



# ОСОБЕННОСТИ ЛАЗЕРНОЙ СВАРКИ АУСТЕНИТНЫХ И АУСТЕНИТНО-ФЕРРИТНЫХ НЕРЖАВЕЮЩИХ СТАЛЕЙ С ВЫСОКИМ СОДЕРЖАНИЕМ МАРГАНЦА

**В. КИРОЦ, А. ГУМЕНЮК, М. РЕТМАЙЕР**

(Федеральный ин-т исследования и испытания материалов, г. Берлин, Германия)

Исследованы особенности лазерной сварки с использованием CO<sub>2</sub>- и Nd:YAG-лазеров тонколистовых стыковых соединений аустенитных и аустенитно-ферритных нержавеющей сталей, в том числе с повышенным содержанием марганца. Получена экспериментальная оценка стабильности процесса, формирования структуры металла шва, его механических свойств и коррозионной стойкости. Сделан вывод о пригодности применения лазерной сварки в промышленном производстве.

*Ключевые слова:* лазерная сварка, CO<sub>2</sub>- и Nd:YAG-лазеры, нержавеющей аустенитные и дуплексные стали, повышенное содержание марганца, стабильность процесса, защитная среда, металл шва, микроструктура, механические свойства, коррозионная стойкость

Нестабильность цен на никель, высокий спрос на нержавеющей стали, а также неоптимистичный прогноз в отношении никеля на мировых рынках [1] приводят к необходимости поиска более выгодных альтернатив. В частности, возможна частичная замена никеля более дешевым марганцем и небольшим количеством азота в аустенитных и дуплексных марках нержавеющей сталей [2–6]. Причем роль азота решающая, так как он является стабилизатором аустенитной фазы в сталях и, кроме того, повышает их прочность путем упрочнения твердого раствора [7], не влияя на пластические свойства материала [8]. Это уменьшает массу конструкции и повышает динамические показатели прочности [9].

Микроструктура, коррозионные и механические свойства различных сталей системы Cr–Mn–Ni широко исследованы ранее [3, 6, 10–13], однако их свариваемость по-прежнему недостаточно изучена. Лазерная сварка имеет ряд преимуществ по сравнению с другими процессами (высокую скорость и низкую погонную энергию), которые эффективно снижают деформации конструкций и уменьшают металлургическое воздействие. В ус-

ловиях лазерной сварки свариваемость непосредственно связана с типом используемого лазера и некоторыми параметрами данного процесса. Стабильность парогазового канала, а следовательно, и процесса в целом существенно зависит от типа и параметров лазерного источника [14], что напрямую влияет на качество сварного шва — наличие брызг, подрезов, пор, возникающих в зависимости от поведения парогазового канала. Кроме того, высокие скорости охлаждения могут изменять фазовый баланс в металле шва при сварке дуплексных сталей в связи с тем, что формирование аустенита, контролируемое диффузией азота, может быть затруднено [15].

В настоящей работе проведены экспериментальные исследования процесса лазерной сварки с использованием двух типов лазеров с целью анализа влияния параметров процесса на свариваемость аустенитных и аустенитно-ферритных сталей системы Cr–Mn–Ni в сравнении со стандартными марками сталей системы Cr–Ni. Полученные сварные соединения были исследованы на наличие внешних и внутренних дефектов сварного шва, изучены микроструктура, а также коррозионные и механические свойства.

**Методика экспериментальных работ.** Для исследований в качестве тестовых материалов были выбраны аустенитная сталь системы Cr–Mn–Ni (1.4376) и аустенитно-ферритная, так называемая

**Таблица 1.** Химический состав исследуемых сталей на основе железа, мас. %

Марка стали	C	Cr	Ni	Mn	Si	P	S	Cu	Nb	Mo	N
1.4376	0,03	18,03	5,09	6,55	0,42	0,023	0,005	0,23	0,01	0,10	0,15
1.4301	0,04	18,82	8,79	1,36	0,38	0,027	0,004	0,45	0,01	0,19	0,05
1.4162	0,04	22,42	1,83	3,84	0,34	0,028	0,004	0,43	0,01	0,11	0,14
1.4362	0,03	22,86	4,33	1,40	0,002	0,023	0,002	0,52	0,01	0,13	0,12



лин-дуплексная 1.4162 сталь, а для сравнения взяты стандартные марки аустенитной стали типа 1.4301 и дуплексной 1.4362 (табл. 1). Толщина листа всех образцов составляла 1,5 мм.

Сварку проводили с помощью двух разных типов источников: Nd:YAG-лазера мощностью 4,4 кВт и CO<sub>2</sub>-лазера мощностью 5 кВт. Характеристики обоих лазеров представлены в табл. 2.

Эксперименты проводили как для стыковых, так и нахлесточных сварных соединений. Влияние качества подготовки кромок с использованием лазерной и механической (гильотинной) резки на качество сварных швов исследовали на примере стыковых соединений. Защитный газ меняли в зависимости от типа лазера: для процесса сварки Nd:YAG-лазером использовали аргон, а для сварочных экспериментов с CO<sub>2</sub>-лазером — газовую смесь аргона и гелия (50/50), необходимую для подавления образующейся плазмы. Защитный газ подавался коаксиально лучу. Кроме того, проведены эксперименты с использованием накладки для подачи защитного газа. Для дуплексных сталей в качестве защитного газа использовали азот при исследовании его влияния на формирование аустенита в металле сварного шва. Для формирования обратного валика в случае стыковых соединений использовали чистый аргон. Остальные исследуемые сварочные параметры, такие, как расход защитного газа, положение фокуса  $F$ , мощность лазера  $P_L$  и скорость сварки  $v_w$ , приведены в табл. 3.

Для оценки внутренних дефектов сварного шва использовали радиографический метод неразрушающего контроля. При изготовлении поперечных шлифов, необходимых для анализа образующейся микроструктуры сварного шва, использовали стандартные методики. Содержание аустенитной фазы в металле сварных швов в дуплексных сталях определяли на основе металлографического анализа. Значения микротвердости по методу Виккерса определяли при нагрузке 0,5 кг, а испытания на разрыв проведены с помощью четырех поперечных образцов для каждого материала.

Потенциодинамические испытания в соляном растворе (рН 4,5) при комнатной температуре проведены с целью определения склонности к питтинговой коррозии как основного металла, так и сварных стыковых и нахлесточных соединений всех исследуемых сталей. В качестве эталонного электрода использовали стандартный водородный электрод. Граничное значение потенциала питтинговой коррозии  $E_{crit}$  и потенциала репассивирования  $E_{гер}$  были определены для протравленных и не подвергаемых травлению образцов из динамических кривых циклической анодной поляризации. При этом значения  $E_{crit}$  соответствовали точке, где плотность тока достигает 0,01 мА·см<sup>-2</sup>,

Таблица 2. Характеристики CO<sub>2</sub>- и Nd:YAG-лазеров

Параметр	CO <sub>2</sub>	Nd:YAG
Длина волны, мкм	10,6	1,064
Транспортировка излучения	Зеркала	Опт. волокно 600 мкм
Параметр качества пучка BPP, мм·мрад	17 (TEM <sub>20</sub> )	24
Фокусное расстояние, мм	200	200
Диаметр фокального пятна, мкм	~ 400	~ 600

а значения  $E_{гер}$  — точке, где она снова стремится к нулю.

**Результаты исследований.** *Стабильность процесса и качество сварных швов.* Появление брызг оказалось связанным сразу с несколькими параметрами процесса. Установлено, что образование брызг является более характерным при использовании для сварки Nd:YAG-лазера (рис. 1, а). Это может быть связано с отсутствием стабилизирующего воздействия лазерно-индуцированной плазмы, характерной сварки для CO<sub>2</sub>-лазером, по крайней мере, на определенной глубине парогазового канала.

Высокое содержание марганца в стали также негативно влияет на стабильность процесса сварки. Испарение этого летучего элемента способствует расплескиванию металла из сварочной ванны подобно тому, как это наблюдалось в работе [16]. Другим фактором, влияющим на стабильность процесса, является положение фокуса относительно поверхности образца, как это показано на рис. 1. При выборе отрицательных значений заглупления фокуса разбрызгивание может быть существенно уменьшено.

Кроме того, разбрызгивание было более существенным у нахлесточных сварных соединений. Высокие значения расхода защитного газа также способствовали формированию брызг, вызывая нестабильное поведение сварочной ванны. Стабильный свободный от брызг процесс может быть реализован при значениях расхода защитного газа порядка 20 л/мин.

Таблица 3. Экспериментальные параметры сварки

Тип лазера	Стыковые соединения			Нахлесточные соединения		
	$P_L$ , кВт	$v_w$ , м/мин	$F$ , мм	$P_L$ , кВт	$v_w$ , м/мин	$F$ , мм
CO <sub>2</sub>	2,4	3	0	2,4	2,5	0
	3,6	4		3,6	3,0	
	5,0	6		5,0	6; 7	
Nd:YAG	2,0	3	0	2,0	2,0	0; -3
				3,0	3,0	
				4,0	4,0; 5,0	

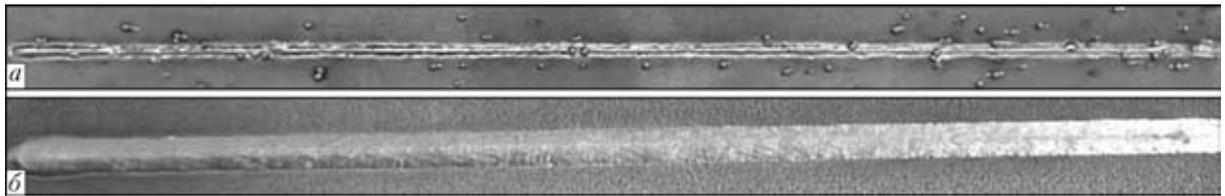


Рис. 1. Разбрызгивание на участке сварного шва длиной 150 мм, полученного Nd:YAG-лазером при скорости сварки  $v_w = 4$  м/мин с различными значениями положения фокуса относительно поверхности образца: *a* —  $F = 0$ ; *б* — 3 мм

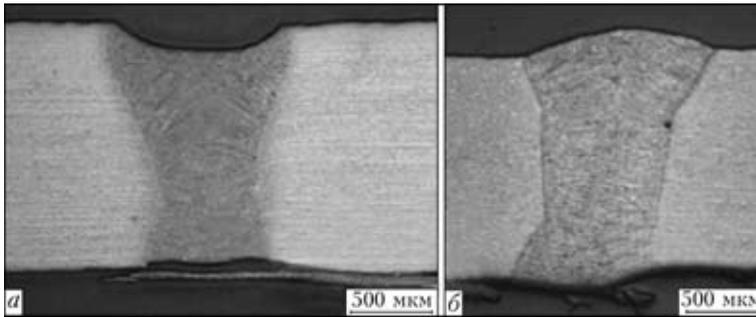


Рис. 2. Стыковой сварной шов, полученный с помощью механического (*a*) и лазерного (*б*) реза

Окисидирование поверхности сварных швов и образование цветов побежалости зависят от используемого защитного газа и способа его подачи. При сварке CO<sub>2</sub>-лазером для достижения лучшего качества поверхности швов использовали метод шунтирования при подаче защитного газа. Полное устранение эффектов, связанных с окислением, было достигнуто в обоих типах лазерной сварки с использованием дополнительной накладки для подачи защитного газа.

Геометрия сварного шва существенно зависит от способа и качества подготовки сварных кромок. На образцах, полученных с помощью механического реза, не обеспечивалась регулярная форма кромок листа, что приводило к образованию зазора между свариваемыми пластинами, намного превышающим желаемый «нулевой» зазор. На рис. 2, *a* в качестве примера показана нерегулярная форма сварного шва с неполным заполнением и корневым подрезом.

Пример сварного шва, полученного с использованием лазерного реза при подготовке кромок, дающего удовлетворительный результат, приведен на рис. 2, *б*. Дополнительным преимуществом в этом случае является возможность сочетания лазерной сварки и резки в одном процессе, что

может служить дополнительным преимуществом в промышленном производстве.

Радиографический контроль не выявил наличия трещин у швов, сваренных CO<sub>2</sub>- и Nd:YAG-лазером.

Образование пор оказалось зависящим от типа лазера, режима проплавления, материала и скорости сварки. Интенсивное порообразование выявлено только для режима сварки с несвязным проплавлением у нахлесточного сварного соединения и более существенно проявлялось при сварке Nd:YAG-лазером.

Оно возникало на режимах с наименьшей скоростью сварки в стандартных сплавах системы Cr–Ni (1.4301 и 1.4362). Это можно объяснить поведением парогазового канала: на малых скоростях сварки нестабильное течение металла вызывает схлопывание парогазового канала, приводящее к образованию пузырьков на его конце в нестабильной части сварочной ванны. В отличие от этого при больших скоростях сварки может быть достигнута лучшая устойчивость парогазового канала [14].

**Микроструктура.** Обе исследуемые аустенитные стали подвержены первичной кристаллизации по ферритно-аустенитному типу. Это следует из значений  $Cr/Ni_{э\text{кв}}$ , приведенных в табл. 4, и подтверждается исследованием микроструктуры. Диаграммы Hammer and Svenson (H&S) и Hull обеспечивают приемлемую корреляцию между химическим составом и типом кристаллизации, принимая во внимание особое аустенитообразующее свойство марганца.

Высокие скорости охлаждения в результате лазерной сварки приводят к формированию дендритной микроструктуры с остаточным δ-ферритом (рис. 3). Скорость охлаждения влияет также на количество первичной ферритной фазы: при

Таблица 4.  $Cr/Ni_{э\text{кв}}$  и режимы кристаллизации для исследуемых сталей согласно диаграммам H&S и Hull

Марка стали	Hammer and Svenson			Hull			Тип кристаллизации
	Cr <sub>э\text{кв}}</sub>	Ni <sub>э\text{кв}}</sub>	Cr/Ni <sub>э\text{кв}}</sub>	Cr <sub>э\text{кв}}</sub>	Ni <sub>э\text{кв}}</sub>	Cr <sub>э\text{кв}}</sub> /Ni <sub>э\text{кв}}</sub>	
1.4376	18,82	10,14	1,86	18,35	9,40	1,95	ФА
1.4162	23,10	6,32	3,66	22,72	6,00	3,79	Ф
1.4301	19,67	11,25	1,75	19,23	11,04	1,74	ФА
1.4362	23,06	7,65	3,02	23,02	7,66	3,01	Ф

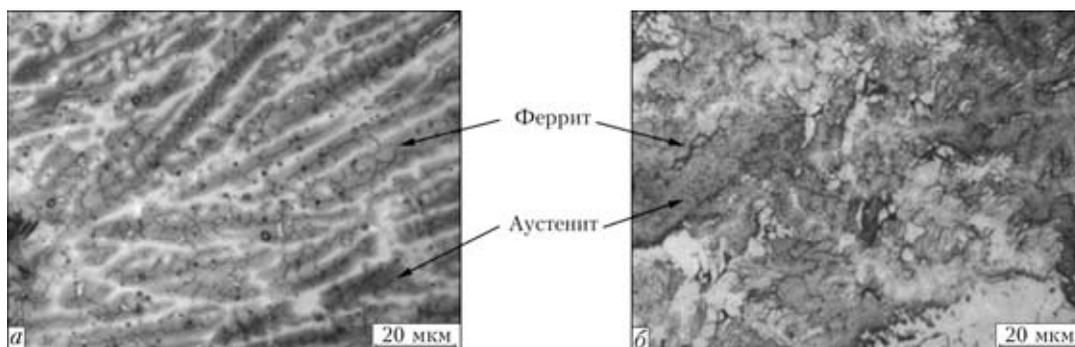


Рис. 3. Микроструктура металла сварного шва стали 1.4301 (а) и 1.4376 (б)

высоких скоростях наблюдается менее интенсивное превращение δ-феррита в аустенит.

Дуплексные нержавеющие стали характеризуются особыми свойствами благодаря сбалансированной двухфазной микроструктуре, состоящей примерно наполовину из феррита и аустенита. Металл сварного шва кристаллизуется в режиме формирования δ-феррита в соответствии с предсказанными Hull и H&S Cr/Ni<sub>экв</sub>.

При использовании в качестве защиты чистого азота максимальная доля аустенитной фазы достигает 20 %. В сравнении с образцами, сваренными с использованием чистого аргона или аргон-гелиевой смеси, содержание аустенита существенно увеличивается (рис. 4).

При исследуемых условиях не было выявлено существенной разницы между количеством абсорбированного азота при сварке Nd:YAG- и CO<sub>2</sub>-лазером. Из рис. 4 также видно, что дуплексная сталь 1.4162 имеет меньшую склонность к трансформированию аустенита, что может быть объяснено меньшим аустенитообразующим эффектом марганца по сравнению с никелем.

В целом влияние азота на формирование аустенита ограничено в связи с тем, что его абсорбции препятствуют малые размеры поверхности сварочной ванны, а также более высокое парци-

альное давление паров металла в парогазовом канале [17]. На микрошлифах образцов обоих дуплексных сталей 1.4362 и 1.4162 (рис. 4, а, б), сваренных с использованием чистого азота в качестве защитного газа, в основном присутствует аллотриоморфный и граничнозеренный аустенит, а также небольшое количество включений межзеренного аустенита.

Распределение микротвердости по Виккерсу, измеренной по центру сварного шва, приведено на рис. 5. Видно, что увеличение микротвердости в металле шва наблюдается в обоих дуплексных сталях, сваренных с использованием чистого азота в качестве защитного газа. Как более высокое содержание феррита, так и влияние азота приводят к увеличению твердости металла в этой области. В металле ЗТВ и основном металле были получены сравнимые друг с другом более низкие значения микротвердости.

Для аустенитных сталей зафиксировано только весьма незначительное увеличение микротвердости в металле ЗТВ и сварного шва. Твердость аустенитной стали 1.4376 при этом превышает значения твердости стандартной стали системы Cr-Ni из-за более высокого содержания азота.

**Механические свойства.** Механические свойства исследуемых сталей главным образом опре-

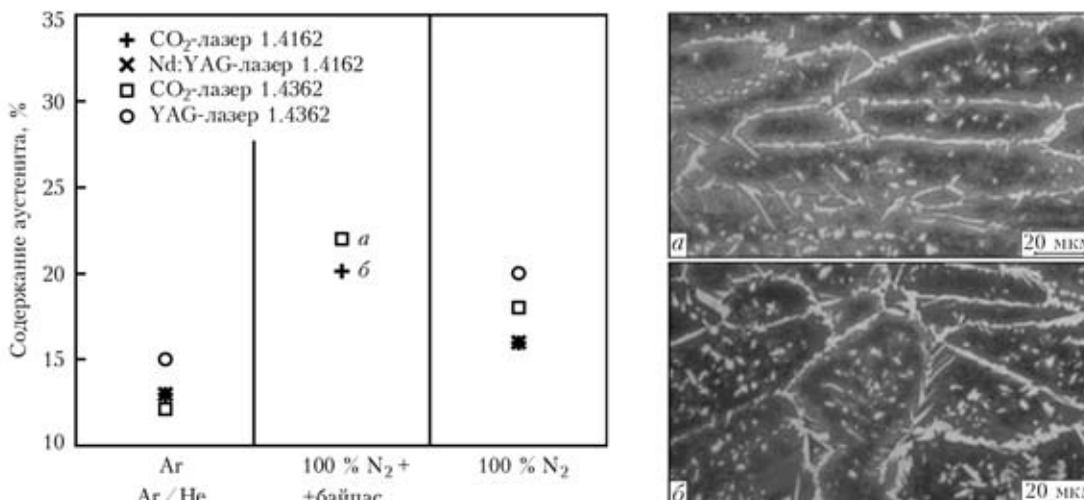


Рис. 4. Содержание аустенита в сварных швах дуплексных сталей, полученных сваркой CO<sub>2</sub>- и Nd:YAG-лазером с использованием и без использования азота, и микроструктура металла швов (пояснения в тексте)



HV0,5

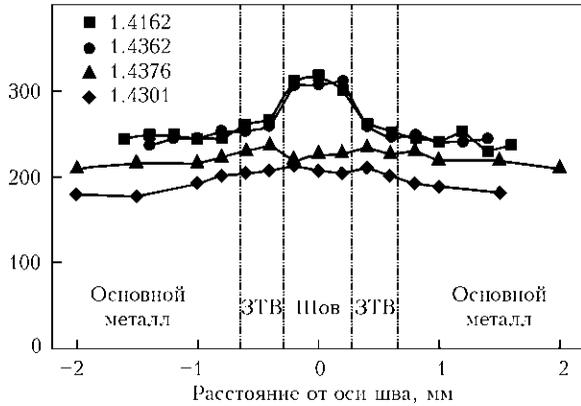


Рис. 5. Измерения микротвердости в середине сварного шва для исследуемых сталей

деляются соответствующей микроструктурой. Аустенитные нержавеющие стали характеризуются свойством механического упрочнения и могут иметь относительное удлинение порядка 50 %. Аустенитные стали, содержащие марганец, имеют не только высокую прочность благодаря высокому содержанию азота, но и высокую деформируемость.

Дуплексные стали отличаются более высокими механическими показателями, чем аустенитные благодаря сочетанию прочности и пластичности, обеспечиваемых соответственно ферритной и аустенитной фазами. Однако повышенное содержание феррита в металле шва из-за высоких скоростей охлаждения влияет, как и ожидалось, на механические свойства. Результаты испытаний на растяжение, проведенных для четырех образцов для каждой из исследуемых сталей, показывают, что прочность сварных соединений близка к прочности основного металла (табл. 5).

Разрыв имел место преимущественно в основном металле шва. Только по одному образцу сталей 1.4376 и 1.4362 порвались вдоль линии сплавления, что привело к более низким показателям измеренного предела прочности.

**Коррозионные свойства.** Результаты потенциодинамического теста показали, что для аустенитной нержавеющей стали 1.4301 были достиг-

Таблица 5. Прочность на разрыв (МПа) сварных образцов в сравнении с основным металлом

Материал	1.4376	1.4301	1.4162*	1.4362*
Основной металл (среднее значение)	750	650	750	770
Сварной образец 1	740	665	750	760
Сварной образец 2	755	655	750	765
Сварной образец 3	700**	655	750	550**
Сварной образец 4	750	655	750	760*

\* В чистом азоте. \*\* Разрыв вдоль линии сплавления.

нуты более высокие показатели потенциала питтинговой коррозии  $E_{crit}$  и потенциала репассивирования  $E_{rep}$  в сравнении с легированной марганцем сталью 1.4376, что свидетельствует о более высоких коррозионных свойствах (рис. 6). В соответствии с полученными значениями  $E_{crit}$  аустенитная сталь 1.4301 по коррозионным характеристикам примерно эквивалентна лин-дуплексной стали 1.4162. Дуплексная сталь 1.4362 имеет наиболее высокие показатели коррозионной стойкости.

Так как содержание хрома в обоих аустенитных сталях примерно одинаково (см. табл. 1), становится очевидным, что содержание никеля существенно влияет на коррозионные свойства материала. В работе [11] было показано, что никель насыщает поверхностный слой металла во время активного растворения, чего нельзя сказать о марганце, что вероятно способствует образованию пассивированного слоя, снижая тем самым скорость растворения. Кроме того, влияние марганца на коррозионные свойства связана с повышенным количеством включений, например, оксидов марганца и хрома, которые представляют собой преимущественные очаги для питтинговой коррозии [6].

Во всех случаях поведение стыковых и нахлесточных сварных швов по отношению к питтинговой коррозии оказалось схожим (рис. 6), т. е. при данных условиях можно достичь высоких показателей качества сварных соединений.

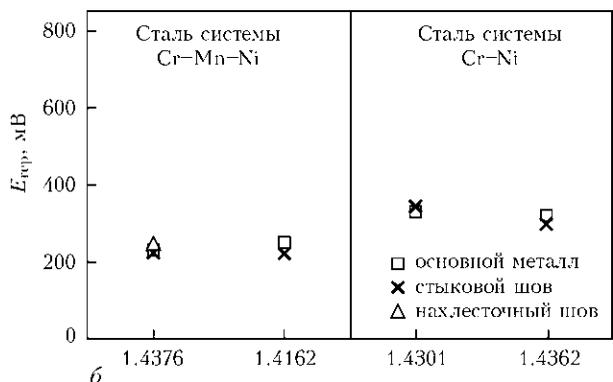
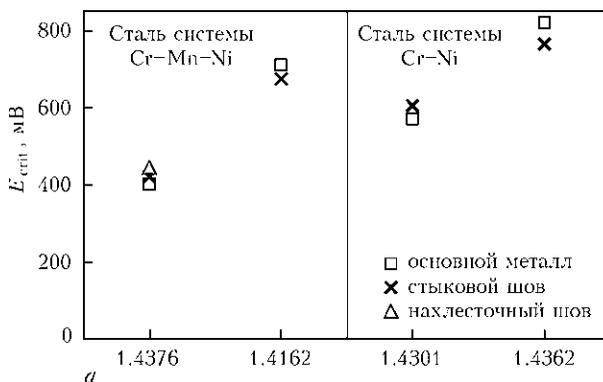


Рис. 6. Критические значения потенциала питтинговой коррозии  $E_{crit}$  (а) и потенциала репассивирования  $E_{rep}$  (б), полученные из кривых анодной поляризации для исследуемых сталей (образцы предварительно протравлены)



В заключение следует отметить, что лазерная сварка легированных марганцем аустенитных и аустенитно-ферритных нержавеющей сталей с использованием CO<sub>2</sub>- и Nd:YAG-лазера оказалась пригодной для производства высококачественных стыковых и нахлесточных сварных соединений. Сварные швы всех исследуемых материалов показали прочность, твердость и коррозионную стойкость, соответствующую или близкую по значению к основному металлу. При этом должны быть приняты во внимание следующие аспекты: легированные марганцем стали в сравнении со стандартными сталями системы Cr–Ni более склонны к формированию брызг, вызванному нестабильностью процесса сварки;

возникновение пор связано с несквозным проплавлением при сварке внахлест и в значительной степени зависит от скорости сварки, т. е. данный сварочный дефект можно устранить соответствующим подбором параметров;

цвета побежалости на поверхности сварного шва могут быть устранены путем использования специальных накладок для подачи защитного газа за зоной сварки;

при подготовке кромок под сварку лазерный рез является более эффективным, чем механический, так как обеспечивает меньший зазор и более равномерный сварной шов;

использование азота в качестве защитного газа при лазерной сварке дуплексных сталей улучшает реформирование аустенита. Максимальная доля аустенитной фазы, полученной в результате экспериментов, составила порядка 20 %. Хотя доля аустенита относительно невелика, достижимое качество сварных соединений является удовлетворительным;

при исследовании коррозионных свойств установлено, что лин-дуплексная сталь марки 1.4162 сопоставима со стандартной аустенитной сталью 1.4301. Аустенитная сталь марки 1.4376, легированная марганцем, имеет наименьшую, а стандартная дуплексная сталь марки 1.4362 — наивысшую коррозионную стойкость.

*Авторы статьи выражают благодарность Федерации промышленных исследовательских ассоциаций (AiF Arbeitsgemeinschaft industrieller Forschungsvereinigungen) и Немецкому федеральному министерству экономики и технологии (BMWi Bundesministerium fuer Wirtschaft und Technologie) за финансовую поддержку в рамках проекта*

16208 N, «Лазерная сварка аустенитных и аустенитно-ферритных Cr–Mn–Ni сталей», а также Карин Шлехтер, Марко Ламмерс, Карен Штеллинг и Марине Мартен за огромный экспериментальный вклад в результаты данной работы.

1. Hunt B. Nickel in perspective. — Wood Mackenzie Ltd., 2010.
2. Charles J. The new 200-series: an alternative answer to Ni surcharge? Risks and opportunities // La Revue de Metallurgie-CIT. — 2007. — № 6. — P. 308–317.
3. Application study of an automotive structural part with nitrogen-alloyed high strength austenitic stainless steel / K. Kim, Y. Kim, Y. Lee et al. // Proc. of the SAE World Congress. Paper 2001-01-0884; 2004.
4. Klueh R. L., Maziasz P. J., Lee E. H. Manganese as an austenite stabilizer in Fe–Cr–Mn–C–steels // Materials Sci. and Eng. A. — 1988. — **102**, № 1. — P. 115–124.
5. Singhal L. K. Stainless steels recent developments and outlook: demand, capacity and product development // Joint India/OECD/IISI Workshop. — 2006. — **15**. — P. 21.
6. Toor I., Hyun P. J., Kwon H. S. Development of high Mn–N duplex stainless steel for automobile structural components // Corrosion Sci. — 2008. — **50**, № 2. — P. 404–410.
7. Zuev L. B., Dubovik N. A., Pak V. E. Nature of hardening of high-nitrogen steels based on iron-chromium-manganese austenite // Steel in Translation. — 1997. — **27**, № 10. — P. 71–75.
8. Myslowicki S. Das auscheidungs- und Korrosionsverhalten eines stickstofflegierten, austenitischen Chrom–Nickel–Stahls mit abgesenkten nickelgehalt. Shaker Verlag, 2007.
9. Energy absorption behaviour of austenitic and duplex stainless steels in a crash box geometry / E. Ratte, S. Leonhardt, W. Bleck et al. // Steel Res. Intern. — 2006. — **77**, № 9/10. — P. 692–697.
10. Honeycombe J., Gooch T. G. Effect of manganese on cracking and corrosion behavior of fully austenitic stainless-steel weld-metals // Metal Construction and British Welding J. — 1972. — **4**, № 12. — P. 456–460.
11. Properties of various low-nickel stainless steels in comparison to AISI 304 / F. Falkenberg, E. Johansson, J. Larsson, T. Taulavuori // Stainless steel world conf. & Expo 2007, Maastricht, 2007. — P. 355–371.
12. Tzaneva B. R., Fachikov L. B., Raicheff R. G. Pitting corrosion of Cr–Mn–N steel in sulphuric acid media // J. of Applied Electrochemistry. — 2006. — **36**, № 3. — P. 347–353.
13. Comparison of anodic polarization and galvanic corrosion of a low-nickel stainless steel to 316LS and 22Cr–13Ni–5Mn stainless steels / L. D. Zardiackas, S. Williamson, M. Roach, J. A. Bogan // Stainless steels for medical and surgical applications. — 2003. — **1483**. — P. 107–118.
14. Katayama S. Fundamentals of fiber laser welding // Proc. of the Intern. colloquium high power laser welding. — Berlin, 2009.
15. Mechanical properties of duplex stainless steel laser joints / V. Amigo, V. Bonach, L. Teruel, A. Vicente // Welding Intern. — 2006. — **20**, № 5. — P. 361–366.
16. Brooks J. A. Weldability of high N, high Mn austenitic stainless steel // Welding Res. Suppl. — 1975. — № 6. — P. 189–195.
17. Nitrogen absorption by iron and stainless steels during CO<sub>2</sub> laser welding / W. Dong, H. Kokawa, Y. Sato, S. Tsukamoto // Metallurgical and Materials Transactions B. — 2003. — **34**, № 2. — P. 75–82.

Features of laser welding with CO<sub>2</sub>- and ND:YAG lasers of sheet butt joints on austenitic and austenitic-ferritic stainless steels were studied, including those with higher manganese content. Experimental evaluation of process stability, weld metal structure formation, its mechanical properties and corrosion resistance, was obtained. A conclusion was made on laser welding applicability in industry.

Поступила в редакцию 02.07.2011