностью аустенитным. Металл указанного химического состава имеет высокую стойкость к образованию кристаллизационных трещин без наличия феррита.

Диаграмма Шеффлера прогнозирует содержание 50 % мартенсита в металле шва, в то время как модифицированная диаграмма WRC-1992 прогнозирует отсутствие мартенсита. Что верно? На рис. 9.16 показан оригинальный угловой шов (вверху) между пластинами стали марки AR толщиной 1/2 дюйма и стали A36 толщиной 1 дюйм. Микроструктура металла сварного шва (внизу) полностью аустенитная. Таким образом, диаграмма WRC-1992 показывает в этом случае более точное прогнозирование.

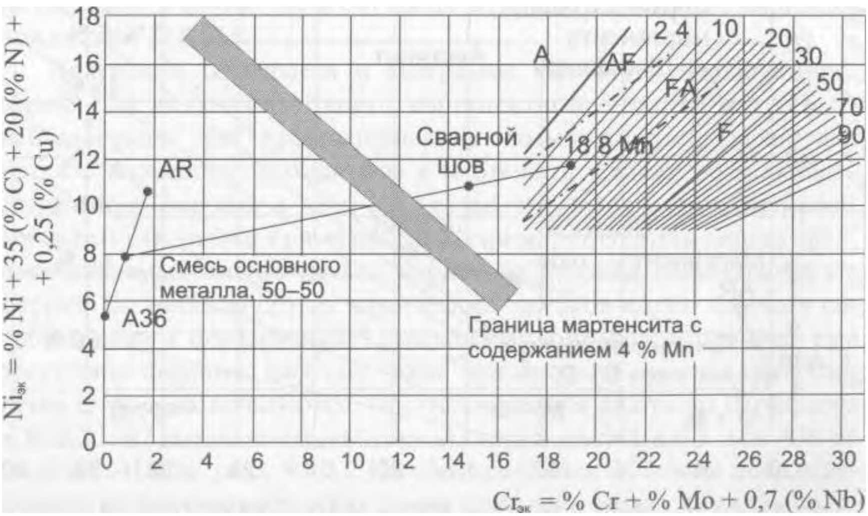


Рисунок 9.15—Диаграмма WRC-1992. показывающая пример соединения листов из конструкционной стали и абразивно-устойчивой AR с использованием присадочного металла 18 8 Mn

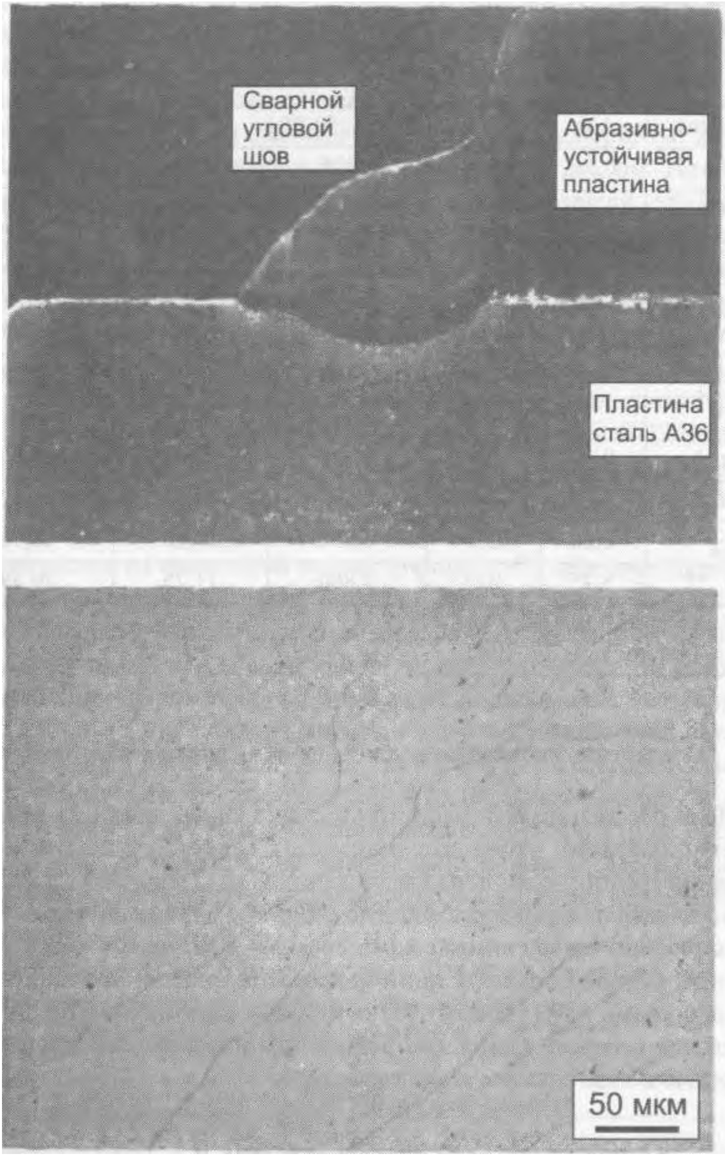


Рисунок 9.16 — Угловой однопроходный шов сварного соединения конструкционной стали марки А36 с абразивно-устойчивой сталью с использовании присадочного металла 18 8 Mn [20] Травление разбавленной царской водкой.

Таблица 9.1 — **Химический состав металла шва сталей марок AR и А36 при использовании присадочного материала 18 8 Mn при 30%-ном разбавлении [6]**

Элемент	А36	AR	Смесь, 50/50	18 8 Mn	Угловой шов
C	0,15	0,3	0,225	0,05	0,103
Mn	0,40	1,4	0,900	6,00	4,470
Si	0,20	0,2	0,200	0,30	0,270
Cr	-	1,4	0,700	19,00	13,500
Ni		-	-	9,00	6,300
Mo		0,3	0,150	-	0,040
N		-	-	0,05	0,035
$Cr_{эк}$*	0,30	2,0	1,150	19,45	13,950
$Ni_{эк}$*	4,70	9,7	7,200	13,50	11,620
$Cr_{эк}$**	0,00	1,7	0,850	19,00	13,560
$Ni_{эк}$**	5,25	10,5	7,880	11,75	10,590
* По диаграмме Шеффлера. ** По диаграмме WRC-1992.					

9.4.8 Соединение сплавов на медной основе с нержавеющими сталями

Медь обеспечивает тенденцию к смачиванию границы зерен нержавеющих сталей, что может привести к серьезным проблемам образования трещин, если нержавеющая сталь наплавляется на медь или медь наплавляется на нержавеющую сталь. Обычно выбирают сварочные материалы иного химического состава. Наиболее часто это присадочный материал, содержащий более 90 % никеля, марки ENi-1 по классификации AWS (покрытые электроды) или марки ERNi-1 (проволока или прутки). Основные рекомендации - валики с малой выпуклостью и тщательная заварка кратеров.

9.4.9 Соединение сплавов на никелевой основе с нержавеющими сталями

Поскольку имеется большое количество марок нержавеющих сталей и сплавов на никелевой основе, возможные сочетания их в сварных соединениях весьма многочисленны. При использовании в таких сочетаниях присадочных материалов из нержавеющих сталей часто возникают проблемы образования кристаллизационных трещин. В связи с этим большинство сварных соединений нержавеющих сталей с никелевыми сплавами выполняют присадочными материалами на никелевой основе. В большинстве случаев для сварки сплавов на никелевой основе с нержавеющими сталями подходят те же материалы, которые используют для сварки никелевых сплавов друг с другом. Присадочные материалы на никелевой основе регламентируются стандартами AWS A5.11 ***“Specification for Nickel and Nickel-Alloy Welding Electrodes for Shielded Metal Arc Welding"*** (“Стандарт для сварочных электродов на основе никеля и никелевых сплавов для ручной дуговой сварки”) и AWS A5.14 ***“Specification for Nickel and Nickel — Alloy Bare Welding Electrodes and Rods”*** (“Стандарт ***для*** непокрытых сварочных электродов и прутков на основе никеля и никелевых сплавов”). Например, если сплав Ni—Cr—Mo-W по UNS N 10276 (обычно известный как сплав C-276) следует соединить с нержавеющей сталью марки 316L, то подходящими присадочными материалами были бы ENiCrMo-4 или ERNiCrMo-4, химический состав которых соответствует сплаву C-276. Эти присадочные материалы на никелевой основе хорошо себя зарекомендовали за возможность успешной сварки большого числа сплавов на никелевой основе с различными нержавеющими сталями. Примером также может служить присадочный материал NiCrMo-3. Управление разбавлением присадочного металла на никелевой основе может быть критичным с точки зрения предотвращения кристаллизационных трещин. В табл. 9.2 даны рекомендации для пределов разбавления элементов в основном металле нержавеющих или углеродистых сталей в целях предотвращения образования кристаллизационного растрескивания.

В настоящей монографии невозможно привести все возможные комбинации сочетаний, имеющих место при сварке нержавеющих ста-

Таблица 9.2 — Примерные пределы разбавления элементов в разнородных сварных соединениях, выполненных присадочными материалами на никелевой основе, % [19]

Металл шва	Разбавляемый элемент			
	железо	никель	хром	медь
Никель	30	—	30	Не ограничено
Ni-Cu	25* 15**	Не ограничено	8	Не ограничено
Ni—Cr—Fe [a)]	25	Не ограничено	30	15

[a)] Содержание кремния следует ограничить количеством менее 0,75 %.

* Ручная дуговая сварка плавящимся покрытым электродом.

** Дуговая сварка плавящимся электродом в защитном газе.

лей и сплавов на никелевой основе. Поставщики сварочных материалов на никелевой основе практически всегда предложат рекомендации по выбору материалов для сварки данного сочетания. В большинстве случаев техника сварки должна обеспечивать выполнение слегка выпуклых валиков малого сечения с тщательной заваркой кратеров для предотвращения образования кристаллизационного растрескивания.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК К ГЛАВЕ 9

[1] **Schaeffler, A. L.** 1947. Selection of austenitic electrodes for welding dissimilar metals, ***Welding Journal,*** 26(10):601s—620s.

[2] **Theilsch, H.** 1952. Stainless-steel weld deposits on mild and alloy steels. Welding Journal, 31(1): 37s—64s.

[3] **Pan, C., Wang, R., and Gui, J.** 1990. Direct TEM Observation of microstructures of the austenitic/carbon steels welded joint. ***Journal of Materials Science,*** 25:3281—3285.

[4] **Lundin, C., D.** 1982 Dissimilar metal welds: transition joints literature review, ***Welding Journal,*** 61 (2):58s— 63s.

[5] **Schaeffler, A. L.** 1949. Constitution diagram for stainless steel weld metal, ***Metal Progress,*** 56(11):680—680B.

[6] **Kotecki, D. J.** 2001. ***Weld Dilution and Martensite Appearance in Dissimilar Metal Joining, UW Document 11-1438-01,*** American Council of the International Institute of Welding, Miami, FL.

[7] **Matsuda, F., and Nakagawa, H.** 1984. Simulation test of disbonding between 2,25 %Cr-l %Mo steel and overlaid austenitic stainless steel by electrolytic hydrogen charging technique. ***Transactions of JWRJ.*** 13(1):159-161.

[8] **Nelson, T. W., Lippold, J. C., and Mills, M. J.** 1999. Nature and evolution of the fusion boundary in ferritic-austenitic dissimilar metal welds, I: nucleation and growth. ***Welding Journal,*** 78(10):329s-337s.

[9] **Rowe, M. D., Nelson, T. W., and Lippold, J. C.** 1999. Hydrogen-induced cracking along the fusion boundary of dissimilar fusion welds. ***Welding Journal,*** 78(2):31s—37s.

[10] **Lippold, J. C.** Unpublished research conducted in conjunction with Westinghouse Electric Corporation.

[11] **Gittos, M. F, and Gooch, T. G.** 1992. The interface below stainless steel and nickel-alloy claddings, ***Welding Journal,*** 71(12):46ls—472s.

[12] **Klueh, R. L., and King, J. F.** 1982. Austenitic stainless steel-ferritic steel weld joint failures, ***Welding Journal,*** 61(9):302s—31 Is.

[13] **Bamhouse, E. J., and Lippold, J. C.** 1998. Microstructure/property relationships in dissimilar welds between duplex stainless steels and carbon steels, ***Welding Journal,*** 77(12):477s—487s.

[14] Nelson, T. W., Lippold, J. C., and Mills, M. J. 2000. Nature and evolution of the fusion boundary in ferritic-austenitic dissimilar metal welds, 2: on-cooling transformations, ***Welding Journal,*** 79(10):267s—277s.

[15] Nelson, T. W., Lippold, J. C., and Mills, M. J. 1998. Investigation of boundaries and structures in dissimilar metal welds. ***Science and Technology of Welding and Joining,*** 3(5): 249.

[16] Sakai, T., Asami, K., Katsumata, M., Takada, H.,and Tanaka, O. 1982. Hydrogen induced disbonding of weld overlay in pressure vessels and its prevention, in ***Current Solutions to Hydrogen Problems in Steels. Proceedings of the First International Conference on*** Washington, DC, November 1-5, C.G. Interrante and G. M. P. ASM International, Materials Park, OH.

[17] Matsuda, F., et al. 1984. Disbonding between 2,25 %Cr-l %Mo steel and overlaid austenitic stainless steel by means of electrolytic hydrogen charging technique, ***Transactions of JWRI,*** 13(2):263—272.

[18] Kotecki, D. J., and Rajan, V. B. 1997. Submerged arc fillet welds between mild steel and stainless, ***Welding Journal,*** 76(2): 57s-66s.

[19] Avery, R. E. 1991. Pay attention to dissimilar metal welds: guidelines for welding dissimilar metals, ***Chemical Engineering Progress,*** May; also, Nickel Development Institute Series 14—018.

[20] Kotecki, D. J. 2003. Unpublished research.

ГЛАВА 10

ИСПЫТАНИЕ НА СВАРИВАЕМОСТЬ

10.1 СВАРИВАЕМОСТЬ

Определение термина “свариваемость” варьируется широко и часто используется для обозначения возможности материала быть обработанным, надежным при эксплуатации или употребляется в обоих смыслах. Определение термина американским сварочным обществом (AWS) позволяет широкий подход к этому термину, который включает оба аспекта — производство и эксплуатацию.

Наиболее часто термин “свариваемость” используют для определения возможности материала сопротивляться образованию трещин в процессе производства. Так материал, имеющий хорошую свариваемость, будет стоек к образованию различных трещин при сварке, в основном не требуя переделок и ремонта. В этой главе будет дан подход к термину “свариваемость” с точки зрения образования трещин в сварном шве, сосредоточившись, преимущественно, на трещинах, возникающих при сварке или послесварочной обработке. Далее описывается ряд испытаний на свариваемость, которые позволяют квалифицировать свариваемость материала.

Дефекты в процессе производства включают в себя образование различных трещин, которые связаны с металлургическими аспектами сварки и/или с технологией и техникой сварки. Применительно к нержавеющим сталям был установлен ряд механизмов растрескивания и описан в предыдущих главах настоящей монографии для конкретных систем легирования. Они могут быть сгруппированы по различным диапазонам температуры их возникновения. Горячие трещины — это такой вид трещин, образование которых связано с наличием жидкости в системе. Они располагаются в зоне расплавления (шве) и зоне частичного расплавления ЗТВ. “Теплые” трещины возникают при повышенной температуре в твердой фазе (т. е. в системе отсутствует жидкость). Эти дефекты могут возникнуть как в зоне расплавления, так и ЗТВ. Холодные трещины возникают при комнатных или близких к ним температурах и часто являются синонимом водородных трещин.

Определение “свариваемости” американского сварочного общества: ***Возможность материала быть сваренным в производственных условиях применительно к конкретной конструкции, правильно спроектированной и обеспечивающей удовлетворительную эксплуатацию в предполагаемых условиях.***

10.1.1 Подходы к испытаниям на свариваемость

Поскольку понятие свариваемости так широко, то большое количество подходов может быть использовано для качественной и количественной оценки свариваемости. Эти испытания имеют аспекты, связанные с процессом и/или технологией сварки, образованием трещин при сварке и послесварочной обработке, а также работоспособностью и целостностью сварной конструкции. Механические испытания на прочность, пластичность и ударную вязкость проводятся в соответствии с требованиями нормативной документации. Другие испытания, включая испытания на усталость, вязкость при разрушении и коррозию, используют для оценки работоспособности сварных конструкций. Большинство методов испытания стандартизовано и может быть найдено в публикациях стандартов AWS, ASTM (американского общества испытаний и материалов) и других профессиональных обществ, а также официальных представительств. Кроме того, многие специальные испытания были разработаны применительно к производственному процессу, особенно для оценки возможности образования трещин. Немногие из этих последних испытаний были стандартизованы, и, как правило, наблюдается низкая корреляция между результатами испытаний для оценки одних и тех же явлений.

10.1.2 Методы испытания на свариваемость

Методы испытания на свариваемость делятся на четыре категории: механические, неразрушаюшие, эксплуатационные и специальные. За исключением неразрушаюших испытаний, остальные являются разрушающими по своей природе, требующими разрезки сварных соединений и специального приготовления образцов. Разрушающие методы испытания, очевидно, не применимы на производстве и в службах контроля качества, но их следует применять при выборе материалов и на стадии оценки технологии.

Специальные испытания для оценки склонности к различным металлургическим дефектам, таким как кристаллизационные или водородные трещины, следует выполнять на стадии разработки сплава или его выбора. Пренебрежение оценками склонности к растрескиванию на стадии производства может привести к большим финансовым и временным потерям.

Испытания для оценки склонности к горячим трещинам делятся натри категории. В “представительных” или “самоограничиваюших” (representative or self-restraint) используют естественные ограничения податливости испытуемых сборок для инициирования образования трещин. Эти испытания названы “представительными”, поскольку их можно использовать для представления реальной конфигурации сварного соединения и степеней ограничения податливости свариваемых элементов (деталей). Недостаток указанных испытаний — они плохо поддаются количественной оценке склонности к образованию трещин (образцы либо разрушаются, либо нет). В результате отсутствуют числовые данные, такие как диапазон температуры растрескивания или соотношения напряжения—деформации, вызывающие растрескивание, что затрудняет сравнение поведения различных материалов. Существуют многочисленные примеры ярко выраженных сопротивлений растрескиванию в “представительных испытаниях" или на реальных конструкциях, которые зачастую не проявляются в стойкости к образованию трещин в производственных условиях.

Имитирующие испытания предусматривают использование растяжения или изгиба для моделирования высокого уровня жестких закреплений сварных соединений. При таких испытаниях контролируют деформации, скорость деформаций или напряжения. Большинство таких испытаний определяют некоторые количественные критерии склонности к трещинам, что может быть использовано для сравнения поведения различных материалов, а также предоставляют информацию металлургического порядка.

При испытаниях на пластичность в горячем состоянии измеряют прочность и пластичность материала при повышенных температурах. Поскольку образование трещин при сварке связано с недостаточной пластичностью по отношению к возникшим деформациям, понимание пластичности в горячем состоянии материала часто может обеспечить некое видение возможности растрескивания.

10.2 ИСПЫТАНИЕ ПО МЕТОДИКЕ VARESTRAINT

Испытание “переменное ограничение податливости” (Variable Restraint or Varestraint') было разработано авторами работы [1] в 1960 г. Rensselaer Polytechnic Institute, RPI. Это испытание было разработано как простое дополнительное испытание деформационного типа, которое выделило бы металлургические факторы, вызывающие горячие трещины. После его представления были сделаны многочисленные модификации к оригинальным испытаниям, и в настоящее время в мире используется большое количество модификаций этого испытания. Данное испытание само по себе никогда не было стандартизовано и в настоящее время используется широкое разнообразие техники его выполнения. В 1990 г. авторы работы [2] в университете штата Огайо разработали методику испытаний, позволяющую с помощью методики Varestraint определить область, склонную к растрескиванию (CSR).

Согласно рис. 10.1, существует три основных типа указанных испытаний. Исходным испытанием является изгиб сварного шва вдоль его длины. При таком испытании трещины возникают как в литой зоне шва, так и в ЗТВ. Так как в некоторых случаях желательно разделить ликвационные трещины в ЗТВ и кристаллизационные в металле шва. были разработаны поперечные и точечные испытания по этой методике. При поперечных испытаниях деформации изгиба сосредотачиваются в сварном шве, что и концентрирует трещины в литой зоне. Незначительные или нулевые деформации имеют место в ЗТВ. При испытании по методике Varestraint точечного типа используется небольшой точечный шов для создания микроструктуры ЗТВ, склонной к растрескиванию. В данном случае образец сварного шва, находящегося в жидком состоянии, подвергают изгибу, чтобы сконцентрировать образование трещин в ЗТВ.

Для вышеуказанных испытаний наиболее часто используют дуговую сварку вольфрамовым электродом в защитном газе, однако можно применять и другие способы сварки плавлением. Обычносварные швы выполняют дуговой сваркой без присадки, однако при использовании специальных образцов можно подвергать испытанию наплавки с применением присадочного металла. Изгиб обычно осуществляют весьма быстро, но были разработаны модификации испытаний с медленным изгибом. Возникшая деформация контролируется с использованием

Термин “Varestraint" будет использоваться в пределах данной главы, несмотря на имеюшиеся в отечественной литературе аналоги, написанные кириллицей.

сменных пуансонов, а деформация наружных волокон образцов задается формулой

$$\varepsilon = t/(2R+t), \quad (10.1)$$

где ***t***— толщина образца; ***R*** - радиус пуансона.

Был предложен ряд способов измерений для возможности количественной оценки склонности к образованию трещин при испытаниях по методике Varestraint. Большинство из них предполагает измерение длины трещины на поверхности испытанного образца с использованием микроскопов с небольшим увеличением (20—50-кратное). Введены следующие параметры: общая длина трещин - сумма длин всех трещин; максимальная длина трещины - длина наиболее длинной трещины, наблюдаемой на поверхности образца. Недавно для более точного определения температурного диапазона растрескивания была применена концепция максимального расстояния трещин (MCD). Деформация инициирования трещины также была использована для количественной оценки склонности к образованию трещин. Насыщенная деформация представляет собой уровень деформации, выше которого величина MCD не меняется. Испытание на насыщенной деформации важно проводить при определении максимальной ширины области склонности к трещинам, как отмечено далее.

Рисунок 10.1 — Различные типы испытаний по методике Varestraint

10.2.1 Методика создания количественных критериев образования кристаллизационного растрескивания при сварке

В настоящей части монографии описана методика, разработанная авторами работы [2], для количественной оценки образования кристаллизационного растрескивания при сварке на основе испытания по методу Transvarestraint. Схема испытаний приведена на рис. 10.2. Выше критического уровня деформации, называемого насыщенной деформацией, значение MCD не увеличивается с ростом самой деформации. Это показывает, что кристаллизационная трещина распространилась на полную длину области склонности к трещинам. “Репрезентативное” растрескивание, как оно выглядит в хвостовой части сварочной ванны, показано на рис. 10.3 для образцов стали марки 310, испытанных при величине деформации, равной 5 %. На основании испытаний в диапазоне увеличенной деформации можно построить график зависимости значений MCD от деформации (рис. 10.4). При этом могут быть выявлены деформация инициирования трещины и насыщенная деформация, выше которой значение MCD не увеличивается. Типичным диапазоном деформации, в котором испытаны образцы, является диапазон, равный от 0 до 7 %.

Большинство нержавеющих сталей показывает уровень деформации насыщения в диапазоне от 5 до 7 %. Уровень деформации ини-

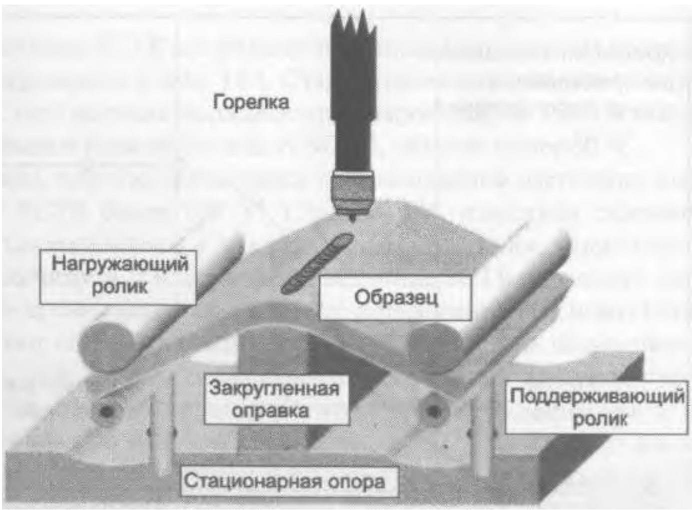


Рисунок 10.2 — Схема испытания по методике Transvarestraint для оценки склонности к образованию кристаллизационных трещин в сварном шве [3]

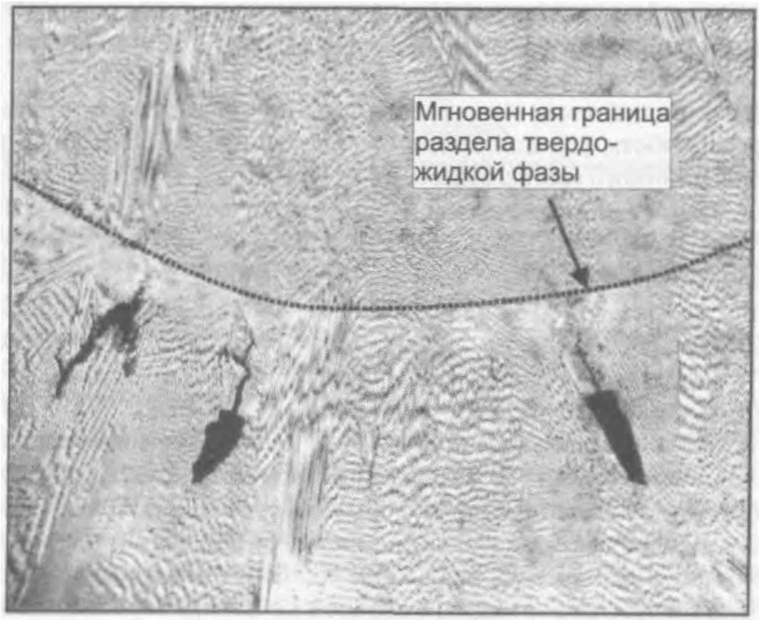


Рисунок 10.3 — Кристаллизационное растрескивание образца Transvarestraint сварного шва из нержавеющей стали марки 310 [3]
Вид дан на поверхность образца.

Рисунок 10.4 - Максимальная протяженность трещины в зоне расплавления в зависимости от приложенной деформации в процессе испытания по методике Transvarestraint

циирования трещин находится в диапазоне от 0,5 до 2,0 % в зависимости от состава сплава и его поведения при кристаллизации. Хотя деформация инициирования трещин может быть фактически важным критерием склонности к образованию трещин при сварке, значение MCD выше деформации насыщения определить значительно легче и таким образом обеспечить интервал температур образования кристаллизационных трещин (SCTR)*. Для нахождения последней величины определяют скорость охлаждения в температурном интервале кристаллизации путем помещения термопары в сварочную ванну. Время, за пределами которого образуется трещина, аппроксимируется отношением значения MCD выше деформации насыщения к скорости кристаллизации. В данном случае величина SCTR может быть рассчитана по формуле

$$\text{SCTR} = \text{скорость охлаждения} \times (\text{MCD}/V), \qquad (10.2)$$

где V- скорость сварки.

Концепция определения значения SCTR с использованием данного подхода показана на рис. 10.5. Используя температуру, а не длину трещины как меру склонности к образованию трещин, можно устранить влияние параметров режима сварки (погонной энергии, скорости сварки и т. п.). Тогда величина SCTR представляет собой меру склонности к образованию кристаллизационных трещин при сварке, значимую и зависящую от металлургических свойств материала.

Величина SCTR для ряда аустенитных и дуплексных нержавеющих сталей приведена в табл. 10.1. Стали, кристаллизующиеся в первичный феррит (дуплексные нержавеющие марок 2205 и 2507, а также 304 и 316L), имеют низкую величину SCTR, обычно менее 50 °С.

Стали, кристаллизующиеся с образованием аустенита, имеют величину SCTR более 100 °С. Сталь А-286, известная склонностью к кристаллизационным и ликвационным трещинам, имеет очень большую величину SCTR. Данные по величине SCTR позволяют непосредственно сравнивать склонность к образованию трещин. Они также позволяют выбирать стали исходя из ограничения податливости. Например, при низкой податливости соединения для предотвращения растрескивания может потребоваться величина SCTR менее 50 °С, в то время как при высокой податливости 150 °С может быть достаточно.

Недавно автор работы [3] использовал статистический подход для оценки переменных, связанных с поперечными испытаниями по ме-

*** В отечественной литературе принято — температурный интервал хрупкости (ТИХ).**

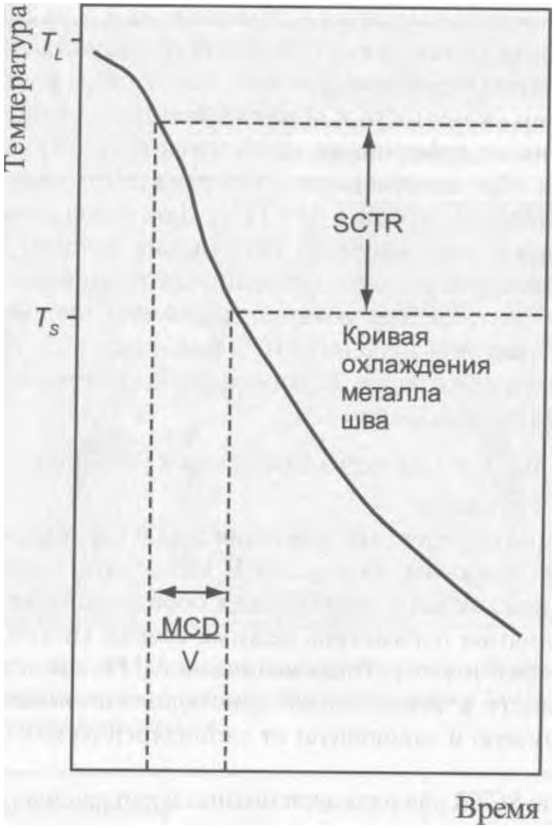


Рисунок 10.5 — Метод определения интервала температур кристаллизационного растрескивания (SCTR), при котором используется скорость охлаждения в интервале температуры кристаллизации и максимальная протяженность трещины (MCD) при насыщенной деформации
V — скорость сварки.

тодике Varestraint. Это исследование было проведено как на аустенитных нержавеющих сталях (марок 304 и 310), так и на сплавах на никелевой основе (марок 625 и 690) с целью определения статистической значимости различных параметров и выявления диапазонов изменения параметров, в которых следует проводить испытания для получения воспроизводимых результатов. Основываясь на этом исследовании, были даны рекомендации по диапазонам изменения параметра режима сварки для нержавеющих сталей и сплавов на никелевой основе (табл. 10.2).

Таблица 10.1 — Рассчитанная величина диапазона температуры образования кристаллизационных трещин SCTR на основании испытания по методике Transvarestraint

Сталь марки	Тип кристаллизации	Ферритное число	SCTR, °C
Дуплексная 2205	F	85	26
Аустенитная 304L	FA	6	31
Дуплексная 2507	F	75	45
Аустенитная 316L	FA	4	49
Супераустенитная AL6XN	A	0	115
Аустенитная 310			139
Аустенитная дисперсионно-твердеющая A-286			418

Таблица 10.2- Величины и диапазоны изменения основных параметров режима сварки поперечных испытаний нержавеющих сталей и сплавов на никелевой основе по методике Varestraint

Параметр	Диапазон
Длина дуги, дюйм	0,05-0,15
Максимальное изменение напряжения, В	±1-1,5
Минимальная длина образца, дюйм	3,5
Минимальная ширина образца (параллельно оси шва), дюйм	3,0
Диапазон изменения тока, А	160-190
Скорость сварки, дюйм/мин	4-6
Увеличенный диапазон деформации, %	3-7
Диапазон скорости плунжера, дюйм/с	6-10

10.2.2 Методика количественной оценки склонности к образованию ликвационных трещин в зоне термического влияния

Склонность к ликвационным трещинам в зоне термического влияния может быть количественно оценена как с помощью испытаний по методу Varestraint, так и путем испытаний на пластичность в горячем состоянии, что описано авторами работы [4]. Методика испытаний по методике Varestraint применительно к ликвационным трещинам в ЗТВ отличается от описанной ранее для определения склонности к кристаллизационным трещинам в сварном шве, поскольку в ней используется стационарный точечный шов для создания стабильных температурных градиентов и микроструктуры в ЗТВ. Методика, разработанная в работе [4], используется для количественной оценки склонности к ликвационным трещинам в ЗТВ как на стадии нагрева, так и охлаждения. Схема испытаний представлена на рис. 10.6.

Испытания на стадии нагрева проводятся путем наведения сварочной ванны дугой неплавящегося электрода при выведении сварочного тока на нужный уровень поддержанием этого тока до момента стабилизации размера сварочной ванны и достижения требуемых градиентов температуры в ЗТВ. Для нержавеющих сталей марок 310 и А-286, исследованных в работе [4], диаметр пятна сварочной ванны составил 12 мм за время сварки 35 с. Затем дугу гасили и мгновенно прикладывали нагрузку, чтобы образец принял форму пуансона. Вследствие отсутствия задержки между выключением дуги и приложением нагрузки на границе сплавления инициируются ликвационные трещины и распространяются в ЗТВ по ликвационным границам зерен (рис. 10.7).

Построив график зависимости максимальной длины трещины (MCL) от величины деформации, можно определить насыщенную деформацию, представляющую собой величину деформации, выше

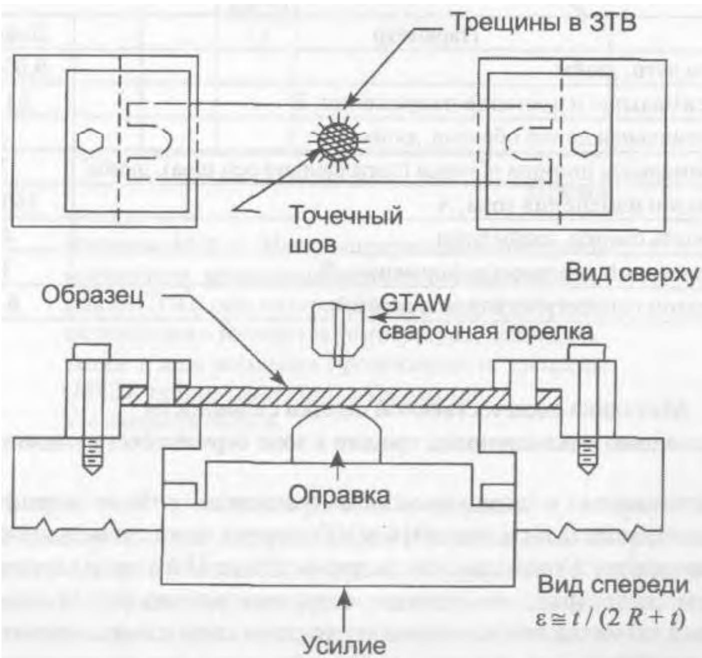


Рисунок 10.6 — Схема точечного испытания по методике Varestraint [4].
GTAW — дуговая сварка вольфрамовым электродом в защитном газе

которой максимальная длина трещины не меняется. На рис. 10.8,*а* приведены примеры зависимости максимальной длины трещины от деформации для нержавеющих сталей марок 310 и А-286. Следует обратить внимание на то, что для стали А-286 не может быть определена пороговая деформация образования трещины и обе стали достигают величины насыщения деформации, равной 3 %.

Для испытания на стадии охлаждения используется процедура, описанная ранее, но после выключения дуги имеется временная задержка перед началом изгиба образца. Управляя временем задержки, т. е. временем охлаждения, сварочной ванне дают возможность закристаллизоваться. а температура в частично расплавленной зоне при этом падает до тех пор, пока жидкие пленки по границам зерен не закристаллизуются полностью. Построив график зависимости максимальной длины трещины от времени охлаждения, можно найти время кристаллизации жидких пленок в частично расплавленной зоне (рис. 10.8,*b*). Следует обратить внимание на то, что для исчезновения трещин в стали А-286 требуется более 4 с, чтобы показать существование жидких пленок по границам зерен вплоть до весьма низких температур.

Измеряя с помощью термопар температурные градиенты в ЗТВ, можно определить термическую область склонности к трещинам (CSR), окружающую сварной шов, в которой возможно образование

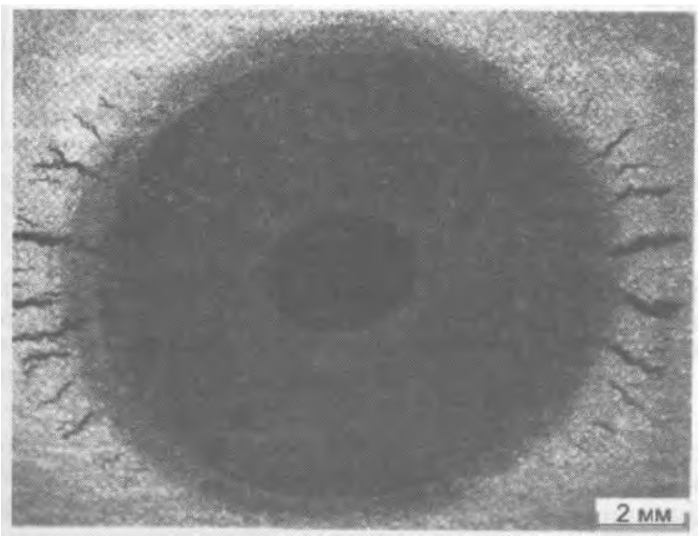


Рисунок 10.7 — Образец из нержавеющей стали марки А-286 для точечного испытания по методике Varestraint (вид сверху), испытанный с деформацией, равной 5 %

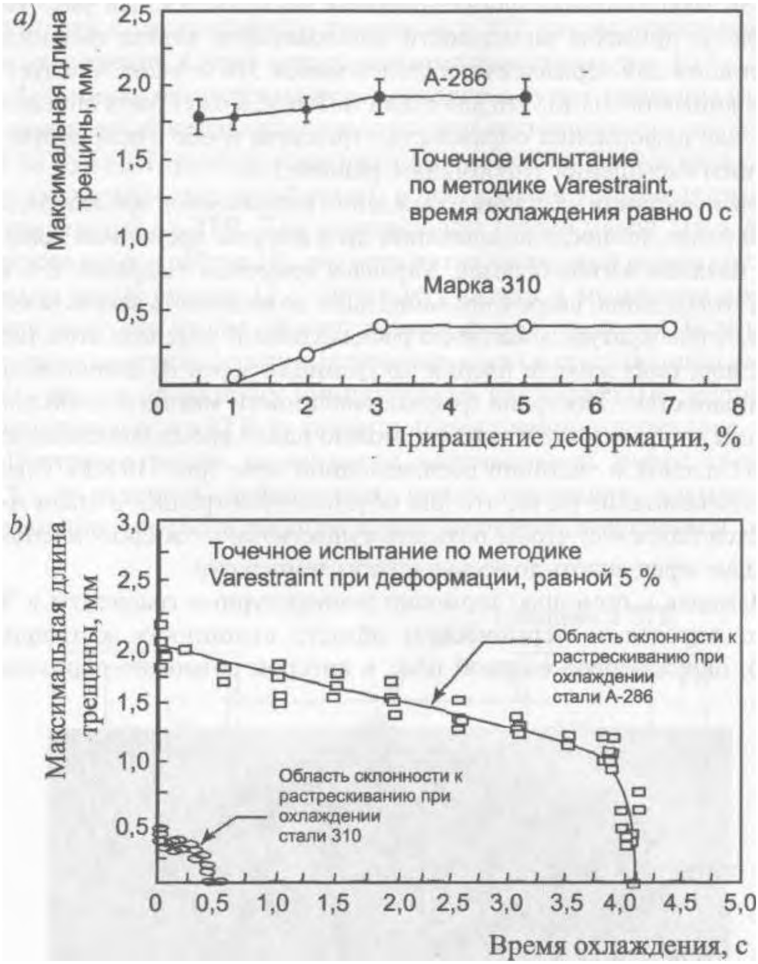


Рисунок 10.8 — Ликвационные трещины в ЗТВ при нагреве (а) и охлаждении *(b)* сталей марок 310 и А-286, измеренные при точечном испытании по методике Varestraint [4]

ликвационных трещин ЗТВ. Как описано в работе [4], это выполняется посредством перевода максимальной длины трещины при деформации насыщения для стадии нагрева и охлаждения точечного испытания по методике Varestraint в температуру путем умножения этой длины на температурный градиент в ЗТВ. Используя такой подход, можно описать вокруг движущейся сварочной ванны область, которая склонна к образованию ликвационных трещин ЗТВ.

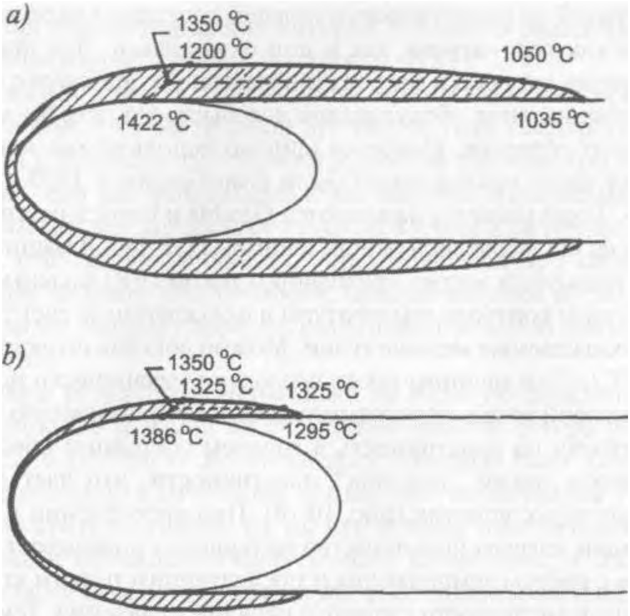


Рисунок 10.9 — Термическая область склонности к растрескиванию (CSR), определенная на основании точечного испытания по методике Varestraint для стали А-286 (с) и стали марки 310 (*b*) [4]

На рис. 10.9 дан общий вид термических областей склонности к трещинам для сталей марок А-286 и 310. Следует обратить внимание на то, что ширина этой области снаружи сварного шва равна 222 °С для стали А-286 и только 61 °С для стали 310. Представляет интерес факт, основанный на данных охлаждения, что частично расплавленная зона стали А-286 полностью не кристаллизуется вплоть до температуры 1035 °С, в то время как в стали марки 310 - до 1295 °С. Эта методика обеспечивает количественный метод определения точных температурных диапазонов, в которых возникают трещины, и позволяет измерять склонность к образованию ликвационных трещин ЗТВ для различных сталей.

10.3 ИСПЫТАНИЕ НА ПЛАСТИЧНОСТЬ В ГОРЯЧЕМ СОСТОЯНИИ

Пластичность при повышенных температурах может предоставить некоторую информацию о свариваемости материала, так как образование трещин, обычно, связывается с потерей пластичности. Большинство испытаний на пластичность в горячем состоянии включают в себя испытание как при нагреве, так и при охлаждении. Для правильного моделирования скоростей нагрева и охлаждения при сварке было разработано специальное оборудование для быстрого нагрева маленьких лабораторных образцов. Наиболее широко используемые машины для проведения таких исследований были разработаны в 1950 г. авторами работы [5]. Такие машины называются Gleeble и выпускаются в настоящее время на коммерческой основе фирмой DSI, Inc. В машинах марки Gleeble используется нагрев проходящим током (I^2R) маленьких образцов при точном контроле температуры и охлаждении за счет теплоотвода в водоохлаждаемые медные губки. Можно достичь скорости нагрева до 10 000 °C/с. Эти машины также позволяют механически испытывать образцы в любой точке запрограммированного термического цикла.

Испытания на пластичность в горячем состоянии обеспечивают для материала некий “признак” пластичности, что дает несколько конкретных характеристик (рис. 10.10). При определении пластичности на стадии нагрева большинство материалов показывает рост пластичности с ростом температуры и последующим резким его падением. Падение пластичности связано с началом плавления. Температура, при которой пластичность падает до нуля, называется температурой нулевой пластичности (NDT). При этой температуре материал имеет определенную прочность. Дополнительные испытания проводят для

Рисунок 10.10 - Схема, показывающая кривые пластических свойств в горячем состоянии при нагреве и охлаждении и положение температуры нулевой пластичности (NDT), температуры нулевой прочности (NST) и температуры восстановления пластичности (DRT)

определения температуры, при которой прочность равна нулю, называемой температурой нулевой прочности (NST).

Для снятия кривой пластичности при охлаждении образцы нагревают до температуры нулевой прочности (или температуры между NDT и NST), охлаждают до заранее заданной температуры и испытывают. Точка, при которой наблюдается заметная измеряемая пластичность, называется температурой восстановления пластичности (DRT). При этой температуре жидкость, образовавшаяся при нагреве выше температуры нулевой пластичности, кристаллизуется до такой степени. что образец обладает определенной пластичностью при испытании на растяжение.

Примеры результатов испытаний на горячую пластичность для сталей марок 310 и А-286 на основании работы автора [6] показаны на рис. 10.11. Это те же материалы, которые были описаны ранее применительно к точечному испытанию по методике Varestraint. Следует обратить внимание на то, что кривые пластичности на стадии нагрева и охлаждения практически идентичны, а температура нулевой пластичности и температура восстановления пластичности почти совпадают. Температура нулевой прочности примерно на 25 °С выше температуры нулевой пластичности. Это показывает, что жидкие пленки на границах зерен, образующиеся между указанными температурами при нагреве, кристаллизуются на стадии охлаждения при температуре 1325 °С. Поскольку температурный диапазон существования жидких пленок в частично расплавленной зоне ЗТВ узок, материал будет достаточно стойким к образованию ликвационных трещин в ЗТВ.

Микрошлиф образца стали А-286, нагретого до температуры нулевой прочности, показан на рис. 10.12. Следует обратить внимание на полное покрытие границ зерен жидкими пленками. Указанный механизм описан в главе 8. В отличие от случая для стали марки 310, кривые для стали А-286 на стадиях нагрева и охлаждения носят совершенно другой характер (рис. 10.11, внизу). Температура нулевой пластичности для стали А-286 примерно равна 1200 °С, а температура нулевой прочности 1350 °С. После нагрева до температуры нулевой прочности на стадии охлаждения пластичность не восстанавливается до температуры примерно 1050 °С. Таким образом, жидкие пленки по границам зерен существуют в диапазоне температур свыше 300 °С ниже температуры нулевой прочности. Это обеспечивает очень широкую зону частичного расплавления в ЗТВ и делает материал весьма склонным к ликвационным трещинам в ЗТВ.

Аналогично точечному испытанию по методике Varestraint результаты испытаний на пластичность в горячем состоянии (снятые

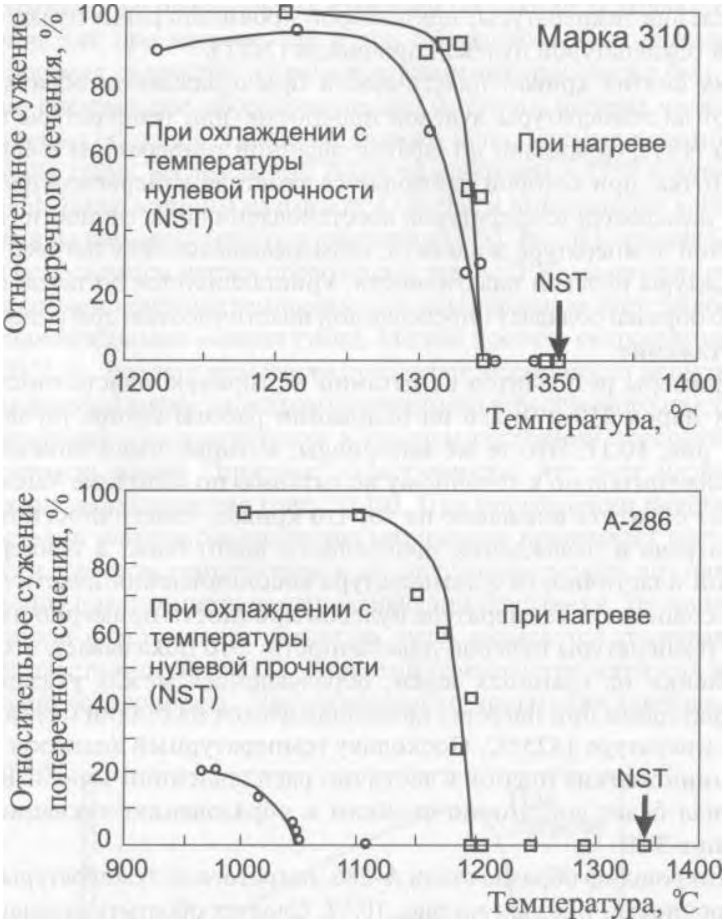


Рисунок 10.11 - Результаты испытаний стали марки 310 и аустенитных нержавеющих сталей А-286 на пластичность в горячем состоянии [4]

с кривых температура нулевой пластичности, температура нулевой прочности и температура восстановления пластичности) могут быть использованы для определения области склонности к трещинам в ЗТВ. При наведении сварочной ванны ликвация начинается тогда, когда материал нагрет выше температуры нулевой пластичности. Разница между температурами нулевой пластичности и ликвидуса на границе сплавления определяет ширину диапазона температуры ликвации на стадии нагрева. Для удобства температуру нулевой прочности используют для аппроксимации температуры ликвидуса.

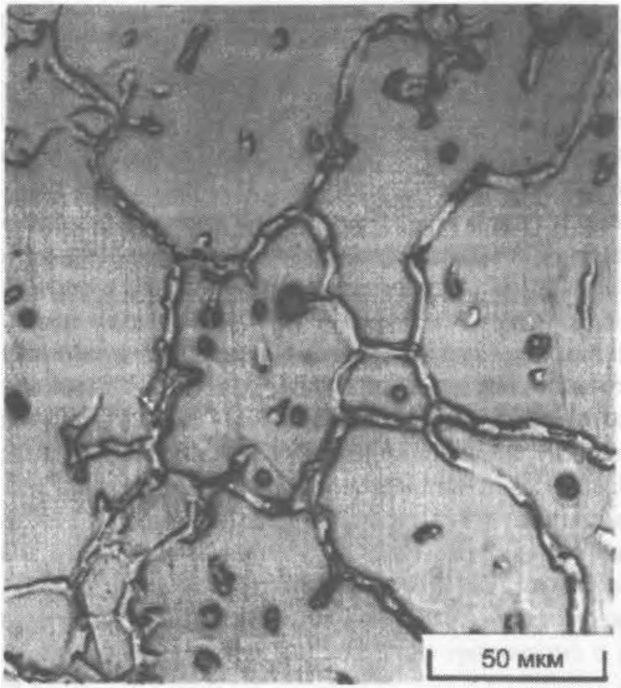


Рисунок 10.12 — Сталь А-286 после нагрева до температуры нулевой прочности (1350 °С) [6]

В охлаждающейся части ЗТВ жидкие пленки будут кристаллизоваться в области, нагретой между температурой нулевой пластичности и нулевой прочности. Величина температуры восстановления изменяется в зависимости от максимальной температуры и имеет минимальное значение в точке, наиболее близко расположенной к границе сплавления. Разность между температурами нулевой прочности и восстановления пластичности будет представлять максимальный интервал температур, при котором в ЗТВ существуют жидкие пленки. Затем эта величина может быть использована для определения интервала температур ликвационных трещин (LCTR). Последняя величина является мерой склонности к ликвационным трещинам, аналогичная температурному интервалу склонности к трещинообразованию для металла шва. Для стали марки 310 она составляет 25 °С, в то время как для стали марки А-286 - 300 °С.

К сожалению, не существует стандартной методики для генерирования кривых испытаний пластичности в нагретом состоянии. Основные параметры испытаний по методике, использованной автором работы [6] для получения данных, показанных на рис. 10.11, приведены далее:

1) образцы имели диаметр 0,25 дюйма (6,35 мм) и длину 4 дюйма (100 мм) и резьбу на концах;

2) база испытания образцов составляла 1,0 дюйм (25 мм) — расстояние между зажимами машины Gleeble. Все испытания проводили в среде аргона;

3) температура нулевой прочности определялась при скорости нагрева 200 °F/с (111 °C/с) при статической нагрузке в 10 кгс до разрушения образца;

4) испытания на стадии нагрева проводили путем нагрева до желаемой максимальной температуры за 12 с, а затем растягивали образцы до разрушения со скоростью 2 дюйма/с (50 мм/с). Время стадии нагрева было основано на испытаниях, проведенных с целью определения температуры нулевой прочности;

5) испытания на стадии охлаждения выполнялись после нагрева образца до температуры нулевой прочности за 12 с и последующего охлаждения до желаемой температуры со скоростью 50 °C /с. Далее образец также растягивался со скоростью 2 дюйма/с до разрушения.

10.4 ИСПЫТАНИЕ НА ИЗГИБ ДЛЯ ОПРЕДЕЛЕНИЯ ОБРАЗОВАНИЯ ТРЕЩИНЫ

Ликвационные трещины в зонах повторного нагрева сварных швов полностью аустенитных сталей известны с 1940 г., и даже в те времена их называли растрескиванием. Короткие трещины, как правило, длиной менее 2 мм, в любом направлении незначительно влияют на пределы прочности и текучести металла шва, но достаточно сильно могут снизить относительное удлинение [7]. Эти трещины обычно очень плотные и не видны на поверхности образцов при растяжении металла шва до тех пор. пока не наступит достаточно сильная текучесть. В зависимости от конкретного соотношения площадей зон повторного нагрева и поверхности образца на растяжение в конкретном образце может образовываться много или относительно мало трещин.

Авторы работы [8] пришли к выводу, что четкое определение положения трещин и количественная их оценка требуют тщательного изучения зон повторного нагрева под поверхностью сварного шва совместно с приложением пластической деформации для раскрытия трещин и возможности их видеть. Испытание на изгиб для определения образования трещины, которое они разработали, позволяет хорошо выявить расположение трещины в металле сварного шва. Испытанию подвергаются два слоя перекрывающихся валиков сварного шва, наплавляемых в условиях низкой податливости. На рис. 10.13 показан вид сверху образцов для этого типа испытаний на жесткой оснастке. Авторы работы [8], отмеченной ранее, использовали угловые швы для закрепления образцов на жесткой пластине с целью выявить, увеличивает ли такое закрепление количество трещин, и пришли к выводу, что не увеличивает. Механическую жесткость легче убрать, поэтому они ее рекомендовали. На рис. 10.14 показан образец после удаления оснастки с указанием размеров образца. В работе, указанной ранее, даны рекомендации по определенной последовательности наплавки и количеству валиков в слое, а также отмечена необходимость закончить наплавку первого слоя перед началом наплавки второго, как показано на рис. 10.15,*a* с целью получения воспроизводимых результатов. Авторы работы [9] последовательно отмечали, что выполнение двух проходов перед завершением первого слоя обеспечивает двойной цикл повторного нагрева для верхнего валика в пакете (один цикл повторного нагрева при наложении валика ***3*** и второй цикл повторного нагрева при наложении валика ***8;*** рис. 10.15,*b*). Цикл двойного повторного нагрева дает большое увеличение в количестве трещин, найденных в повторно нагреваемой части валика ***2*** по сравнению с валиком ***8*** (см. рис. 10.15,*a*).

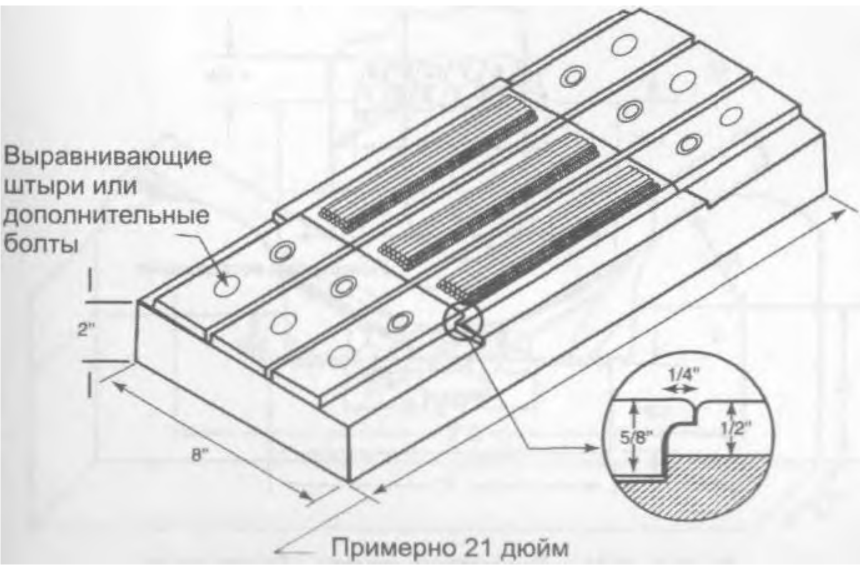


Рисунок 10.13 — Образцы с ограничительной оснасткой для испытания на растрескивание при изгибе (вид сверху) [8]

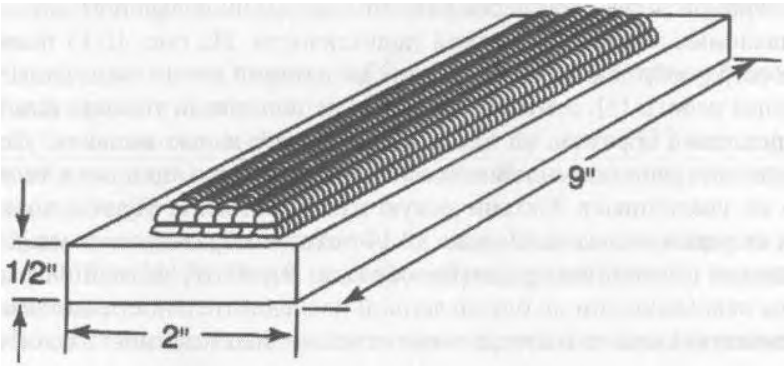


Рисунок 10.14 - Сварной образец для испытания на растрескивание при изгибе после снятая ограничительной оснастки [8]

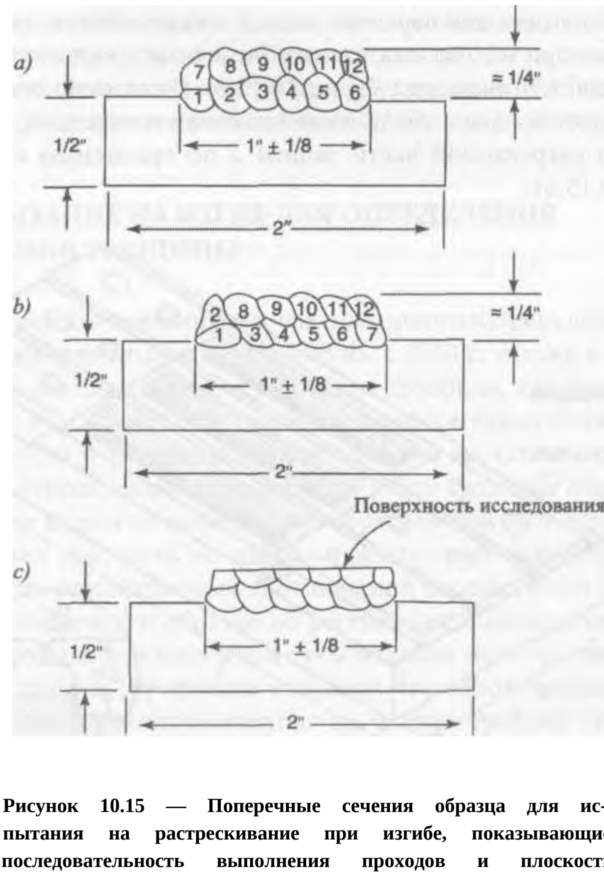


Рисунок 10.15 — Поперечные сечения образца для испытания на растрескивание при изгибе, показывающие последовательность выполнения проходов и плоскость исследования [8]

Рисунок 10.16 — Расположение сетки для определения ферритного числа [10]

После сварки поверхность образца зачищается, причем удаляют количество металла, необходимое для образования гладкой поверхности, а бороздки абразива располагают в продольном направлении. Желаемая плоскость для исследования находится непосредственно под исходной поверхностью наплавки (рис. 10.15,*c*). После шлифовки поверхность образца изучается с целью выявления открытых трещин, подсчет которых ведут в центральной 4-дюймовой (100 мм) части по длине образца с помощью проникающей окрашенной жидкости. Затем

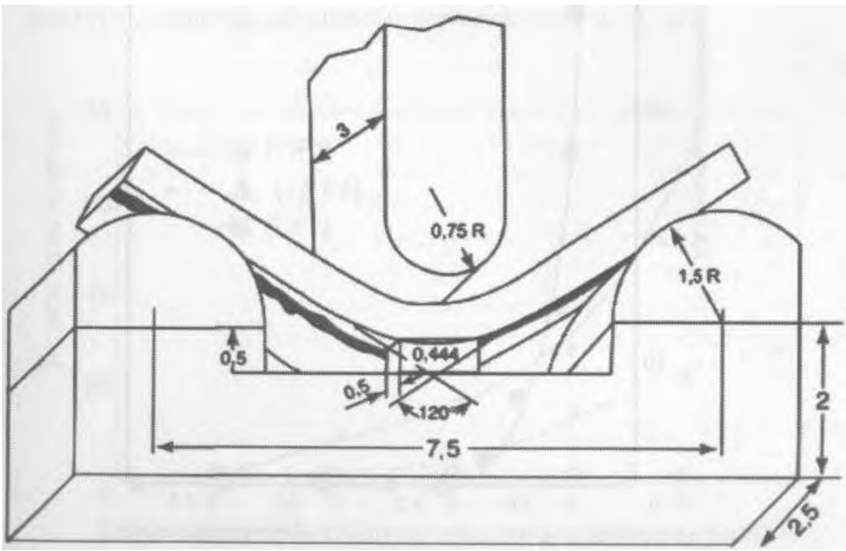


Рисунок 10.17 — Образец и оснастка с упором для испытания на растрескивание при изгибе [10]
Все размеры в дюймах.

на поверхность образца укладывается сетка для определения ферритного числа (рис. 10.16). После определения ферритного числа образец изгибают по оправке до достижения остановки с целью раскрытия всех трещин при использовании оснастки, показанной на рис. 10.17. Затем опять подсчитывают на 4-дюймовой базе в центре образца количество обнаруженных трещин, используя стереомикроскоп с 10-кратным увеличением. Как правило, имеет место значительное увеличение количества найденных трещин по сравнению с количеством трещин, выявленных перед изгибом образца с помощью окрашенной жидкости.

При правильном проведении испытания на изгиб отчетливо проявляется тенденция к образованию трещин. Автор работы [10] использовал эти испытания для оценки металла шва нержавеющих сталей с очень низким содержанием феррита с целью определения минимального значения ферритного числа, необходимого для предотвращения образования трещин в каждой марке исследованных сталей. На рис. 10.18 приведены результаты исследований, полученные для 16 покрытых электродов марки E308L по AWS. При значении ферритного числа, равного 1, было насчитано 40 трещин. Количество трещин уменьшалось

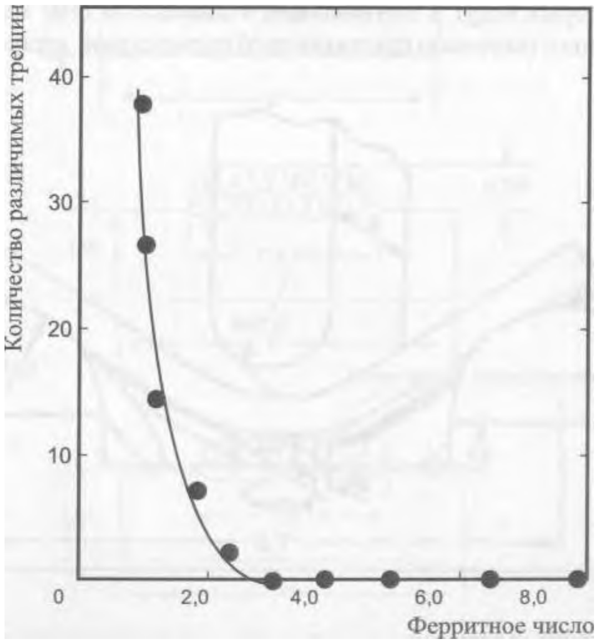


Рисунок 10.18 - Зависимость количества трещин от значения ферритного числа для металла шва AWS E308L-16 [10]

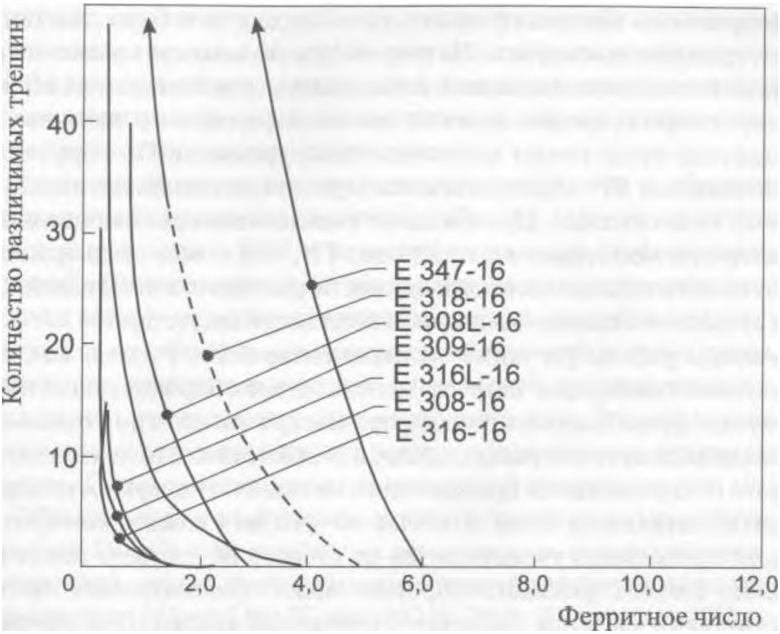


Рисунок 10.19 — Зависимость количества трещин от значения ферритного числа для металла шва с использованием присадочных материалов почти полностью аустенитных нержавеющих сталей [10]

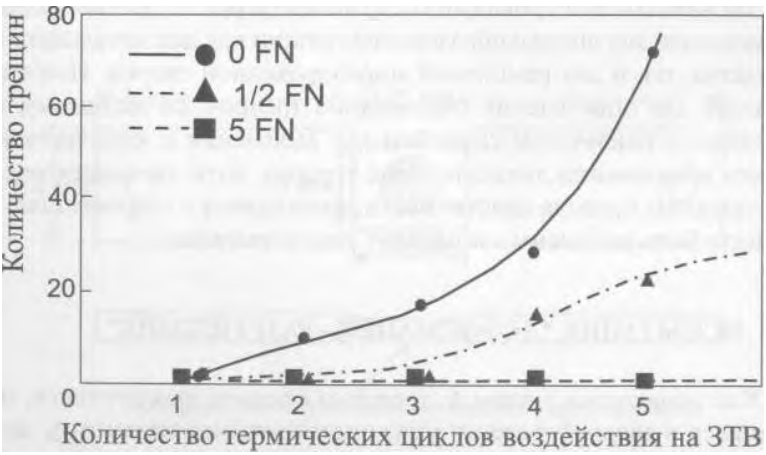


Рисунок 10.20 — Зависимость количества трещин от числа циклов переплава металла шва аустенитных нержавеющих сталей, выполненного дуговой сваркой вольфрамовым электродом в защитном газе [11]

при возрастании значения ферритного числа до трех и более, но, тем не менее, трещины выявлялись. На рис. 10.19 показаны для сравнения результаты исследований наплавок нескольких марок электродов. Можно видеть, что при примерно нулевом значении ферритного числа все исследованные стали имеют многочисленные трещины. По мере увеличения значения FN стали количество трещин уменьшается вплоть до полного их отсутствия. Причем такое уменьшение носит монотонный характер при монотонном возрастании FN, что может свидетельствовать о положительной воспроизводимости результатов испытаний. Однако статистическая оценка воспроизводимости отсутствует.

Авторы работы [9] также экспериментировали с двумя или тремя циклами повторного нагрева, используя многопроходную дуговую сварку вольфрамовым электродом, причем при выполнении отдельных проходов валики точно укладывались в соответствии с положением исходного без применения присадочного металла на поверхности образца при испытании на изгиб. Количество трещин в каждой конкретной области продолжало увеличиваться от второго до третьего цикла повторного нагрева, указанный процесс можно рассматривать как модель ситуации удаления дефектов и ремонтной сварки. Позднее авторы работы [11] сообщили о расширении этой методики на пять циклов проплавления дуговой сваркой неплавящимся электродом для металла шва с низким ферритным числом. При этом было установлено, что число трещин возрастает с увеличением числа циклов. На рис. 10.20 приведены результаты исследований до пяти циклов для металла шва с тремя начальными уровнями содержания феррита. Данная методика применяется для оценки образования трещин как для начального производства, так и для ремонтной многопроходной сварки. Испытания на изгиб для определения образования трещин, по-видимому, приспособлены наилучшим способом для выявления и количественной оценки образования ликвационных трещин, хотя, по-видимому, любые трещины провала пластичности, имеющиеся в сварном шве, также могут быть выявлены с помощью этих испытаний.

10.5 ИСПЫТАНИЕ “ДЕФОРМАЦИЯ-РАЗРУШЕНИЕ”

Как отмечалось в главе 6, трещины провала пластичности, образующиеся в твердой фазе по межкристаллитному механизму, наиболее часто наблюдаются в полностью аустенитном металле шва и ЗТВ. Хотя эти трещины могут возникать в процессе испытаний по методике Varestraint и при изгибе для определения образования трещины, их нелегко идентифицировать и количественно оценить, поскольку они возникают при температурах чуть ниже диапазона возникновения ликвационных трещин. Испытание на пластичность в горячем состоянии также может быть использовано для определения склонности к образованию трещин провала пластичности, однако чувствительность его к образованию таких трещин низка.

Для лучшей количественной оценки склонности к образованию трещин провала пластичности авторы работ [12, 13] (университет штата Огайо) разработали в 2002 г. методику испытаний “деформация-разрушение”. При испытании на растяжение используется образец типа “собачья кость”, на который наложен дуговой сваркой вольфрамовым электродом точечный шов в центре калиброванной части образца. Точечный шов налагают в условиях управляемой кристаллизации с использованием управляемого спада сварочного тока. Это дает множество радиально мигрирующих границ зерен, расположенных внутри точечного шва. Схема образца для таких испытаний показана на рис. 10.21.

Образцы затем испытывают на термомеханической моделирующей установке Gleeble при различных температурах и деформациях. Для нержавеющих сталей интервалы температур и деформаций испытаний составляют от 650 до 1200 °C (от 1200 до 2900 °F) и от 0 до 20 %, соответственно. После испытания при заданных температурах и деформациях образец обследуют на бинокулярном микроскопе с 50-кратным увеличением для выявления возможности появления трещин. Количество трещин на поверхности подсчитывается. На основании этих данных строится диаграмма “температура—деформация”, определяющая условия возможного образования трещин провала пластичности. По-

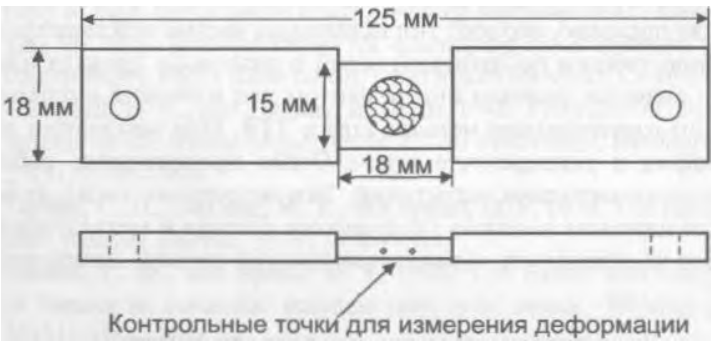


Рисунок 10.21 — Схема образца для испытания “деформация-разрушение” с точечным швом, выполненным дуговой сваркой вольфрамовым электродом в защитном газе с указанием области измерения

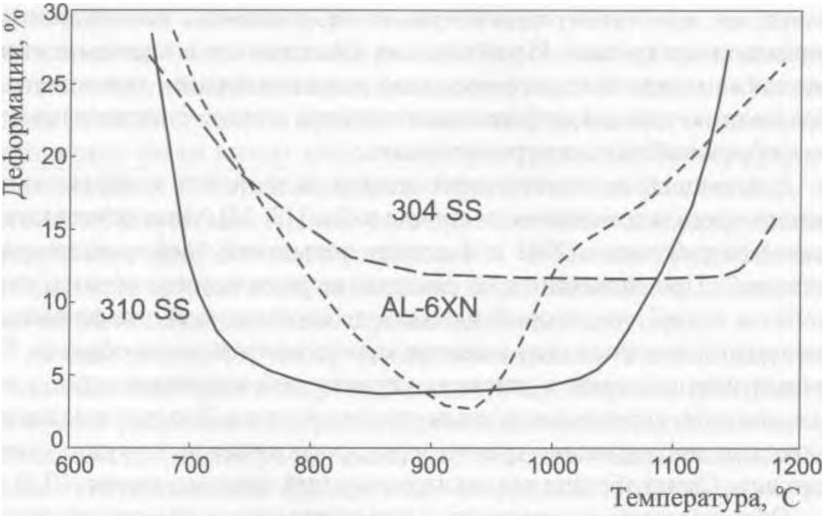


Рисунок 10.22 — Результаты испытания “деформация—разрушение” для трех аустенитных нержавеющих сталей

лученные кривые определяют пороговую деформацию трещинообразования ε_{min} и температурный интервал провала пластичности (DTR). На рис. 10.22 показаны кривые “температура—деформация” для сталей марок 310, 304 и супераустенитного сплава AL6XN. Согласно рассматриваемым кривым сталь марки 310 имеет наивысшую склонность к образованию трещин провала пластичности, так как температурный интервал провала пластичности равен 400 °С при деформации, равной 15 %, а величина ε_{min} примерно равна 5 %.

Было показано, что этот тип испытания весьма чувствителен к образованию трещин по границам зерен в диапазоне провала пластичности и является ценным инструментом для изучения высокотемпературного охрупчивания металла шва и ЗТВ. При написании данной монографии в университете штата Огайо продолжалась работа по оптимизации методики испытаний. Эти испытания также используются для изучения влияния химического состава и металлургических факторов на склонность образования трещин провала пластичности.

10.6 ДРУГИЕ ИСПЫТАНИЯ НА СВАРИВАЕМОСТЬ

Имеются многочисленные другие испытания на свариваемость, применимые к нержавеющим сталям. Многие из них не позволяют легко получить количественные результаты в отличие от вышеописанных. Два типа испытаний, позволяющих получить количественные результаты, — это разработанное автором работы [14] испытание Sigmajig [14], а также описанное автором работы [15] испытание PVR. Испытание Sigmajig особенно полезно для оценки склонности к образованию трещин листового металла. Однако попытки скоррелировать измерение свариваемости одного испытания с другим не были успешными. Причины этого пока полностью не ясны. Полный анализ испытаний на горячие трещины был проведен международным институтом сварки (МИС), результаты которого суммированы автором работы [16] совместно с попыткой оценки возможных колебаний.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК К ГЛАВЕ 10

[1] **Savage, W. F., and Lundin, C. D.** 1965. The varestraint test. ***Welding Journal,*** 44(10):433s—442s.

[2] **Lippold, J. C., Lin, W.** 1996. Weldability of commercial Al-Cu-Li alloys, ***in Proceedings of ICAA5, Aluminum Alloys: Their Physical and Mechanical Properties,*** J. H. Driver et al., eds., Trans Tech Publications, Enfield, NH,pp. 1685-1690.

[3] **Finton, T.** 2003. Standardization of the transvarestraint test, M.S. thesis, Ohio State University, Columbus, OH.

[4] **Lin, W., Lippold, J. C., and Baeslack, W. A.** 1993. An investigation of heat-affected zone liquation cracking, I: a methodology for quantification, ***Welding Journal,*** 71(4): 135s—153s.

[5] **Nippes, E. F., and Savage, W. F.** 1955. An investigation of the hot ductility of high-temperature alloys, ***Welding Journal,*** 34(4): 183s-196s.

[6] **Lin,** W. 1991. A methodology for quantifying HAZ liquation cracking susceptibility, Ph.D. dissertation, Ohio State University, Columbus, OH.

[7] **Campbell, H. C., and Thomas, R. D., Jr.** 1946. The effect of alloying elements on the tensile properties of 25—20 weld metal. ***Welding Journal,*** 25(ll):760s—768s.

[8] **Lundin, C. D., DeLong, W. T., and Spond, D. F.** 1976. The fissure bend test, ***Welding Journal,*** 55(6): 145s— 15 Is.

[9] **Lundin, C. D., and Spond, D. F.** 1976. The nature and morphology of fissures in austenitic stainless steel weld metals, ***Welding Journal,*** 55(1 l):356s—367s.

[10] **Lundin, C. D.** 1975. Ferrite fissuring relationship in austenitic stainless steel weld metals, ***Welding Journal,*** 54(8):241s—246s.

[11] **Lundin, C. D., and Chou, C. P. D.** 1985 Fissuring in the “hazard HAZ” region of austenitic stainless steel welds. ***Welding Journal,*** 64(4): 113— 118s.

[12] Nissley, N. E., and Lippold, J. C. 2003. Ductility-dip cracking susceptibility of austenitic alloys, in ***Trends in Welding Research, Proceedings of the 6h International Conference,*** ASM International, Materials Park, OH, pp. 64—69.

[13] Nissley, N. E., and Lippold, J. C. 2003. Development of the strain-to-fracture test for evaluating ductility-dip cracking in austenitic alloys. ***Welding Journal,*** 82(12):355s-364s.

[14] Goodwin, G. M. 1987. Development of a new hot-cracking test: the Sigmajig, ***Welding Journal,*** 66(2):33s—38s.

[15] Folkhard, E. 1988. ***Welding Metallurgy of Stainless Steels,*** Springer-Verlag, New York, pp. 153—157.

[16] Wilken, K. 1999. ***Investigation to Compare Hot Cracking Tests: Externally Loaded Specimen,*** UW Document IX-1945—99, International Institute of Welding, Paris.

ПРИЛОЖЕНИЕ 1

НОМИНАЛЬНЫЙ ХИМИЧЕСКИЙ СОСТАВ НЕРЖАВЕЮЩИХ СТАЛЕЙ, %

Марка	По UNS	Микроструктура	C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	Nb	Cu	N	Al	Ti	Другие элементы
25-12	Литая	аустенитная	0,30	1,20	0,90	25,50	12,0	—	—	—	—	—	—	—
CA6N	Литая	мартенситная	0,04	0,25	0,50	11,50	7,00	—	—	—	—	—	—	—
CA6NM	Литая	мартенситная	0,04	0,50	0,50	12,80	4,00	0,70	—	—	—	—	—	—
CA15	Литая	мартенситная	0,10	0,50	0,75	12,75	—	—	—	—	—	—	—	—
CA15M	Литая	мартенситная	0,10	0,50	0,30	12,75	—	0,60	—	—	—	—	—	—
CA28MWV	Литая	мартенситная	0,24	0,75	0,50	11,75	0,75	1,10	—	—	—	—	—	W: 1,10; V: 0,25
CA40 CA40F	Литая	мартенситная	0,30	0,50	0,75	12,75	—	—	—	—	—	—	—	S: 0,30

Продолжение приложения 1

Марка	По UNS	Микроструктура	C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	Nb	Cu	N	Al	Ti	Другие элементы
CB6	Литая	мартенсит + феррит		0,50		16,50	4,50		—	—				
CB7Cu-1		мартенситная PH	0,04	0,35	0,50	16,60	4,10		0,25	2,85				
CB7Cu-2						14,80	5,00	—			—			
CB30		мартенсит + феррит	0,20	0,50	0,75	19,50	—			—				—
CC50			0,30			28,00								
CD3MCuN		дуплексная		0,60	0,55	25,30	6,10	3,35		1,65	0,28			
CD3MN			0,02	0,75		22,25	5,50	3,00		—	0,20			
CD3MWCuN						25,0	7,50	3,50		0,75	0,25			W: 0,75
CD4MCu			0,03	0,50	0,50		5,20	2,00		3,00	—			
CD4MCuN						25,50					0,18			
CD6MN			0,04				5,00	2,10						
CE3MN			0,02	0,75		25,00	7,00	4,50	—		0,20	—	—	
CE8MN			0,04	0,50	0,75	24,00		3,80						
CE20N		аустенитная	0,10	0,75		24,50	9,50	—			0,14			
CE30		дуплексная	0,15		1,00	28,00					—			
CF3, CF3A		аустенитная			1,00	19,00	10,00	—			—			—
CF3M			0,02		0,75		11,00	2,50		—				
CF3MN						19,50					0,15			
CF8, CF8A			0,04		1,00		9,50	—						
CF8C			0,040	0,75			10,50	—	0,60					
CF8M					1,00	19,50		2,50						
CF10			0,070				9,50	—	—					
CF10M							10,50	2,50						

CF10MC	Литая	аустенитная	0,050	0,75	0,75	16,50	14,40	2,00	0,80	—	—	—	—	—
CF10SMnN				8,00	4,00	17,00	8,50	—	—		0,13			
CF16F			0,080	0,75	1,00	19,50	10,50	—			—			Se: 0,28
CFI6Fa								0,60						S: 0,30
CF20			0,100				9,50	—						—
CG3M			0,020		0,75		11,00	3,50						
CG6MMN			0,040	5,00	0,50	22,00	12,50	2,20	0,20		0,30			V: 0,20
CG8M				0,75	0,75	19,50	11,00	3,50	—		—			—
CG12			0,060		1,00	21,50	11,50	—						
CH8			0,040		0,75	24,00	13,50							
CH10			0,060		1,00									
CH20			0,100											
CK3MCuN			0,015	0,60	0,50	20,00	18,50	6,50		0,75	0,21			
CK20			0,100	1,00	1,00	25,00	20,50	—		—	—			
CK35MN			0,020		0,50	23,00	21,00	6,40			0,26			
CN3M						21,00	25,00	5,00						
CN3MCu				0,75		20,50	29,00	2,50		3,20				
CN3MN				1,00		21,00	24,50	6,50		—	0,22			
CN7M			0,040	0,75	0,75	20,50	29,00	2,50		3,50	—			
CN7MS				0,50	3,00	19,00	23,50	2,75		1,75				
CPCA15		мартенситная	0,080	0,50	0,75	12,80	—	—						
CPE20N		аустенитная	0,100	0,75		24,50	9,50				0,14			
CPF3, CPF3A			0,020		1,00	19,00	10,00				—			
CPF3M					0,75		11,00	2,50						
CPFS, CPF8A			0,040		1,00	19,50	9,50	—						
CPF8C							10,50		0,60					

Продолжение приложения 1

Марка	По UNS	Микроструктура	C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	Nb	Cu	N	Al	Ti	Другие элементы
CPF8M	Литая	аустенитная	0,04	0,75	0,75	19,50	10,50	2,50	—	—	—	—	—	—
CPF10MC			0,05			16,50	14,50	2,00	0,70					
CPH8			0,04			24,00	13,50	—	—					
CPH10			0,05		1,00									
CPH20			0,10											
CPK20					0,90	25,00	20,50							
CT15C				0,90	1,00	20,00	32,50		1,00					
HC		ферритная	0,20	0,50		28,00	—		—					
HD		дуплексная/ аустенитная		0,80			5,50							
HE		аустенитная	0,35	1,00			9,50							
HF			0,30			20,50	10,00							
HH			0,35			26,00	12,50							
Hl						28,00	16,00							
HK30			0,30			26,00	20,00							
HK, HK40			0,40											
HL						30,00								
HN			0,35			21,00	25,00							
HP			0,55		1,20	26,00	35,00							
HT						17,00								
HT30			0,30			15,00								
HU			0,55			19,00	39,00							
HW						12,00	60,00							

HX	Литая	аустенитная	0,550	1,00	1,20	17,00	66,00	—	—	—	—	—	—	—
XM-32	K64152	мартенситная	0,120	0,70	0,20	11,75	2,50	1,75			0,03			V: 0,32
320	N08020	аустенитная	0,040	1,00	0,50	20,00	35,00	2,50	0,60	3,50	—			—
AL-6XN	N08367		0,020			21,00	24,50	6,50	—	—	0,22			
800	N08800		0,050	0,75	0,50	21,0	32,50	—			—	0,38	0,38	
800H	N08810		0,070											
	N08811		0,080											
904L	N08904		0,010	1,00			25,50	4,50		1,50		—	—	
	N08926				0,25	20,0	25,00	6,50		1,00	0,20			
13-8Mo PH XM-13	S13800	мартенситная PH	0,030	0,10	0,05	12,75	8,00	2,25		—	—	1,12		
15-5PH XM-12	S15500		0,040	0,50	0,50	14,75	4,50	—	0,30	3,50		—		
632 (15-7Mo)	S15700	полуаустенитная PH	0,050			15,00	7,00	2,50	—	--		1,00		
17-4PH 630	S17400	мартенситная PH	0,040			16,25	4,00	—	0,30	4,00		—		
635	S17600					16,75	6,75		—	—		0,20	0,80	
17-7PH 631	S17700	полуаустенитная PH	0,050	0,50	0,50	17,00	7,00	—	—	—	—	1,00	—	—
XM-34	S18200	ферритная	0,040	1,25		18,50	—	2,00				—		S: 0,20
	S18235		0,012	0,25		18,00		2,25					0,65	—
201	S20100	аустенитная	0,080	6,50		17,00	4,50	—			0,20		--	
201L	S20103		0,020		0,40									

Продолжение приложения 1

<table>
<tr><th>Марка</th><th>По UNS</th><th>Микроструктура</th><th>C</th><th>Mn</th><th>Si</th><th>Cr</th><th>Ni</th><th>Mo</th><th>Nb</th><th>Cu</th><th>N</th><th>Al</th><th>Ti</th><th>Другие элементы</th></tr>
<tr><td>201LN</td><td>S20153</td><td rowspan="20">аустенитная</td><td>0,02</td><td>7,00</td><td>0,40</td><td>16,80</td><td>4,50</td><td rowspan="2">—</td><td rowspan="9">—</td><td rowspan="4"></td><td>0,20</td><td rowspan="20">—</td><td rowspan="20">—</td><td rowspan="4"></td></tr>
<tr><td rowspan="2">Gall-Tough</td><td>S20161</td><td rowspan="3">0,08</td><td>5,00</td><td rowspan="2">3,50</td><td>16,50</td><td>5,00</td><td>0,14</td></tr>
<tr><td>S20162</td><td>6,00</td><td>18,80</td><td>8,00</td><td>1,50</td><td>0,15</td></tr>
<tr><td>202</td><td>S20200</td><td>8,80</td><td rowspan="3">0,50</td><td>18,00</td><td>5,00</td><td rowspan="6">—</td><td>0,20</td></tr>
<tr><td>XM-1</td><td>S20300</td><td>0,04</td><td>5,80</td><td>17,00</td><td>5,80</td><td>2,00</td><td>—</td><td>S: 0,20</td></tr>
<tr><td>204</td><td rowspan="2">S20400</td><td rowspan="2">0,02</td><td rowspan="2">8,00</td><td rowspan="2">16,00</td><td rowspan="2">2,25</td><td rowspan="2">—</td><td>0,22</td><td rowspan="4">—</td></tr>
<tr><td>Nitronic 30</td><td rowspan="3">0,50</td><td>0,23</td></tr>
<tr><td>204Cu</td><td>S20430</td><td>0,08</td><td>7,80</td><td>16,50</td><td>2,50</td><td>3,00</td><td>0,15</td></tr>
<tr><td>205</td><td>S20500</td><td>0,18</td><td>14,80</td><td>17,20</td><td>1,40</td><td rowspan="11">—</td><td>0,36</td></tr>
<tr><td>Nitronic 50
XM-19</td><td>S20910</td><td>0,04</td><td>5,00</td><td>0,40</td><td>22,00</td><td>12,50</td><td>2,25</td><td>0,20</td><td>0,30</td><td>V: 0,20</td></tr>
<tr><td>XM-31</td><td>S21400</td><td rowspan="2">0,06</td><td rowspan="2">15,00</td><td>0,65</td><td>17,80</td><td>0,50</td><td rowspan="2">—</td><td rowspan="10">—</td><td>0,40</td><td rowspan="10">—</td></tr>
<tr><td>XM-14</td><td>S21460</td><td rowspan="3">0,40</td><td>18,00</td><td>5,50</td><td>0,42</td></tr>
<tr><td>XM-17</td><td>S21600</td><td>0,04</td><td rowspan="2">8,20</td><td rowspan="2">19,80</td><td rowspan="2">6,00</td><td rowspan="2">2,50</td><td rowspan="2">0,38</td></tr>
<tr><td>XM-18</td><td>S21603</td><td>0,02</td></tr>
<tr><td>Nitronic 60</td><td>S21800</td><td>0,05</td><td>8,00</td><td>4,00</td><td>17,00</td><td>8,50</td><td rowspan="5">—</td><td>0,13</td></tr>
<tr><td>Nitronic 40
XM-10</td><td>S21900</td><td>0,04</td><td rowspan="2">9,00</td><td rowspan="2">0,50</td><td rowspan="2">20,20</td><td rowspan="2">6,50</td><td rowspan="2">0,28</td></tr>
<tr><td>XM-11</td><td>S21904</td><td>0,02</td></tr>
<tr><td>Nitronic 33
XM-29</td><td>S24000</td><td>0,04</td><td>13,00</td><td>0,40</td><td>18,00</td><td>3,00</td><td>0,30</td></tr>
<tr><td>XM-28</td><td>S24100</td><td rowspan="2">0,08</td><td>12,50</td><td rowspan="2">0,50</td><td>17,80</td><td>1,50</td><td>0,32</td></tr>
<tr><td>Nitronic 32</td><td>S28200</td><td>18,00</td><td>18,00</td><td>—</td><td>1,00</td><td>1,00</td><td>0,50</td></tr>
</table>

301	S30100	аустенитная	0,08								0,05			
301L	S30103		0,02	1,00	0,50	17,00	7,00			—	0,10			
301LN	S30153										0,15			—
302	S30200				0,40						—			
302 B	S30215			1,00	2,50		9,00	—			0,50			
303	S30300	аустенитная FM	0,08											S: 0,20
XM-5	S30310	аустенитная		3,50		18,00	8,50							S: 0,30
303Se	S30323	аустенитная FM	0,08	1,00	0,50		9,00			—				Se: 0,20; S: 0,13
XM-2	S30345	аустенитная	0,08	1,00				0,50			—	0,80		S: 0,14
304	S30400		0,04				9,25							
304L	S30403		0,02	1,00	0,40	19,00	10,00							—
304H	S30409		0,07				9,25							
253MA	S30415		0,05	0,40	1,50	18,50	9,50		—		0,15		—	Ce: 0,06
302Cu	S30430		0,02	1,00	0,50	18,00	9,00			3,50	-			
304N	S30451		0,04				9,20				0,13			
XM-21	S30452				0,40						0,22			—
304LN	S30453		0,02				10,00				0,13			
	S30454				0,50		9,50	—			0,23	—		
304B	S30460													B: 0,25
304B1	S30461			1,00		19,00				—				B: 0,40
304B2	S30462													B: 0,62
304B3	S30463		0,04		0,40		13,50				—			B: 0,88
304B4	S30464													B: 1,10
304B5	S30465													B: 1,37
304B6	S30466													B: 1,62

Продолжение приложения 1

<table>
<tr><th>Марка</th><th>По UNS</th><th>Микроструктура</th><th>C</th><th>Mn</th><th>Si</th><th>Cr</th><th>Ni</th><th>Mo</th><th>Nb</th><th>Cu</th><th>N</th><th>Al</th><th>Ti</th><th>Другие элементы</th></tr>
<tr><td>304B7</td><td>S30467</td><td rowspan="18">аустенитная</td><td>0,04</td><td rowspan="3">1,00</td><td rowspan="2">0,40</td><td>19,00</td><td>13,50</td><td rowspan="17">—</td><td rowspan="10">-</td><td rowspan="20">-</td><td rowspan="6">-</td><td rowspan="4">-</td><td rowspan="22">-</td><td>B: 2,00</td></tr>
<tr><td>305</td><td>S30500</td><td>0,06</td><td>18,00</td><td>11,80</td><td rowspan="5"></td></tr>
<tr><td>306</td><td>S30600</td><td rowspan="2">0,01</td><td>4,00</td><td>17,80</td><td>14,80</td></tr>
<tr><td>AL611</td><td>S30601</td><td>0,65</td><td>5,30</td><td>17,50</td><td>17,50</td></tr>
<tr><td>85H</td><td>S30615</td><td>0,20</td><td rowspan="2">1,00</td><td>3,60</td><td>18,20</td><td>14,80</td><td>1,18</td></tr>
<tr><td>308</td><td>S30800</td><td>0,04</td><td>0,50</td><td>20,00</td><td rowspan="2">11,00</td><td rowspan="17">-</td></tr>
<tr><td>253MA</td><td>S30815</td><td>0,08</td><td>0,40</td><td>1,70</td><td>21,00</td><td>0,17</td><td>Ce: 0,06</td></tr>
<tr><td>309</td><td>S30900</td><td>0,10</td><td rowspan="11">1,00</td><td>0,50</td><td rowspan="5">23,00</td><td rowspan="3">13,50</td><td rowspan="10">-</td><td rowspan="15"></td></tr>
<tr><td>309S</td><td>S30908</td><td>0,04</td><td rowspan="4">0,40</td></tr>
<tr><td>309H</td><td>S30909</td><td>0,07</td></tr>
<tr><td>309Cb</td><td>S30940</td><td>0,04</td><td rowspan="2">14,00</td><td>0,60</td></tr>
<tr><td>309HCb</td><td>S30941</td><td>0,07</td><td>0,80</td></tr>
<tr><td>310</td><td>S31000</td><td>0,15</td><td rowspan="2">0,75</td><td rowspan="6">25,00</td><td rowspan="5">20,50</td><td rowspan="3">-</td></tr>
<tr><td>310S</td><td>S31008</td><td>0,04</td></tr>
<tr><td>310H</td><td>S31009</td><td>0,07</td><td>0,40</td></tr>
<tr><td>310Cb</td><td>S31040</td><td>0,04</td><td>0,75</td><td>0,60</td></tr>
<tr><td>310HCb</td><td>S31041</td><td>0,07</td><td>0,40</td><td>0,80</td></tr>
<tr><td>310MoLN</td><td>S31050</td><td>0,01</td><td>0,25</td><td>22,00</td><td>2,10</td><td rowspan="5">-</td><td>0,12</td></tr>
<tr><td>XM-26</td><td>S31100</td><td rowspan="2">дуплексная</td><td>0,03</td><td>0,50</td><td rowspan="2">0,50</td><td>26,00</td><td>6,50</td><td>—</td><td></td></tr>
<tr><td>44LN</td><td>S31200</td><td>0,02</td><td>1,00</td><td>25,00</td><td>6,00</td><td>1,60</td><td>0,17</td></tr>
<tr><td>254SMo</td><td>S31254</td><td rowspan="2">аустенитная</td><td rowspan="2">0,01</td><td>0,50</td><td>0,40</td><td>20,00</td><td>18,00</td><td>6,25</td><td>0,75</td><td>0,20</td></tr>
<tr><td>27-7MO</td><td>S31277</td><td>1,50</td><td>0,30</td><td>21,80</td><td>27,0</td><td>7,20</td><td>1,00</td><td>0,35</td></tr>
</table>

DP-3	**S31260**	**дуплексная**	**0,02**	**0,50**	**0,40**	**25,00**	**6,50**	**3,00**	**-**	**0,50**	**0,20**	**-**	**-**	**W: 0,30**
UR B66	**S31266**	**аустенитная**		**3,00**	**0,50**	**24,00**	**22,5**	**5,70**		**1,75**	**0,48**			**W: 2,00**
314	**S31400**		**0,15**	**1,00**	**2,25**	**24,50**	**20,50**	**—**		**-**	**-**			**-**
316	**S31600**		**0,04**		**0,40**	**17,00**	**12,00**	**2,20**						
316L	**S31603**		**0,02**											
316H	**S31609**		**0,07**											
316Ti	**S31635**		**0,04**										**0,50**	
316Cb	**S31640**								**0,60**				**-**	
316N	**S31651**								**-**		**0,13**			
316LN	**S31653**		**0,02**											
316L (высокое содержание азота)	**S31654**				**0,50**		**11,5**	**2,50**			**0,23**			
317	**S31700**		**0,04**		**0,40**	**19,00**	**13,00**	**3,30**			**-**			
317L	**S31703**		**0,02**											
3I7LM	**S31725**						**15,50**	**4,50**						
317LMN	**S31726**					**18,50**					**0,15**			
317LN	**S31753**					**19,00**	**13,00**	**3,30**			**0,16**			
2205 (бывшая)	**S31803**	**дуплексная**			**0,50**	**22,00**	**5,50**	**3,0**			**0,14**			
	S32001			**5,00**		**20,50**	**2,00**	**—**			**0,11**			
2203	**S32003**			**1,00**		**21,00**	**3,50**	**1,75**			**0,17**			
	S32050	**аустенитная**		**0,75**		**23,00**	**21,50**	**6,40**			**0,26**			
321	**S32100**		**0,04**	**1,00**	**0,40**	**18,00**	**10,50**	**-**			**-**		**0,40**	
321H	**S32109**		**0,07**										**0,50**	
2205	**S32205**	**дуплексная**	**0,02**		**0,50**	**22,50**	**5,50**	**3,20**			**0,17**		**-**	
2304	**S32304**			**1,25**		**23,00**	**4,20**	**0,30**		**0,32**	**0,12**			
	S32520			**0,75**	**0,40**	**25,00**	**6,80**	**3,50**		**1,25**	**0,28**			

Продолжение приложения 1

Марка	По UNS	Микроструктура	C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	Nb	Cu	N	Al	Ti	Другие элементы
255	S32550	дуплексная	0,02	0,75	0,50	25,50	5,50	3,40		2,00	0,18			
	S32615	аустенитная	0,04	1,00	5,40	18,00	20,50	0,90			—			
654S Mo	S32654		0,01	3,00	0,25	24,50	22,00	7,50	-	0,45	0,50			-
2507	S32750	дуплексная	0,02	0,60	0,40	25,00	7,00	4,00		—	0,28			
Zeron 100	S32760			0,50	0,50			3,50		0,75	0,25			W: 0,75
	S32803	ферритная	0,01	0,25	0,30	28,50	3,50	2,15	0,32			-		
329	S32900	дуплексная	0,04	0,50	0,40	25,50	3,50	1,50			-			
	S32906		0,02	1,00	0,25	29,00	6,60	2,05			0,35			
7 Mo Plus	S32950				0,30	27,50	4,40	1,75	-		0,25			-
330	S33000	аустенитная	0,05		1,20	18,50	35,50							
	S33228		0,06	0,50	0,20	27,00	32,00	-	0,80					Ce: 0,08
334	S33400		0,04		0,50	19,00	20,00					0,38	0,38	
	S34565		0,02	6,00		24,00	17,00	4,50	-		0,50			—
347	S34700		0,04						0,60	-				
347H	S34709		0,07		0,40	18,00	11,0	-	0,80		-	-	-	
348	S34800		0,04	1,00					0,60					Ta: <0,10
348H	S34809		0,07						0,80					
633 (AM 350)	S35000	мартенситная PH	0,09		0,25	16,50	4,50	2,90			0,10			
803	S35045	аустенитная	0,08	0,75	0,50	27,00	34,50	—			-	0,38	0,38	-
864	S35135		0,04	0,50	0,80	22,50	34,00	4,40					0,70	
353MA	S35315		0,06	1,00	1,60	25,00	35,00	—			0,15	-	-	Ce: 0,06
634 (AM355)	S35500	полуаустенитная PH	0,12		0,25	16,50	4,50	2,90			0,10			-

XM-9	S36200	мартенситная PH	0,03	0,25	0,15	14,25	6,60	—	-	—	-	-	0,75	-
	S38031	аустенитная	0,01	1,00	0,20	27,00	31,00	6,50		1,20	0,20		-	
XM-15	S38100		0,04		2,00	18,00	18,00	-	0,30	2,00	-			
384	S38400		0,02		0,50	16,00	18,00		-	-				
	S38660		0,04	2,00	0,75	13,50	15,50	2,00					0,25	
	S38815		0,02	1,00	6,00	14,00	15,00	1,18		1,18			-	
	S38926		0,01		0,20	20,00	25,00	6,50		1,00	0,20			
	S39277	дуплексная	0,01	0,40	0,40	25,00	7,20	3,50		1,60	0,28		-	W: 1,00
403	S40300	мартенситная	0,08	0,50	0,25	12,25	-	-		-	--			-
405	S40500	ферритная	0,04		0,50	13,00						0,20		
409 (бывшая)	S40900		0,05			11,20						-	0,40	
409	S40910		0,02						0,10				0,30	
409	S40920								0,05				0,35	
409	S40930								0,25				0,25	
	S40940		0,03			11,10			0,40				—	
	S40945		0,02			11,20			0,29				0,12	
	S40975						0,75		—				0,50	
	S40976					11,10	0,88		0,40				-	
	S40977	ферритная/ мартенситная				11,50	0,60		--					
410	S41000	мартенситная	0,11			12,50	-							
	S41003	ферритная/ мартенситная	0,02	0,75		11,50								
410S	S41008	мартенситная	0,04	0,50		12,50								
XM-30	S41040		0,10			12,00			0,18					
	S41041		0,16		0,25	12,25			0,30					

Продолжение приложения 1

Марка	По UNS	Микроструктура	C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	Nb	Cu	N	Al	Ti	Другие элементы
XM-30	S41045	ферритная	0,02			12,50	—		0,40					
	S41050	мартенситная	0,03	0,50	0,50	11,50	0,85				-			
414	S41400		0,08			12,50	2,00							-
	S41425				0,25	13,50	5,50	1,75			0,09			
4IONiMo	S41500		0,03	0,75	0,30	12,75	4,50	0,75						
416	S41600		0,08											
	S41603	ферритная/ мартенситная	0,04	0,60	0,50		-							S: 0,20
XM-6	S41610	мартенситная	0,08	2,00		13,00		-					-	
416Se	S41623		0,08	0,60										Se: 0,20
	S41800		0,18	0,25	0,25		2,00							W: 3,00
420	S42000		0,20				—							
	S42010		0,22	0,50		14,20	0,60	0,62	-	-				—
420F	S42020		0,35			13,00	-	-			-			S: 0,20
420F Se	S42023		0,30	0,60	0,50									Se: 0,2
	S42035	ферритная/ мартенситная	0,04	0,50		14,50	1,80	0,70					0,40	-
422	S42200	мартенситная	0,22	0,75	0,25	11,80	0,75	1,10						V: 0,25; W: 1,1
	S42300		0,30	1,15		11,50		2,75						V: 0,25;
429	S42900	ферритная				15,00	-						-	
430	S43000		0,06	0,50	0,50	17,00		-						
430F	S43020			0,62										S: 0,20

430FSe	S43023	ферритная	0,060	0,62	0,50	17,00	-	-	-	-	—	-	—	Se: 0,20
439	S43035		0,030	0,50		18,00							0,60	4
431	S43100	мартенситная	0,100			16,00	2,00							
434	S43400	ферритная	0,060			17,00	-	1,00						
436	S43600								0,50					
	S43932		0,020			18,00		-						
	S43940												0,35	
440A	S44002	мартенситная	0,700			17,00			-				-	
440B	S44003		0,850											
440C	S44004	мартенситная	1,100											
440F	S44020													S: 0,20
440FSe	S44023		1,080	0,62										Se: 0,20
442	S44200	ферритная	0,100	0,50		20,50								-
444	S44400		0,010			18,50		2,10	0,20				0,30	
	S44500					20,00		-	0,40				1,10	
446	S44600		0,100	0,75		25,00			-				-	
-	S44625		0,005	0,20	0,02	26,00		1,00						
XM-33	S44626		0,030	0,40	0,40			1,18					0,60	
26-1	S44627		0,002	0,05	0,20			1,00	0,10				-	
XM-27	S44627													
	S44635		0,010	0,50	0,40	25,20	4,00	4,00	0,15				0,45	
	S44660		0,020		0,50	26,50	2,20	3,50	0,20				0,40	
29-4	S44700		0,005	0,20	0,10	29,00	-	4,00	-				-	(C + N) < < 0,025
	S44735		0,015	0,50	0,50			3,90	0,20				0,40	-

Окончание приложения 1

Марка	По UNS	Микроструктура	C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	Nb	Cu	N	Al	Ti	Другие элементы
29-4-2	S44800	ферритная	0,005	0,200	0,100	29,00	2,25	4,00	-	-	-	—	—	(C + N) < < 0,025
XM-25	S45000	мартенситная PH	0,030	0,500	0,500	15,00	6,00	0,75	0,40	1,50				-
XM-16	S45500			0,250	0,250	11,75	8,50	-	0,30	2,00			1,10	
	S45503		0,005		0,100								1,20	
	S46500	полуаустенитная PH	0,010	0,120	0,120		11,00	1,00		-			1,65	
	S46800	ферритная	0,015	0,500	0,500	19,00	—	-	0,35				0,18	
662	S66220	аустенитная PH	0,040	0,750		13,50	26,00	3,00				0,20	1,80	B: 0,005
660(A-286)	S66286			1,000		14,75	25,50	1,25					2,10	V: 0,30; B: 0,005
JBK-75	-		0,020	0,000	0,000	15,00	30,00				0,000	0,25	2,15	V: 0,25; B: 0,0015; O: 0,000

Примечания

1 Данные таблицы приведены из стандартов ASTM, издание 2003 г., Т. 1.02 и 1.03.

2 Принятые условные обозначения микроструктуры стали: PH - дисперсионно-твердеющая; FM - феррито-мартенситная.

ПРИЛОЖЕНИЕ 2

МЕТОДЫ ТРАВЛЕНИЯ СВАРНЫХ ШВОВ НЕРЖАВЕЮЩИХ СТАЛЕЙ

Микроструктуру сварных швов нержавеющих сталей можно выявить различными методами травления. Металл шва частично расплавленной зоны и в ряде случаев ЗТВ не однороден, и поэтому у него наблюдается травимость, которая отличается от основного металла. Сварное соединение может состоять из двух различных нержавеющих сталей или даже нержавеющей стали и черного металла либо сплава на никелевой основе. Присадочные материалы из нержавеющих сталей могут использоваться для соединения углеродистых или низколегированных сталей. Было установлено, что в таких случаях различные травители и методы травления обеспечивают интересы исследователей.

Методы травления делятся на химические, электролитические и методы растравливания. В целом химические методы проще применять, и они требуют меньшего количества оборудования, их, как правило, предпочитают неспециалисты. Электролитические методы предпочитают специалисты в области исследования коррозионно-стойких сплавов. Различные методы растравливания позволяют более контрастно выявлять интересующие нас фазы (в том числе цветными методами), чем позволяют методики других типов. В табл. А2.1, А2.2 и А2.3 приведены методики травления, которые авторы нашли полезными для изучения микроструктуры сварных швов нержавеющих сталей. Эго не означает, что приведен исчерпывающий перечень методов. Авторы сами использовали указанные выше методы для приведенных материалов. Более полная информация по методам травления может быть найдена в работах [1] (Справочник американского общества материалов, ASM Metals Handbook) и [2] (Справочник травителей металлов, CRC Handbook of Metal Etchants).

Таблица А2.1- Химические травители нержавеющих сталей

Травитель	Сталь	Состав, применение	Примечание
Kalling's № 1	мартенситная	1,5 г $CuCl_2$, 33 мл HCl, 33 мл этанола, 33 мл H_2O. Погрузить или протереть тампоном при комнатной температуре	Мартенсит затемняет, феррит окрашивает и не воздействует на аустенит
Villela's	мартенситная	1 г пикриновой кислоты, 5 мл НС1, 100 мл этанола. Погрузить или протереть тампоном при комнатной температуре	Мартенсит травит, оставляя очерченными карбиды, сигма-фазу и феррит
Railing's №2	аустенитная, дуплексная	5г $CuCl_2$, 100 мл HCl, 100 мл этанола. Погрузить или протереть тампоном при комнатной температуре	Феррит затемняет в металле шва номинально аустенитных и дуплексных сталей, оставляя аустенит светлым. Универсальный травитель, но его следует применять в свежеприготовленном состоянии, так как в состаренном состоянии образуются питтинги
Кислотная смесь	ферритная, аустенитная, дуплексная	Равные части HCl, HNO_3 и ацетатной кислоты. Использовать свежеприготовленным. Протереть тампоном при комнатной температуре	Основное воздействие травления — выявить феррит и аустенит, продукты сегрегации, дисперсные выделения и границы зерен. Данный травитель следует использовать в течение нескольких минут после смешивания и утилизировать, когда он окрасится в оранжевый цвет
Glyceregia	мартенситная, ферритная, аустенитная, дуплексная	3 части глицерина, 2-5 частей HCl, 1 часть HNO_3 Использовать свежеприготовленным. Погрузить или протереть тампоном при комнатной температуре	Травитель, аналогичный смеси кислот общего применения, но менее агрессивный. Очерчивает феррит и аустенит, воздействует на мартенсит и сигма-фазу. Его также следует применять свежеприготовленным и подвергнуть утилизации при изменении цвета на оранжевый

Окончание таблицы А2.1

Травитель	Сталь	Состав, применение	Примечание
Разбавленная царская водка	разнородные сварные соединения	15 мл HCl, 5 мл HNO_3, 100 мл H_2O при комнатной температуре	Успешно применяется для травления сварных соединений из разнородных нержавеющих сталей, нержавеющих присадочных материалов, используемых для высокоуглеродистых сталей и наплавки нержавеющей стали на углеродистую сталь. Имеет тенденцию выявлять структуру ЗТВ углеродистых и низколегированных сталей, хотя время травления должно быть ограничено, чтобы избежать перетравливания ЗТВ. Затемняет аустенит и выделяет феррит, сигма-фазу и карбиды
Murakami's	дуплексная, супердуплексная	10 г $K_3Fe(CN)_6$, 10 г KOH или 7 г NaOH, 100 мл H_2O, нагретый при температуре от 80 до 100 °C. Погрузить в свежий раствор. Применять вытяжную вентиляцию в шкафу, поскольку выделяются цианистые аэрозоли	Следует использовать свежеприготовленным, так как испарение изменяет силу травителя. Затемняет феррит, очерчивает сигма-фазу и придает ей слегка голубой оттенок, оставляя аустенит неизменным

Таблица А2.2 — Электролитические травители нержавеющих сталей

Травитель	Сталь	Состав, применение	Примечание
Оксалиновая кислота, 10%	ферритная, аустенитная	10 г оксалиновой кислоты, 90 мл H_2O при комнатной температуре. Травить при напряжении 3—6 В в течение 5-60 с	Травитель эффективен для выявления границ зерен особенно при наличии выделений карбидов. Этот метод часто используется для выявления “сенсибилизации”
Ramirez’s [3]	дуплексная, супердуплексная	40% объема HNO_3 в воде. Шаг 1: напряжение 1-1,2 В в течение двух мин Шаг 2: напряжение 0,75 В в течение семи мин	Этот способ выявляет различные типы аустенита без перетравливания нитрилов хрома

Таблица А2.3 - Техника растравления нержавеющих сталей

Травитель	Сталь	Состав, применение	Примечание
Модифицированный Murakami's [4]	дуплексная	Электролитическая 10%-ная оксалиловая кислота при напряжении 6 В в течение 10-20 с. Окунание в кипящий травитель Murakami’s (10 г перманганата, 10 г КОН, 100 мл H_2O) в течение 60 мин	Первые два шага выявляют аустенитную и ферритную фазы. Кипящий травитель Murakami’s приводит к образованию интерферентных пленок на феррите, которые показывают продукты сегрегации внутри ферритной фазы. Аустенит остается белым
Ferrofluid [5]	аустенитная, дуплексная	Нанести коллоидную суспензию “ferrofluid” (Fe_3O_4) в парафине. Промыть образец и высушить	Частицы Fe_3O_4 прилипают к ферритной фазе вследствие остаточного магнетизма и окрашивают феррит. Аустенит остается белым. Данный способ обеспечивает очень хороший контраст между ферритом и аустенитом

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК К ПРИЛОЖЕНИЮ 2

[1] ASM. 1985. ***Metals Handbook,*** 9th ed., Vol. 9, ASM International, Materials Park, OH, pp. 279-296.

[2] Walker, P., and Tam, W. H„ eds. 1991. CRC ***Handbook of Metal Etchants,*** CRC Press, Boca Raton. FL, pp. 1188-1199.

[3] Ramirez, A. J., Brandi, S. D., and Lippold, J. C. 2001. Study of secondary austenite precipitation by scanning electron microscopy, ***Acta Microscopica,*** Vol. 1, Suppl. A, p. 147.

[4] Varol, I., Baeslack, W. A., and Lippold, J. C. 1989. Characterization of weld solidification cracking in a duplex stainless steel. ***Metallography,*** 23:1-19.

[5] Ginn, B. J. 1985. A technique for determining austenite to ferrite ratios in welded duplex stainless steels, ***Welding Institute Research Bulletin,*** 26:365-367.

ПРИЛОЖЕНИЕ 3

СОКРАЩЕНИЯ И ОПРЕДЕЛЕНИЯ, ПРИМЕНЯЕМЫЕ В США В ОБЛАСТИ СВАРКИ И МАТЕРИАЛОВ

3.1 Общие понятия

BTR — температурный интервал хрупкости (brittle temperature range).

CCC — растрескивание, вызванное загрязнением медью (copper contamination cracking).

CCT - критическая температура ножевой коррозии (critical crevice temperature).

CPT — критическая температура питтинговой коррозии (critical pitting temperature).

Cr_{eq} — хром-эквивалент (chromium equivalent).

CSR - область склонности к растрескиванию (crack susceptible region).

CTE — коэффициент термического расширения (coefficient of thermal expansion).

CVN — образцы Шарли с V-образным надрезом.

DBTT — температура перехода из вязкого состояния в хрупкое (ductile-britle (fracture) transition temperature).

DDC — растрескивание вследствие провала пластичности (ductility dip cracking).

DRT — температура восстановления пластичности (ductility recovery temperature).

DTR — температурный интервал пластичности (ductility temperature range).

FN — ферритное число (Ferrite Number).

HIC — растрескивание, вызванное водородом (hydrogen induced cracking).

HTE - высокотемпературное охрупчивание (high temperature embrittlement).

IGC — межкристаллитная коррозия (intergranular corrosion).

IGSCC — межкристаллитное коррозионное растрескивание под напряжением (intergranular stress corrosion cracking).

ITE — охрупчивание при промежуточной температуре (intermediate temperature embrittlement).

LCTR — температурный интервал ликвационного растрескивания (liquation cracking temperature range).

LTS — низкотемпературная “сенсибилизация” (low temperature sensitization).

MCD - максимальная протяженность трещины (maximum crack distance).

MCL — максимальная длина трещины (maximum crack length).

MGB — мигрирующая граница зерен (migrated grain boundary).

MIC — коррозия, вызванная микробиологическим фактором (microbiologically induced corrosion).

NDT — температура нулевой пластичности (nil ductility temperature).

Ni_{eq} — никель-эквивалент (nickel equivalent).

NST — температура нулевой прочности (nil strength temperature).

PMZ — зона частичного расплавления (partially melted zone).

PRE_N — эквивалент сопротивления питтинговой коррозии (pitting resistance equivalent).

PWHT — послесварочная термическая обработка (post weld heat treatment).

SCC — коррозионное растрескивание под напряжением (stress corrosion cracking).

SGB — граница зерен кристаллизации (solidification grain boundary).

SCTR — температурный интервал кристаллизационного растрескивания (solidification cracking temperature range).

SHT — термическая обработка твердого раствора (solution heat treatment).

SSGB — граница субзерен кристаллизации (solidification subgrain boundary).

STF — испытание “деформация—разрушение” (strain-to-fracture test).

TCL — полная длина трещины (total crack length).

TGSCC — транскристаллитное коррозионное растрескивание под напряжением (transgranular stress corrosion cracking).

T_m — температура плавления (melting temperature).
VOD - обезуглероживание продувкой кислородом в вакууме (vacuum-oxygen decarburization).
ZCC - растрескивание, вызванное загрязнением цинком (zinc contamination cracking).
UNS - Унифицированная система обозначения сталей и сплавов.

3.2 Процессы сварки

CAW — дуговая сварка угольным электродом (carbon arc welding).
FCAW - дуговая сварка порошковой проволокой (flux-cored arc welding).
GMAW — дуговая сварка плавящимся электродом в защитном газе (gas metal arc welding).
GTAW — дуговая сварка вольфрамовым электродом в защитном газе (gas tungsten arc welding).
LBW - лазерная сварка (laser beam welding).
SAW — дуговая сварка под флюсом (submerged arc welding).
SMAW - дуговая сварка металлическим покрытым электродом (shielded metal arc welding).

3.3 Организации, осуществляющие координацию исследований в области сварки

AISI — Американский институт железа и стали (American Iron and Steel Institute).
AMS — Стандарты аэрокосмических материалов (Aerospace Materials Specification).
ASM - Американское общество материалов (American Society of Materials).
ASTM - Американское общество по испытанию и материалам (American Society for Testing and Materials).
AWS — Американское сварочное общество (American Welding Society).
SAE - Общество инженеров автомобилестроителей (Socety of Automotive Engineer).
TWI - Британский институт сварки (The Welding Institite).
WRC — Американский совет по исследованиям в области сварки (Welding Research Council).

Примечание - Приложение 3 составлено научными редакторами и переводчиком монографии.

Липпольд Джон
Котеки Дамиан

МЕТАЛЛУРГИЯ СВАРКИ И СВАРИВАЕМОСТЬ НЕРЖАВЕЮЩИХ СТАЛЕЙ

Редакторы: ***А. В. Явственная, Е. А. Пряникова***
Технический редактор ***А. И. Колодяжная***
Корректор ***А. И. Рогозин***
Компьютерная верстка ***Н. В. Стасеевой***
Дизайн обложки ***Т. М. Ивановой***

Налоговая льгота — Общероссийский классификатор продукции
ОК 005-93, т. 2; 95 3004 - научная и производственная литература

Подписано в печать 18.05.2011. Формат 70x100/16. Печать офсетная.
Усл. печ. л. 37,5. Тираж 1000. Заказ 511.

Санкт-Петербургский государственный политехнический университет.
Издательство Политехнического университета,
член Издательско-полиграфической ассоциации университетов России.
Адрес университета и издательства:
195251, Санкт-Петербург, Политехническая ул., 29.

трудов в области оборудования и технологии сварочного пр водства. Руководитель группы “Плазменные технологии" к ры сварки и лазерных технологий факультета технологии и дования материалов Санкт-Петербургского государстнен политехнического университета.

ЛЕВЧЕНКО Алексей Михайлович

Автор более 150 научных работ в области металлургии и те логии сварочного производства металлических конструкц сталей и сплавов различных марок. Принимал участие в ра ботке более десяти национальных стандартов но терминол в сварке, по сварочным материалам и по определению водо в сварных швах.

В настоящее время директор Регионального Северо-Запад Межотраслевой) аттестационного центра Национального А Контроля Сварки (Санкт-Петербург). Кандидат технических наук, доцент кафедр и лазерных технологий Санкт-Петербургского государственного политехничес университета.

ФЕДОТОВ Борис Владимирович

Кандидат технических наук, доцент кафедры сварки и лазе технологий Санкт-Петербургского государственного полите ческого университета, автор более 100 научных работ и уче методических пособий в области теории и технологии конта сварки, математического моделирования сварочных проц и металлургических основ сварки.

Принимал активное участие в качестве переводчика при ра ботке более десяти национальных стандартов по терминол в сварке и по сварочным материалам. Работал научным интерном в исследовател лаборатории компании “ФОРД МОТОР” штата Мичиган США. Награжден гра компании для проведения научных исследований.

9785742229162