



ВЛИЯНИЕ СТРУКТУРЫ И ФАЗОВОГО СОСТАВА НА КОРРОЗИОННУЮ СТОЙКОСТЬ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ДУПЛЕКСНЫХ НЕРЖАВЕЮЩИХ СТАЛЕЙ

М. БЕЛОЕВ (KZU Holding Ltd., г. София, Болгария), **Ф. ХАРТУНГ** (Трирский техн. ин-т, Германия),
Н. ЛОЛОВ, Б. АЛЕКСАНДРОВ (Софийский техн. ун-т, Болгария)

Рассмотрены состав, структура, металлургические свойства современных дуплексных нержавеющей сталей. Показано влияние легирующих элементов, фазового состава сталей, а также термического цикла сварки на механические свойства и коррозионную стойкость различных участков сварных соединений дуплексных сталей.

Ключевые слова: дуплексные нержавеющей стали, классификация, легирующие элементы, микроструктура, фазовый состав, интерметаллиды, свариваемость, механические свойства, коррозионная стойкость

Дуплексные нержавеющей стали (ДНС) — относительно новая группа высоколегированных нержавеющей сталей, которые применяются на практике с 1970-х годов. Для них характерна микроструктура, состоящая из приблизительно равных частей аустенита и феррита, при этом количество аустенита несколько преобладает. Преимущества DNS по сравнению с обычными аустенитными (АНС) и ферритными нержавеющей стали (ФНС) следующие:

более высокая коррозионная стойкость (особенно если речь идет о местной — питтинговой или щелевой коррозии в агрессивных средах, содержащих хлор и фтористые соединения);

более высокие механические свойства (предел текучести почти в два раза выше, чем в АНС, что может способствовать значительному снижению массы сварных конструкций и существенной экономии затрат);

меньше технологических проблем в процессе изготовления сварных конструкций благодаря хорошей свариваемости;

хорошая совместимость с низколегированными сталями благодаря близким коэффициентам теплового расширения, что обеспечивает более низкие уровни термического напряжения в сварных конструкциях.

ДНС находят широкое применение во многих отраслях: нефтедобывающей промышленности (в частности, строительство морских платформ); химической (изготовление оборудования для целлюлозно-бумажного производства и производства искусственных удобрений); энергетике (производство оборудования для очистки содержащих серу газов); горной (производство установок для извлечения минералов из руд); фармацевтической, а также в судостроении (строительство танкеров для транспортировки агрессивных химических соединений).

Маркировка DNS. На сегодня нет единой маркировки DNS. В США Американским инсти-

тутом железа и стали (AISI) введена трехзначная система маркировки, подобная используемой для АНС (например, AISI 304, AISI 316 и т. д.). Позже для обозначения новых марок DNS Общество инженеров-автомобилестроителей (SAE) и Американское общество по испытанию материалов (ASTM) ввели одну букву S плюс обозначение из пяти цифр. «Инструкция по стальной продукции для нержавеющей сталей» и Унифицированная система нумерации (UNS), введенная SAE и ASTM, охватывает весь диапазон стандартизированных нержавеющей сталей. Обычно на практике букву S и первую цифру заменяют словом «Duplex» (например, Duplex 2304 вместо S32304 или Duplex 2205 вместо S32205) или вообще опускают слово «Duplex» — 2304, 2205.

В соответствии с европейскими стандартами (EN) для маркировки сталей используют пять цифр, первая из которых — единица — обозначение стали. После первой цифры ставят точку, за которой следует обозначение определенной марки стали из четырех цифр.

Кроме стандартных обозначений, производители DNS также присваивают им различные торговые названия.

Современные DNS делятся на четыре группы: DNS с пониженным содержанием легирующих элементов (малодуплексные — с низким содержанием аустенита, нелегированные молибденом); стали группы 2205 (почти 80 % всех используемых на практике сплавов относятся к этой марке); дуплексные стали с 25 % Cr (сплав 255 и DP-3); супердуплексные нержавеющей стали (СДНС) с 25...26 % Cr и повышенным содержанием молибдена и азота по сравнению с дуплексными сталями с 25 % Cr.

В табл. 1 приведены соответствующие нормам SAE/ASTM и EN химический состав, маркировка, торговое название наиболее применяемых DNS.

Роль легирующих элементов. Взаимодействие основных легирующих элементов (хрома, молибдена, азота и никеля) имеет очень сложный характер. Химический состав определяет фазовое равновесие и во многом влияет на формирование неблагоприятных интерметаллидных соединений при высоких температурах, поэтому для получения



Таблица 1. Химический состав наиболее используемых ДНС

ДНС		Торговое название	Массовая доля элементов, %						PRE _N	PRE _W **
SAE/ASTM	EN 10088		Cr	Ni	Mo	N	Cu	W		
S32304	1.4362	SAF 2304, UR 35 N	23	4	0,1	—	—	—	24	—
S31803	1.4462	UR 45 N	22	5	2,8	0,15	—	—	32/33	—
S32205		SAF 2205 UR 45 N+	22,8	6	3,3	0,18	—	—	36/36	—
S32550	1.4507	UR 52 N	25	6,5	3	0,22	1,5	—	38/39	—
S31200		Ferralium 255 UR 47 N	25	6,5	3	0,22	—	—	38/39	—
S31260		DP 3	27	7	3	0,16	0,5	0,3	37	38
S32550	1.4507	UR 52 N+	25	7	3,5	0,25	1,5	—	41	—
S32750	1.4410	SAF 2507 UR 45 N+	25	7	3,8	0,28	—	—	41	—
S39274		DP 3W	25	7	3	0,27	—	2	39	42,5
S32760	1.4501	Zeron 100	25	7	3,5	0,24	0,7	0,7	40	41,5
		DTS 25.7 NW	27	7,5	3,8	0,27	0,7	0,7	44	45
		DTS 25.7 NWCu	25	7,5	4	0,27	1,7	1	42,5	44

* Эквивалент сопротивления питтинговой коррозии PRE_N = Cr + 3,3Mo + 16N.
** Эквивалент сопротивления питтинговой коррозии PRE_W = Cr + 3,3(Mo + 0,5W) + 16N.

стабильной дуплексной микроструктуры важно обеспечить необходимое содержание каждого из легирующих элементов. Их влияние на механические, физические и коррозионные свойства оценивается следующим образом.

Для формирования стабильной пассивной пленки оксида хрома, защищающей сталь от атмосферной коррозии, достаточно 10,5 % Cr. С увеличением его содержания коррозионная стойкость нержавеющей стали повышается. Хром является ферритообразующим элементом, а если его содержание возрастает, необходимо повышать также содержание никеля для получения дуплексной микроструктуры. Более высокое содержание хрома также вызывает образование интерметаллидных фаз. В АНС минимальное содержание хрома 18 %, в ДНС — 22.

Молибден дополняет хром с точки зрения коррозионной стойкости в хлористой среде. Он также является ферритообразующим элементом и повышает тенденцию к образованию интерметаллидных фаз. В ДНС содержание молибдена ограничивается до 4 %.

Азот увеличивает сопротивляемость питтинговой и щелевой коррозии, значительно повышает прочность ДНС и является наиболее эффективным легирующим элементом с точки зрения упрочнения твердого раствора. Обогащенные азотом ДНС также обладают высокой вязкостью. Азот препятствует выделению вредных интерметаллидных фаз и является мощным аустенитообразующим элементом, частично замещающим никель, поэтому для обеспечения желаемого фазового равновесия необходимо соблюдать его количество в пределах растворимости.

Никель стабилизирует аустенит. В составе ДНС никеля 3... 7 %, а в АНС — минимум 8. Благодаря более низкому содержанию никеля в ДНС по сравнению с АНС, влияние мирового роста цен на никель сказывается на колебании цен на ДНС гораздо меньше. Легирование никелем препятствует выделению вредных интерметаллидных фаз в АНС, но намного менее эффективно это влияние в ДНС. Благодаря объемно-центрированной кубической кристаллической решетке аустенит имеет высокую вязкость. Наличие около 50 % аустенита значительно повышает вязкость ДНС. Место дуплексных сталей по отношению к другим высоколегированным сталям (с учетом их химического состава) показано на рис. 1.

Металлургические свойства ДНС. Металлургические свойства ДНС исследованы с помощью диаграммы фазового равновесия трехкомпонентной системы Fe-Cr-Ni. Участок диаграммы, соответствующий 68 % Fe, приведен на рис. 2. Как видно из рисунка, ДНС затвердевают как феррит, некоторая часть которого превращается в аустенит. Температура фазового превращения зависит от химического состава сплава. При более низких тем-

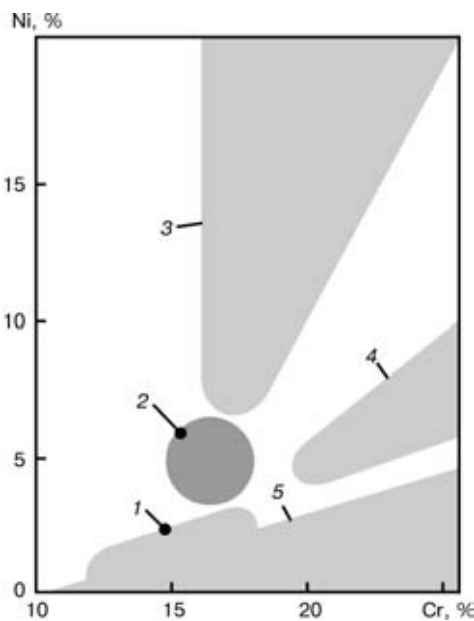


Рис. 1. Упрощенная диаграмма Шеффлера: 1 — мартенситные стали; 2 — стали с дисперсионным твердением; 3 — аустенитные стали; 4 — дуплексные; 5 — ферритные

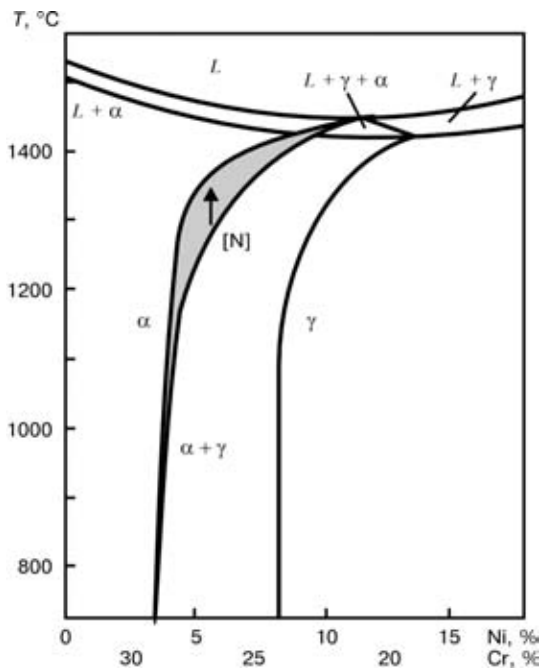


Рис. 2. Диаграмма фазового равновесия трехкомпонентной системы Fe-Cr-Ni

пературах полученное равновесие между аустенитом и ферритом практически не изменяется. На диаграмме также показано влияние увеличения количества азота.

Относительное количество феррита и аустенита в металле проката зависит не только от химического состава, но и от термической предыстории стали. Небольшие изменения химического состава могут существенно влиять на относительное количество двух фаз. В процессе дальнейшего охлаждения или последующей термической обработки ДНС могут выделяться различные вторичные фазы в температурном интервале 1000...300 °С. Такая тенденция во многом зависит от содержания легирующих элементов и, следовательно, существенно отличается в сталях различных марок. В СДНС и металле шва (МШ) выделение более интенсивно благодаря высокому содержанию в них легирующих элементов.

На рис. 3 приведена диаграмма «время-температура-выделение (ВТВ)», суммирующая приблизительные температурные интервалы, в которых происходит выделение вторичных фаз в ДНС.

Более высокое содержание легирующих элементов в СДНС обуславливает их большую склонность к выделению вторичных фаз. σ- и χ-Фазы, вторичный аустенит и карбид хрома являются наиболее важными вторичными фазами, выделяющимися в процессе изготовления и сварки стали и формирующимися при температуре 500 °С. Распад феррита до α'-фазы определяет верхний предел температур эксплуатации. При температуре ниже 500 °С реакции выделения вторичных фаз протекают сравнительно медленно и практиче-

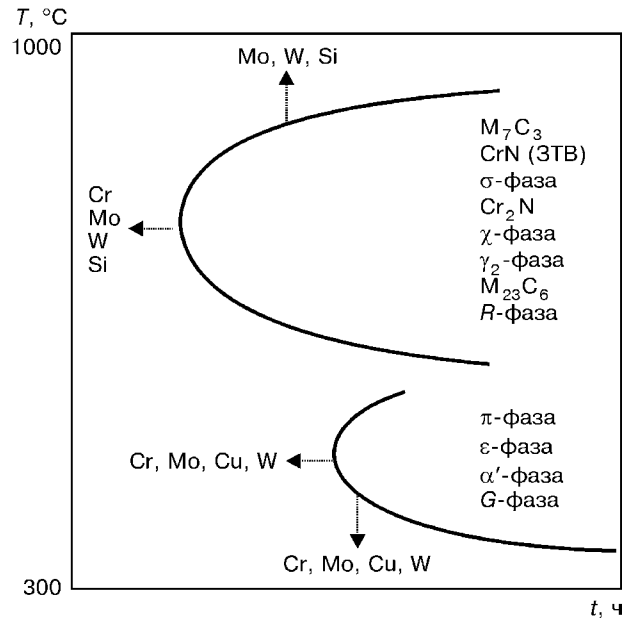


Рис. 3. С-образные кривые «время-температура-выделение»

ски не оказывают влияния на охрупчивание во время сварки. Вторичные фазы, выделяющиеся в металле ЗТВ ДНС и МШ при температурах выше 500 °С, приведены в табл. 2.

Аустенит, выделяющийся при температуре ниже 900 °С, обычно называют вторичным. Он выделяется при быстром охлаждении стали или МШ от высоких температур (где часть уравновешенного феррита больше), а затем вновь претерпевает нагрев в процессе сварки или термообработки. Аустенит, сформировавшийся при более низких температурах, содержит меньше азота, хрома и молибдена по сравнению с аустенитом, образовавшимся при высоких температурах. Морфология вторичного аустенита изменяется в зависимости от участка и механизма формирования: от видманштеттовой структуры с острыми краями, которая часто встречается в МШ, до зернистой, встречающейся как в МШ, так и в металле ЗТВ. В обоих случаях из-за низкого содержания азота,

Таблица 2. Вторичные фазы, формирующиеся в металле ЗТВ ДНС и МШ при температурах выше 500 °С

Тип выделения	Химическая формула	Температурный интервал, °С	Пространственная группа	Параметры решетки, нм
α-Феррит	—	—	1m3m	a = 0,286...0,288
γ-Аустенит	—	—	Fm3m	a = 0,358...0,362
Нитрид хрома	Cr ₂ N	700...900	P31m	a = 0,480; c = 0,447
Нитрид хрома	CrN	~1000	Fm3m	a = 0,413...0,447
Фазы:				
σ	Fe-Cr-Mo	600...1000	P4 ₂ /mmm	a = 0,879; c = 0,454
χ	Fe ₃₆ Cr ₁₂ Mo ₁₀	700...900	143m	a = 0,892
R	Fe-Cr-Mo	550...800	R3	a = 1,090; c = 1,934
π	Fe ₇ Mo ₁₃ N ₄	550...600	P4 ₁ 32	a = 0,647
τ	—	550...650	Fmmm	a = 0,405; b = 0,484; c = 0,286
M ₇ C ₃	—	950...1050	Pnma	a = 0,452; b = 0,699; c = 1,211
M ₂₃ C ₆	—	—	Fm3m	—



хрома и молибдена она оказывает негативное влияние на стойкость к питтинговой коррозии. Выделение вторичного аустенита также способствует формированию зародышей фаз с высоким содержанием хрома и низким содержанием никеля (например, σ -фазы).

Интерметаллидные фазы. Самой обычной интерметаллидной фазой является σ -фаза, часто выделяющаяся в значительных количествах. Во многих ДНС и сварных соединениях из них можно наблюдать выделение χ - и R -фаз, но в меньших количествах. Во многих случаях σ -фаза является синонимом интерметаллидной фазы.

Тетрагональная σ -фаза является интерметаллидным соединением Fe-Cr-Mo. Ее термодинамическая устойчивость находится в интервале 600...1000 °С в зависимости от содержания легирующих элементов. Она обогащена хромом, молибденом, кремнием и вольфрамом, бедна никелем и марганцем.

Кубическая χ -фаза представляет собой интерметаллидное соединение, обогащенное молибденом и часто встречающееся в ДНС после выдержки в температурном интервале 700...900 °С. Она метастабильна и замещается σ -фазой в процессе более длительной термообработки.

Интерметаллидная R -фаза выделяется в ДНС в температурном интервале 550...800 °С.

Охрупчивание при температуре 475 °С вызвано спиноидальным распадом участков феррита, богатых фазами α -Fe и α' -Cr в процессе старения при 300...550 °С. Образование α' -фазы включает формирование зародышей и их рост. Однако оно всегда связано со значительным уменьшением ударной вязкости.

Процесс выделения гексагональных нитридов хрома Cr₂N может протекать в ДНС в температурном интервале 700...900 °С. Их выделение может быть результатом перенасыщения феррита азотом при высоких скоростях охлаждения от высоких температур в процессах изотермической обработки и сварки. Эти выделившиеся фазы могут оказывать негативное влияние на коррозионную стойкость и ударную вязкость.

Карбиды играют ограниченную роль в современных ДНС благодаря очень низкому содержанию в них углерода. Предполагается, что карбиды способствуют выделению других вредных фаз, таких как σ -фаза, обеспечивая наличие центров зародышеобразования.

Кинетика выделения интерметаллидных фаз.

Процесс выделения вторичных фаз в ДНС или в МШ протекает:

- внутри ферритных зерен;
- на границах ферритных и аустенитных зерен;
- на границах ферритных зерен.

По сути это результат нестабильности феррита при температурах ниже 1000 °С, чему способствует более высокая скорость диффузии в феррите по сравнению с аустенитом. Факторами, влияющими на кинетику выделения вторичных фаз и температурный интервал выпадения последних, являются химический состав феррита, а также коли-

чество и характер центров зародышеобразования внутри зерен и на границах.

Состав феррита зависит от химического состава стали или МШ, а также процентного содержания феррита. Температура термообработки, скорость охлаждения и нагрева при последовательном наложении швов также в значительной степени влияют на состав феррита.

При более высоком содержании феррита образуется менее легированный феррит, при более низком — феррит с более высоким содержанием легирующих элементов, стабилизирующих феррит (хром, молибден и кремний). Быстрое охлаждение сварных соединений (особенно однопроходных швов) обеспечивает меньшее время для распределения легирующих элементов, в результате образуется феррит и аустенит с более однородным составом, тогда как многопроходная сварка и более высокая погонная энергия обеспечивают большее время для распределения. В результате быстрого охлаждения содержание феррита увеличивается, что обеспечивает большее количество в нем легирующих элементов.

Термообработка при более высоких температурах приводит к увеличению объемного содержания феррита и более однородному распределению легирующих элементов. Благодаря этому феррит менее чувствителен к выделению интерметаллидных фаз, но риски формирования вторичного аустенита и при определенных условиях выделений нитридов, возрастут. Формирование интерметаллидных фаз в процессе охлаждения протекает медленнее при высокой температуре отжига. С ее увеличением скорость зародышеобразования уменьшается, но конечное количество σ -фазы при более длительных сроках старения остается без изменений.

Значительные изменения содержания и состава феррита могут протекать в швах. Обнаружено, что узкие ферритные участки обогащены легирующими элементами, что способствует формированию интерметаллидных фаз, выделение вторичных фаз также более вероятно на этих участках.

Более высокое содержание легирующих элементов (молибдена, вольфрама и кремния) повышает диапазон стабильности выделившихся фаз и сдвигает диаграмму (см. рис. 3) по направлению к более непродолжительному времени их появления. Рассмотрим влияние типичных легирующих элементов на выделение вторичных фаз.

Повышение содержания хрома и молибдена увеличивает скорость выделения вторичных фаз. Они также расширяют температурный интервал выделения σ -фазы. Кремний способствует выделению σ -фазы, обогащенной этим элементом. Повышение содержания никеля уменьшает количество феррита и соответственно уменьшает максимальное содержание σ -фазы. Однако уменьшение содержания феррита способствует обогащению феррита хромом и молибденом, что усиливает выделение σ -фазы. Никель расширяет диапазон стабильности последней по направлению к более высоким температурам. В современных ДНС азот является чрезвычайно важ-



ным легирующим элементом. Он препятствует образованию интерметаллидных соединений таких, как, например, σ -фаза. Предполагается также, что частичное замещение никеля азотом должно уменьшить скорость ее выделения, хотя необходимо учитывать повышенный риск образования нитридов.

Влияние деформации. Формирование зародышей интерметаллидных фаз происходит быстрее в деформированном металле (например, в горячекатаном или деформированном в холодном состоянии материале). Это связано с более высокой плотностью дислокаций, что обеспечивает наличие центров зародышеобразования, а также присутствие более коротких траекторий диффузии.

Эффективность межфазных границ в качестве центров зародышеобразования зависит от их когерентности. МШ на ДНС обычно затвердевает полностью как феррит с незначительной ликвацией, возникающей во время затвердевания. После этого формируются аустенит в твердом состоянии с ориентацией Курдюмова–Закса относительно феррита, способствуя формированию низкоэнергетических границ ферритных и аустенитных зерен. Однако эта зависимость ориентаций не так часто встречается в МШ со смешанным аустенитно-ферритным затвердеванием. Формируются высокоэнергетические границы со значительной ликвацией в процессе смешанного затвердевания. Следовательно, если феррит в некоторых участках высоколегированный, процессы зародышеобразования и выделения фаз протекают быстрее.

Интерметаллидные выделения, оставшиеся после несоответствующей термообработки или недостаточной обработки для растворения компонентов в твердом растворе, оказывают определяющий эффект на скорость образования фаз из-за сокращения стадии зародышеобразования. Следовательно, отжиг должен выполняться при достаточно высокой температуре во избежание выделения и растворения всех интерметаллидных фаз. Во время отжига при температурах выше 1100 °С все интерметаллидные фазы легко растворяются в большинстве ДНС. Отжиг менее легированных сплавов может выполняться при более низких температурах, высоколегированных СДНС — при более высоких. МШ должен быть обработан на твердый раствор при более высокой температуре, чем это необходимо для соответствующей марки стали, поскольку никель способствует расширению диапазона стабильности σ -фазы до более высоких температур. Наличие карбидов или нитридов также может способствовать зародышеобразованию.

Влияние термического цикла сварки. Формирование интерметаллидных фаз происходит быстрее при нагреве, чем при охлаждении, что препятствует выделению фаз на термокинетических диаграммах по сравнению с диаграммами изотермического превращения аустенита. Это связано с тем, что движущая сила зародышеобразования выше при более низких температурах в отличие от диффузии, протекающей быстрее при более высоких температурах. В результате процесс зародышеобразования протекает быстро при нагреве, а затем следует быстрый рост на второй стадии

при высоких температурах. Условия выделения фаз менее благоприятны при охлаждении (когда температурный интервал наиболее быстрого роста достигается раньше, чем температурный интервал наиболее быстрого зародышеобразования), или при изотермической обработке, когда процессы зародышеобразования и роста протекают при одинаковой температуре.

σ -Фаза в зависимости от химического состава стали стабильна в температурном интервале 600...1100 °С, в котором феррит отличается термодинамической метастабильностью и имеет склонность к распаду на смесь аустенита и σ -фазы. Благоприятным является тот факт, что σ -фаза формируется медленно из-за своих больших тетрагональных элементарных ячеек, состоящих из 32 атомов. Границы ферритных и аустенитных зерен представляют собой типичные центры зародышеобразования. Карбиды, находящиеся на межзеренных границах, являются причиной обеднения хромом ферритной матрицы и превращения феррита в аустенит, который локально обогащает феррит хромом и молибденом и способствует зарождению σ -фазы. Последняя также легко зарождается на стыке трех зерен.

Свойства металла. Выделение интерметаллидных фаз также оказывает неблагоприятное влияние на механические свойства основного металла и МШ. Основной проблемой, в частности, для аттестации операций сварки, является негативное влияние интерметаллидных фаз на ударную вязкость и стойкость к питтинговой коррозии. Очевидно, что потенциальный риск потери коррозионной стойкости и ударной вязкости должен фиксироваться, особенно для случаев СДНС, предназначенных для более ответственного применения. Пока недостаточно ясно как соотносить результаты, полученные при непродолжительных испытаниях в очень агрессивной среде, с поведением в процессе длительной эксплуатации в менее агрессивной.

Ударная вязкость. Выделение интерметаллидных фаз оказывает негативное влияние на ударную вязкость ДНС после выдержки в температурном интервале 600...1100 °С. Для основного металла и МШ выведена четкая корреляционная зависимость между кривыми ВТВ и ударной вязкости. Эта зависимость хорошо соответствует резкому понижению ударной вязкости при увеличении содержания интерметаллидных фаз (рис. 4). Даже содержание 1 % интерметаллидной фазы влияет на ударную вязкость, чрезвычайно же хрупким материал становится, когда ее содержание достигает 10 %.

Коррозионная стойкость. Интерметаллидные выделения снижают стойкость ДНС и МШ к питтинговой и щелевой коррозии (рис. 5). Из-за большого количества в них хрома и молибдена они отличаются стойкостью к общей коррозии в различных агрессивных средах. Негативный эффект от интерметаллидных выделений связан с обеднением матрицы легирующими элементами (аналогично тому, что происходит при формировании карбидов и нитридов). В результате преимущес-

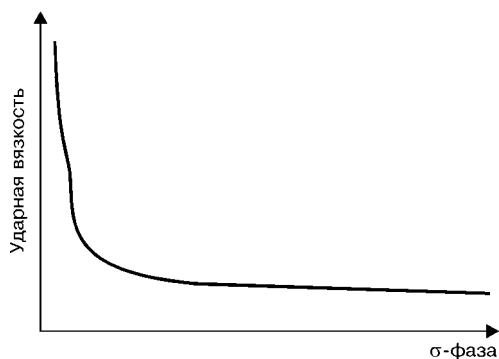


Рис. 4. Влияние интерметаллидной фазы на ударную вязкость

твенно корродирует бедный хромом и молибденом аустенит, формирующийся вблизи уже выделившихся фаз. Полагают, что стойкость к питтинговой коррозии в большей степени зависит от максимального размера интерметаллидных частиц, чем от их объемного содержания. Результаты коррозионных испытаний образцов, подверженных изотермической обработке, показали, что фазы, выделившиеся при более низкой температуре, оказывают больший отрицательный эффект, чем те, которые выделились при высоких температурах.

Фазы, выделившиеся в процессе сварки. Выделение интерметаллидных фаз в МШ и металле ЗТВ происходит немного быстрее по сравнению со временем, прогнозированным с помощью кривых изотермического старения, по двум причинам:

сварка создает значительное напряжение, усиливающее выделение;

выделение интерметаллидных фаз происходит быстрее при нагреве, чем при охлаждении или изотермической обработке.

Однако эти два эффекта оказывают довольно незначительное влияние на МШ и металл ЗТВ ДНС. Между МШ и основным металлом существует определенная разница в распределении легирующих элементов между аустенитом и ферритом, при этом в МШ это различие больше. Наиболее важным фактором является используемая технология сварки, которая должна предотвратить слишком быстрое охлаждение или чрезмерный многократный нагрев.

МШ обычно содержит большее количество никеля, чем основной металл, что способствует формированию достаточного количества аустенита. Поэтому важно обеспечить затвердевание МШ полностью по ферритному типу. Введение азота в ДНС улучшает их свариваемость путем увеличения содержания аустенита в металле ЗТВ, таким образом сварка с меньшими значениями погонной энергии обеспечивает снижение риска выделение.

Общее время выдержки МШ и металла ЗТВ в критическом температурном интервале при одной или многопроходной сварке определяется значением погонной энергии, количеством проходов, температурой перед наложением последующего слоя, толщиной и геометрией сварного соединения. Наиболее критическими являются зоны повторного (множественного) нагрева до максимальной температуры, которая достигает верхнего предела температуры стабильности интерметаллидных фаз.

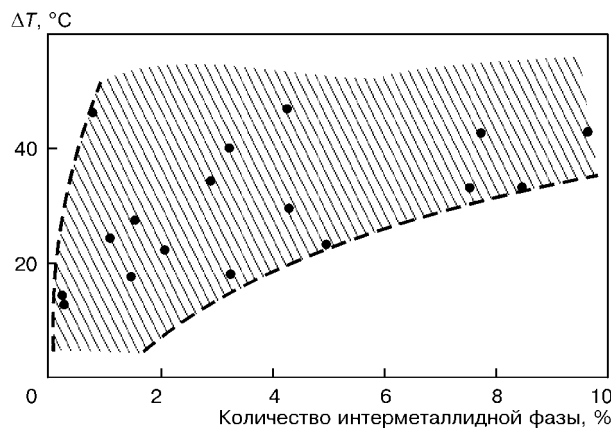


Рис. 5. Влияние количества интерметаллидной фазы на коррозионную стойкость (ΔT — снижение критической температуры питтингообразования)

Время выдержки в диапазонах выделения интерметаллидных выделений суммируется, что часто приводит к снижению коррозионной стойкости в многопроходных швах.

Обычно время выдержки в критическом диапазоне температур относительно короткое. Поэтому при сварке обычных ДНС отсутствует риск выделения интерметаллидных фаз, если не превышаются рекомендованные значения погонной энергии и температуры перед наложением последующего слоя. Однако сварка СДНС при некоторых условиях может оказаться более сложной для выполнения. Такие условия могут возникнуть при сварке труб из СДНС с тонкими стенками или малого диаметра.

Сертификация сварочных операций. Информацию, касающуюся проблемы выделения интерметаллидных фаз на этапах сертификации и применения сварочных технологий, можно найти в литературе редко. Имеется информация об их выделении в процессе сварки ДНС с 25 % Cr и СДНС. Иногда такие проблемы также возникают при сварке сталей с 22 % Cr. Можно легко обнаружить участки сварных соединений, выполненных с несоблюдением требований к сварке МИГ или с несоответствующей микроструктурой, что является результатом неправильно разработанных сварочных технологий, в которых используется чрезмерно высокая погонная энергия. Эти проблемы возникают преимущественно при сварке тонко- (менее 5 мм) и толстостенных (более 20 мм) сварных соединений. В случае сварки тонкостенных труб наиболее критической зоной является металл ЗТВ, толстостенных — МШ.

Наиболее часто негативные результаты сертификации сварочных технологий получают при определении твердости, ударных и коррозионных испытаний, металлографических исследованиях, что происходит вследствие выделения интерметаллидных фаз. Однако необходимо отметить, что во многих случаях требования к коррозионной стойкости и ударной вязкости не учитывают влияние выделившихся фаз, обнаруженных с помощью металлографических исследований.

Заключение. Следует отметить, что сварка может способствовать выделению интерметаллидных



фаз в металле ЗТВ и МШ ДНС. Их выделение в процессе сварки СДНС практически нельзя избежать. Интерметаллидные фазы могут в значительной степени снижать коррозионную стойкость и ударную вязкость, препятствуя выполнению требований технологии сварки, однако во многих случаях допускается их небольшое количество.

Присутствие интерметаллидных фаз — лишь один из факторов, влияющих на свойства сварных соединений. Существует и ряд других, а именно: тип и состояние поставки основного металла, технология сварки, окисление поверхности и термообработка после сварки.

Сварка ДНС 2205 или ДНС с пониженным содержанием легирующих элементов без превышения рекомендованных значений погонной энергии и температуры перед наложением после-

дующего слоя фактически уменьшает риск выделения интерметаллидных фаз. При сварке ДНС с 25 % Сг также можно избежать их выделения, но необходимо особенно четко соблюдать требования технологии сварки. Повторные температурные циклы в процессе многопроходной сварки могут вызвать усиление эффекта выделения интерметаллидных фаз. В частности, критическими участками являются корневые валики при многопроходной сварке и металл ЗТВ в сварных соединениях труб с тонкими стенками или малого диаметра.

Состояние поставки основного металла имеет большое значение, поскольку остаточные интерметаллидные фазы, сформировавшиеся в процессе несоответствующей термообработки, оказывают существенное влияние на выделение вторичных фаз.

Composition, structure, metallurgical properties of advanced duplex stainless steels are considered. The effect of alloying elements, phase composition of steels, and also a thermal cycle of welding on mechanical properties and corrosion resistance of different regions of welded joints from duplex steels is shown.

Поступила в редакцию 19.05.2003