



ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ ЗОНЫ СПЛАВЛЕНИЯ СТАЛИ 10X13Г18Д

А. И. ГЕДРОВИЧ, д-р техн. наук (Восточноукр. гос. ун-т им. В. Даля),
А. Н. ТКАЧЕНКО, С. А. ТКАЧЕНКО, инженеры (ОАО «ХК «Лугансктепловоз»),
А. Т. ЗЕЛЬНИЧЕНКО, канд. физ.-мат. наук, **И. И. АЛЕКСЕЕНКО**, инж.
(Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины),
В. Л. БОНДАРЕНКО, инж. (ООО «Фрониус Украина», с. Княжичи, Киевская обл.)

Рассмотрены особенности реакции аустенитной стали 10X13Г18Д в виде холоднокатаного проката на термомеханический цикл дуговой сварки. Показан характер фазовых превращений в зоне сплавления стали 10X13Г18Д в однородных и разнородных соединениях ее со сталью 09Г2С. Снижение погонной энергии сварки в значительной мере предупреждает разупрочнение металла в зоне сплавления сварных соединений и снижает вероятность выделения в ней δ -феррита.

Ключевые слова: дуговая сварка, хромомарганцевая сталь, сварные соединения, зона сплавления, фазовые превращения, δ -феррит, разупрочнение, погонная энергия сварки

Аустенитная хромомарганцевая сталь 10X13Г18Д (ДИБ1) была разработана [1] с целью применения в качестве коррозионностойкого материала при изготовлении товаров народного потребления, медицинского оборудования, изделий пищевого машиностроения, теплообменной аппаратуры и других изделий, находящихся в контакте со слабоагрессивными средами. В Украине имеется опыт ее применения в виде тонколистового холоднокатаного проката при обшивке вагонов дизель-электропоездов в ОАО «ХК «Лугансктепловоз» [2]. В процессе ходовых испытаний вагонов, а также эксплуатации их на железных дорогах в условиях воздействия знакопеременных и динамических нагрузок были выявлены случаи возникновения и развития трещин в зоне сплавления (ЗС) сварных соединений как стали 10X13Г18Д, так и ее соединений со сталью 09Г2С (со стороны стали 10X13Г18Д). В результате в участки разрушения проникает атмосферная влага, наблюдается развитие местной коррозии и нарушение эстетики металлоизделия.

Ранее отмечалось [3], что в ЗС сварных соединений холоднодеформированных листов из стали 10X13Г18Д, выполненных механизированной сваркой в CO_2 аустенитной проволокой Св-08Х20Н9Г7, наблюдается образование α -мартенсита в количестве 1...2 об. %. Его появлению способствуют значительные остаточные напряжения растяжения в зоне сварки, возникающие под воздействием сварочного термомеханического цикла [3]. По мере вылеживания сварных заготовок отмечалось снижение содержания α -мартенсита в металле ЗТВ соединений в результате

релаксации в них напряжений и потери стабильности геометрических размеров. Следствием структурных превращений при сварке являются одновременно пониженные прочностные и пластические свойства металла в ЗС. Так, угол загиба сварных соединений не превышает 90...100°, а место разрушения разрывных образцов приходится на ЗС. Повысить отмеченные свойства удастся лишь в условиях ускоренного охлаждения соединений при сварке, достигаемого с помощью специальных охлаждающих реагентов и приспособлений [3]. В этом случае обеспечивается снижение доли α -мартенсита в металле ЗС до 0,5 % и повышение пластичности соединений. К сожалению, из отмеченного не ясно в результате чего наблюдается одновременное снижение прочностных и пластических свойств металла в ЗС соединений под воздействием термического цикла сварки (появление α -мартенсита в ЗС должно сопровождаться повышением прочностных характеристик металла в этом участке).

Цель настоящей работы — углубление представлений о причинах охрупчивания сварных соединений стали 10X13Г18Д и на этой основе предложение путей оптимизации технологии сварки.

Вначале были проанализированы свойства и особенности применения аустенитной стали 10X13Г18Д. После оптимальной термической обработки (закалка с температурой нагрева 1000...1050 °С и охлаждением в воде) по технологичности она не уступает хромоникелевым сталям типа 18-10 [1]. Снижение температуры заковки (например, до 860 °С) увеличивает σ_b с 670 до 780 МПа, $\sigma_{0,2}$ с 300 до 360 МПа, уменьшает показатели пластичности и вязкости. Подобным образом влияет и степень пластической деформации закаленной стали при холодной прокатке



на тонкий лист. Например, при степени обжатия 20 % σ_b достигает 910, $\sigma_{0,2}$ — 790 МПа при $\delta = 30$ %. Увеличение степени пластической деформации может быть причиной мартенситного превращения в стали и резкого снижения пластических свойств.

Таким образом, использование высоких прочностных свойств холоднодеформированных листов из стали 10X13Г18Д априори является привлекательным для конструкторов и проектировщиков с точки зрения реализации снижения массы сварных конструкций. Вместе с тем в таком исходном состоянии металла при дальнейшем технологическом переделе можно ожидать нарушения стабильности твердого раствора аустенита, что, в свою очередь, может влиять на физико-механические свойства сварных соединений стали, их технологичность и эксплуатационные свойства.

С учетом изложенных выше предпосылок в работе исследовали однопроходные стыковые сварные соединения нагартованной стали 10X13Г18Д толщиной 1,5 мм следующего химического состава, мас. %: 0,11 С; 0,45 Si; 17,01 Mn; 13,22 Cr; 1,39 Ni; 0,022 S; 0,030 P; 0,80 Cu. Выполняли также однопроходные нахлесточные соединения этой стали толщиной 1,5 мм со сталью 09Г2С толщиной 2,5 мм. Разновидности использованных технологий сварки приведены в табл. 1. Значение погонной энергии сварки определяли расчетным методом [4], остаточные напряжения в сварных соединениях — с использованием электронной спекл-интерферометрии [5].

Образцы поперечных сечений соединений предварительно разрезали по центру шва для определения участка соединения со стороны стали 09Г2С. Подготовленные микрошлифы подвергали электролитическому травлению в растворе 5%-й H_2SO_4 . Металлографические исследования проводили с использованием светового микроскопа «Неофот-32» и микротвердометра ПМТ-3. Оценку структурной неоднородности и фазового состава соединений выполняли с помощью растрового электронного микроскопа JSM-840 фирмы «JEOL», оборудованного платой захвата изображений MicroCapture с последующей регистрацией изображения на экране компьютера, и феррометра «Ferritgehaltmesser 1.53» (диапазон измерений 0...1, 0...3 и 0...12 об. %).

Экспериментальные результаты. Результаты испытаний образцов на растяжение приведены в табл. 1. Наименьшее сопротивление разрушению демонстрируют сварные однородные (10X13Г18Д+10X13Г18Д) и разнородные (10X13Г18Д+09Г2С) соединения, выполненные полуавтоматической сваркой в CO_2 . В обоих случаях разрушение локализуется в ЗС, причем во втором — со стороны стали 10X13Г18Д. Заметное повышение прочностных свойств наблюдается при выполнении технологического валика по ЗС металла шва со сталью 10X13Г18Д, а также при использовании технологий сварки с низкой погонной энергией (импульсная сварка и процесс холодного переноса металла — СМТ). Отмечается определенная корреляция между содержанием

Таблица 1. Технологии и режимы сварки при выполнении экспериментальных однопроходных соединений

Номер соединения	Свариваемая сталь (стали)	Вид соединения, технология сварки (режимы сварки) и погонная энергия	Среднее усилие разрыва соединений, МПа	Место разрушения
1	10X13Г18Д+10X13Г18Д	Стыковое, полуавтоматическая в CO_2 проволокой Св-08Х20Н9Г7 $\varnothing 1,2$ мм ($I_{св} = 110...120$ А; $U_d = 20...21$ В; $v_{св} = 16...18$ м/ч; $q_{св} = 3350$ Дж/см)	15293	ЗС
2	10X13Г18Д+09Г2С	Нахлесточное, полуавтоматическая в CO_2 проволокой Св-08Х20Н9Г7 $\varnothing 1,2$ мм ($I_{св} = 110...120$ А; $U_d = 20...21$ В; $v_{св} = 16...18$ м/ч; $q_{св} = 3350$ Дж/см)	17262	ЗС со стороны 10X13Г18Д
3	10X13Г18Д+09Г2С	Нахлесточное, то же + технологический валик с неплавящимся электродом в среде аргона по линии сплавления металла шва со сталью 10X13Г18Д с лицевой стороны соединения ($I_{св} = 60...65$ А, $U_d = 10...12$ В, $v_{св} = 17...18$ м/ч)	18023	Основной металл 09Г2С
4	10X13Г18Д+09Г2С	Нахлесточное, автоматическая импульсная сварка в аргоне на роботизированном комплексе TRS 5000 СМТ фирмы «Фрониус» ($I_{св} = 178$ А; $U_d = 19,8$ В; $v_{св} = 90$ м/ч; $v_{п.э} = 4$ м/мин; $q_{св} = 1190$ Дж/см)	18000	ЗТВ со стороны стали 09Г2С
5	10X13Г18Д+09Г2С	Нахлесточное, автоматическая «холодная» сварка (СМТ-процесс [6]) в CO_2 на роботизированном комплексе TRS 5000 СМТ ($I_{св} = 99$ А; $U_d = 24,6$ В; $v_{св} = 46,8$ м/ч; $v_{п.э} = 4$ м/мин; $q_{св} = 1320$ Дж/см)	1826	Металл шва
6	10X13Г18Д+09Г2С	Нахлесточное, полуавтоматическая «холодная» сварка (СМТ-процесс [7]) в аргоне на полуавтомате TRS 2700 СМТ фирмы «Фрониус» ($I_{св} = 106$ А; $U_d = 15,9$ В; $v_{п.э} = 3,2$ м/мин; $v_{св} = 38,2$ м/ч; $q_{св} = 1105$ Дж/см)	1863	Основной металл 10X13Г18Д вдали от ЗТВ

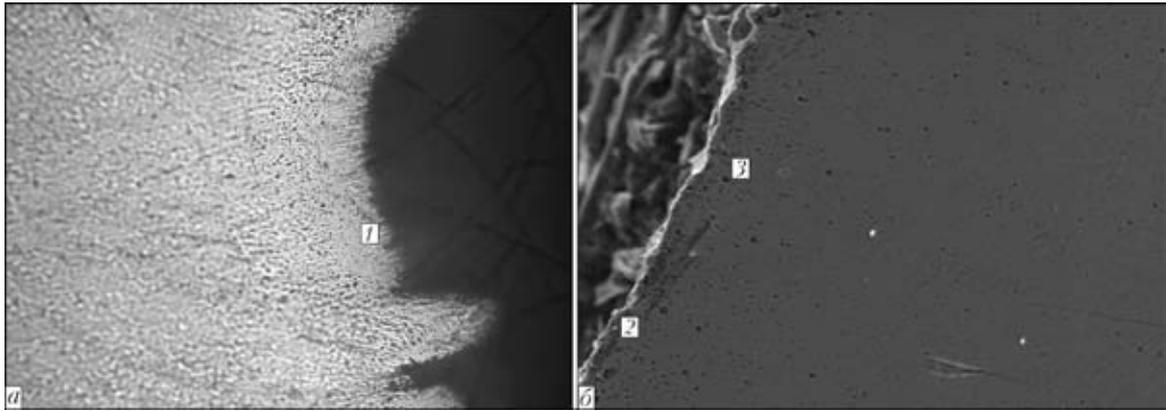


Рис. 1. Микроструктура металла стыкового соединения стали 10X13Г18Д после испытаний на растяжение со стороны металла шва (а), $\times 400$ и со стороны стали (б), $\times 1500$: 1–3 — участки фазового анализа

магнитной составляющей в ЗС соединений, усилием разрыва образцов и погонной энергией сварки. Минимальному усилию разрушения соединений № 1 и 2 табл. 1 соответствует большее содержание магнитной фазы в ЗС (4, 5 и 2,5 об. %) и большее значение погонной энергии (3350 Дж/см). В условиях импульсной сварки и СМТ-процесса содержание магнитной фазы в ЗС составляет соответственно 0,1...0,2 и 0,5...0,8 об. %. В самой стали 10X13Г18Д вдали от зоны сварки магнитная фаза отсутствует и лишь в локальных участках ее содержится до 0,01 об. %.

Металл шва при использовании проволоки Св-08Х20Н9Г7 во всех вариантах технологий содержит магнитную составляющую в виде δ -феррита в количестве от 0,7...1,2 (соединение № 1) до 0,7...10,0 об. % (соединение № 3 табл. 1).

Из образцов, разрушенных по ЗС (соединение № 2 табл. 1), были изготовлены микрошлифы для оценки как состава твердого раствора металла у границы разрушения, так и его отдельных структурных фаз с локальностью 1 мкм (рис. 1). Результаты оценки распределения легирующих элементов в соединении, сведенные в табл. 2, свидетельствуют о том, что образец разрушается по ЗС металла шва с прилегающим к нему высокотемпературным участком ЗТВ стали 10X13Г18Д. В последнем под влиянием термоцикла сварки обнаруживаются выделения второй фазы, обогащенной хромом, что позволяет ее идентифицировать как высокотемпературный δ -феррит. Как уже отмечалось выше, интенсивность выделения второй фазы в ЗС коррелирует с погонной энергией сварки (рис. 2). Наблюдаемые в локальных участках

Таблица 2. Содержание легирующих элементов (мас. %) в структурных составляющих металла ЗС соединений 10X13Г18Д+09Г2С со стороны аустенитной стали

Объект анализа	Cr	Ni	Mn	Cu
Твердый раствор аустенитной матрицы: участок 1, рис. 1, а	12,26	5,92	4,26	0,323
участок 2, рис. 1, б	13,35	1,16	16,19	0,755
Фазовое выделение (участок 3, рис. 1, б)	23,08	1,06	13,10	0,580

стали 10X13Г18Д (обычно вдоль строчек проката) выделения (рис. 3) также являются δ -ферритом и свидетельствуют об определенной металлургической предыстории металла.

Выполнение технологического валика (соединение № 3 табл. 1) неплавящимся электродом в аргоне по линии сплав-

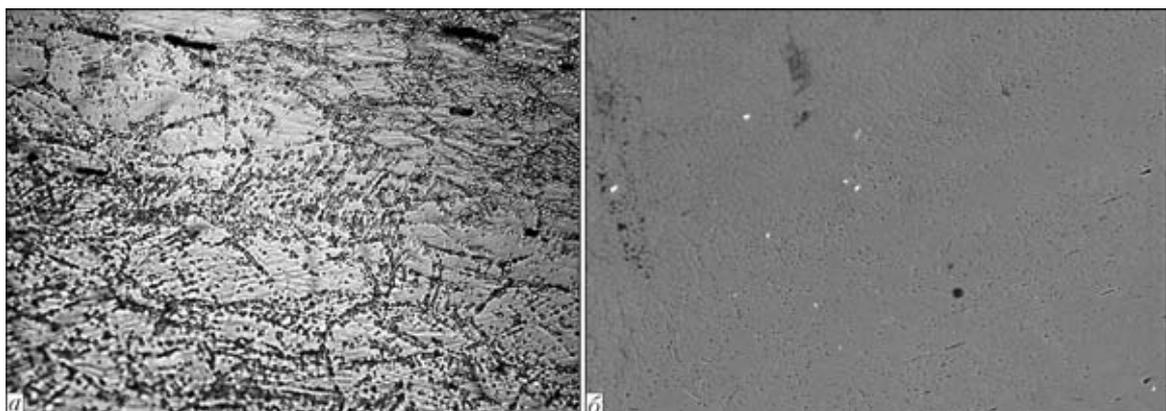


Рис. 2. Микроструктура металла в ЗС стали 10X13Г18Д соединений 10X13Г18Д+09Г2С с различной интенсивностью выделений δ -феррита: а — механизированная сварка в CO_2 , $\times 1000$; б — СМТ-процесс, $\times 500$

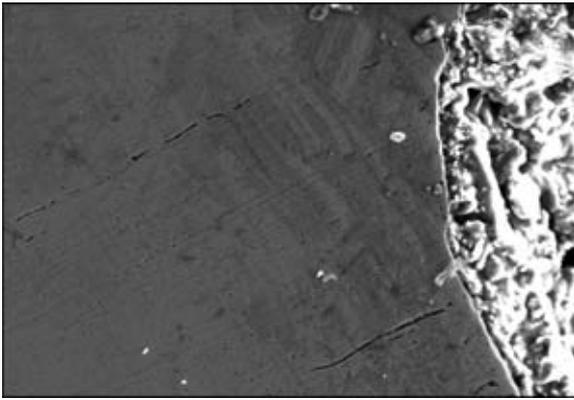


Рис. 3. Микроструктура металла разрывного образца соединения 10X13Г18Д+09Г2С со строчечными выделениями δ-феррита, ×300

ления металла шва со сталью 10X13Г18Д вносит определенные коррективы в формирование структурной неоднородности (рис. 4). Судя по травимости металла ЗС на микрошлифе, высокотемпературный δ-феррит возникает в ЗС как основного шва, так и технологического. Ширина зоны выделений составляет 0,1...0,25 мм.

Появление δ-феррита обусловлено структурной нестабильностью твердого раствора аустенита в стали 10X13Г18Д при нагреве (даже кратковременном) выше температуры 1200...1250 °С. В то же время из рис. 4 видно, что там, где технологический шов (состав которого соответствует стали 10X13Г18Д, литое состояние) пересекает основной (выполнен с использованием проволоки Св-08Х20Н9Г7), ЗС не наблюдается. Обнаруженные особенности свидетельствуют о том, что под влиянием термометформационного цикла сварки при выполнении технологического валика в литом хромоникельмарганцевом аустенитоферритном шве изменений в фазовом составе не

происходит, в отличие от превращений $\gamma \rightarrow \gamma + \delta$ в металле ЗС со сталью 10X13Г18Д. Распределение микротвердости в металле поперек участков фазовой нестабильности (участки 1-1, 2-2 и 3-3 на рис. 4) приведены в табл. 3. При уменьшении нагрузки до 25 г HV 0,2 на участке скопления выделений δ-феррита составляет 203...258, а в матрице (твердом растворе аустенита) — 172...190.

Характерно, что при выполнении технологического валика обеспечивается снижение остаточных напряжений в сварных соединениях 10X13Г18Д+09Г2С вблизи зоны сварки (рис. 5).

Обсуждение экспериментальных данных. Между охрупчиванием сварных соединений стали 10X13Г18Д при эксплуатации и потерей прочностных свойств соединений при неблагоприятных условиях сварки может быть установлена, на наш взгляд, причинно-следственная связь. Металл холоднокатаного проката стали 10X13Г18Д в зависимости от исходного химического состава, режима аустенитизации, степени деформирования при прокатке, т. е. своей металлургической предыстории, приобретает различную степень метастабильности. Она проявляется как в формировании строчечных выделений δ-феррита в аустенитной матрице основного металла, так и в разбросе прочностных и пластических свойств проката, поступающего на ОАО «ХК «Лугансктепловоз». Так, согласно сертификатам на поставляемый лист σ_B в них колеблется в диапазоне 670...850, $\sigma_{0,2}$ — 390...430 МПа, а относительное

Таблица 3. Распределение микротвердости (HV 0,5) поперек участков фазовой нестабильности

Участок замера микротвердости (рис. 4)	Шов		ЗС	Основной металл	Строчечное выделение
	основной	технологический			
1-1	—	232...260	216...241	232...241	—
2-2	229...280	—	232...274	221...244	—
3-3	—	—	—	232...234	171...183

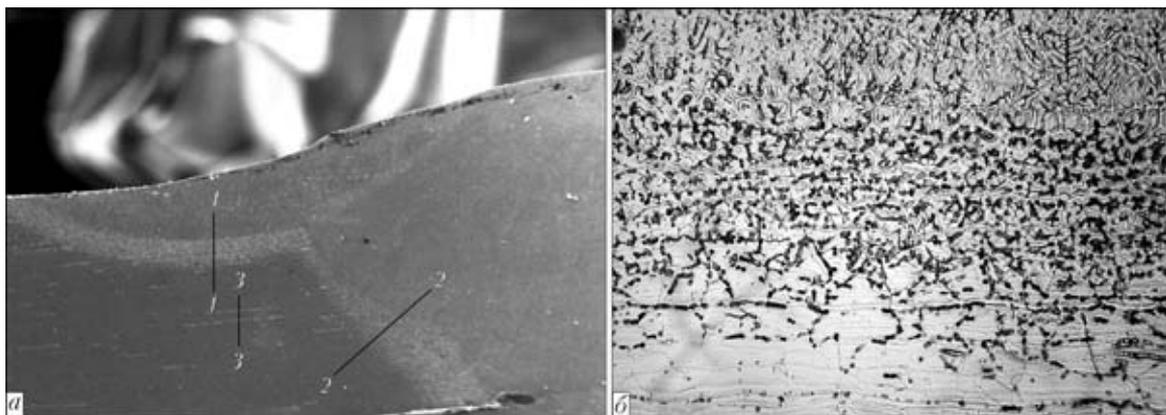


Рис. 4. Макроструктура фрагмента сварного соединения 10X13Г18Д+09Г2С с основным швом и технологическим валиком (а), ×60 и микроструктура металла ЗС технологического валика со сталью 10X13Г18Д (б), ×500: 1-1, 2-2, 3-3 — участки замера микротвердости

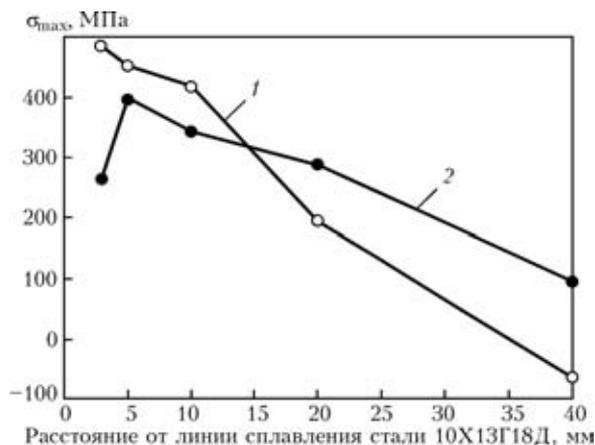


Рис. 5. Продольные напряжения в поперечном направлении нахлесточных сварных соединений 10X13G18D+09G2C после сварки (1) и после выполнения технологического валика (2)

удлинение δ_5 — 54...64 %. В условиях дуговой сварки даже при кратковременном нагреве стали выше температуры 1200...1250 °C активно протекает фазовое превращение $\gamma \rightarrow \gamma + \delta$ за счет диффузионного характера перераспределения химических элементов и прежде всего хрома. В результате наблюдается стабильное существование второй фазы (δ -феррита). Появление δ -феррита в аустенитной основе, особенно в количестве 2...8 об. %, обычно не сказывается на физико-механических свойствах металла. Более того, наличие δ -феррита в аустенитной структуре металла шва резко подавляет возможность появления в нем горячих трещин [8], что собственно и достигается использованием проволоки Св-08X20Н9Г7 при сварке стали 10X13G18D и ее соединений со сталью 09G2C. Однако появление δ -феррита в металле ЗС соединений стали 10X13G18D имеет определенную специфику. Так как прочностные свойства стали 10X13G18D в литом состоянии (металл технологического шва) и металла шва, полученного с использованием проволоки Св-08X20Н9Г7, ниже, чем у деформированного проката стали 10X13G18D, то появление δ -феррита в металле ЗС говорит о процессе разупрочнения металла проката и релаксации в нем напряжений.

Снижение удельного тепловложения при сварке, либо использование других (например, технологических) приемов сокращения времени пребывания металла в перегретом состоянии будет способствовать сохранению фазовой стабильности основного металла в ЗС со швом и соответственно сохранению более высоких прочностных свойств. Это относится также и к плас-

тическим свойствам металла ЗС соединений. Напротив, появление δ -феррита и связанное с ним перераспределение хрома в структуре металла ЗС может сопровождаться появлением микрохимической неоднородности (обеднение хромом приграничных участков зерен аустенита, прилегающих к зернам δ -феррита). Последнее может провоцировать нарушение стабильности аустенита в этих участках зерен и приводить к появлению вторичного мартенсита, способного снизить пластические свойства металла в этой зоне.

Выводы

1. Установлено, что холоднокатаный прокат в виде листа из стали 10X13G18D характеризуется метастабильным состоянием.
2. Под влиянием высокотемпературного (выше 1200...1250 °C) нагрева в ЗС стали 10X13G18D наблюдается выделение δ -феррита, сопровождаемое разупрочнением металла в этой зоне.
3. Ограничение удельного тепловложения при сварке и сокращение времени перегрева стали повышает физико-механические свойства сварных соединений.
4. Выдвинуты предположения о причинно-следственной связи между свойствами ЗС соединений после сварки и эксплуатационными свойствами сварных конструкций.

1. Ульянин Е. А. Коррозионностойкие стали и сплавы. — М.: Металлургия, 1991. — 256 с.
2. Ткаченко А. Н., Гедрович А. И., Гальцов И. А. Применение метастабильной коррозионностойкой стали 10X13G18D в качестве обшивки вагонов электро- и дизельпоездов // Материалы междунар. конф. «Сварка и родственные технологии 2002». — Киев: НТК ИЭС им. Е. О. Патона, 22–26 апр. 2002. — С. 56–57.
3. Гальцов И. А. Повышение качества металлоконструкций из аустенитной метастабильной стали 10X13G18D путем сварки с принудительным охлаждением: Автореф. дис. ... канд. техн. наук. — Мариуполь, 2005. — 20 с.
4. Справочник сварщика / Ю. А. Денисов, Г. Н. Коченева, Ю. А. Маслов и др.; Под ред. В. В. Степанова. — 4-е изд., перераб. и доп. — М.: Машиностроение, 1982. — 560 с.
5. Оперативное определение остаточных напряжений с использованием электронной спекл-интерферометрии / Л. М. Лобанов, В. А. Пивторак, В. В. Савицкий и др. // В мире неразрушающего контроля. — 2005. — № 1. — С. 10–13.
6. Дуговая сварка с импульсной подачей электродной проволоки — процесс СМТ, предложенный фирмой «Фрониус» // Автомат. сварка. — 2004. — № 12. — С. 55–58.
7. Экономичность прежде всего // Weld+Vision. — 2006. — С. 16–17.
8. Медовар Б. И. Сварка аустенитных сталей и сплавов. — Киев: Техніка, 1966.

Peculiarities of the reaction of austenitic steel 10Kh13G18D in the form of cold-rolled stock to the thermal-deformation cycle of arc welding are considered. The character of phase transformations in the zone of fusion of steel 10Kh13G18D in similar and dissimilar joints with steel 09G2S is shown. Decrease in welding heat input prevents to a considerable degree the weakening of metal within the fusion zone of welded joints and reduces the probability of precipitation of δ -ferrite in this zone.

Поступила в редакцию 18.01.2007