

ОСОБЕННОСТИ КОНТАКТНОЙ СТЫКОВОЙ СВАРКИ ЖЕЛЕЗНОДОРОЖНЫХ КРЕСТОВИН С РЕЛЬСОВЫМИ ОКОНЧАНИЯМИ

А. В. КАВУНИЧЕНКО, В. И. ШВЕЦ, Е. В. АНТИПИН

ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины. 03150, г. Киев, ул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

По-прежнему актуально получение качественных сварных соединений стали 110Г13Л с рельсовыми окончаниями без промежуточной вставки. Представлены результаты исследования формирования сварных соединений из рельсовой стали М76 со сталью 110Г13Л, выполненных контактной стыковой сваркой оплавлением без аустенитной вставки. Показано, что в приконтактном слое рельсовой стали образуется высоколегированный нестабильный аустенит, окантованный карбидами. Установлено, что локализация внутренних напряжений и наличие охрупчивающих структур являются причиной низкой стрелы прогиба при требуемом разрушающем усилии сварных соединений. Библиогр. 7, табл. 2, рис. 9.

Ключевые слова: контактная стыковая сварка оплавлением, сталь 110Г13Л, рельсовая сталь М76, микроструктура, термообработка, неметаллические включения, внутренние напряжения, механические свойства, карбиды, нестабильный аустенит

На предприятиях железных дорог Украины используется большое количество железнодорожных крестовин, которые скреплены с рельсом болтовыми соединениями.

В ИЭС им. Е. О. Патона разработана технология контактной стыковой сварки пульсирующим оплавлением железнодорожных крестовин, выполненных из стали 110Г13Л, с рельсовыми окончаниями (сталь М76) через промежуточную вставку [1]. Разработанная технология предусматривает использование в соединениях промежуточной аустенитной вставки стандартного производства без последующей термообработки [2].

Вместе с тем продолжают попытки получить качественное соединение железнодорожных крестовин, выполненных из стали 110Г13Л, с рельсовыми окончаниями напрямую (без промежуточной вставки).

Целью настоящей работы является исследование особенностей формирования и свойств соединений рельсовой стали со сталью 110Г13Л без промежуточной вставки при контактной стыковой сварке оплавлением (КССО).

Сварку опытной партии проводили на отливках стали 110Г13Л в форме рельсового профиля Р65 и рельсовой стали (табл. 1) по технологии, разработанной в ИЭС им. Е. О. Патона [3]. Параметры процесса сварки варьировались в широких пределах:

- длительность процесса сварки 60...120 с;
- припуск на сварку $24 \pm 1 \dots 30 \pm 1$ мм;
- конечная скорость форсировки 1,0...1,4 мм/с;
- величина осадки 10...14 мм.

Металлографические исследования и анализ химической неоднородности металла соединений проводили на оптическом микроскопе «Неофот 32» и микроанализаторе SX-50 фирмы «Camebax».

Проведенные исследования показали, что микроструктуры соединений рельсовой стали со сталью 110Г13Л имеют схожий характер. Поэтому для обсуждения вынесено соединение, выполненное на режиме:

- длительность процесса сварки 75 с;
- припуск на сварку 26 ± 1 мм;
- конечная скорость форсировки 1,2 мм/с;
- величина осадки 12 мм.

При анализе микроструктуры для обсуждения выделены следующие участки соединения: ЗТВ рельсовой стали, ЗТВ стали 110Г13Л, переходная зона на контактной границе.

В металле ЗТВ рельсовой стали (подобно однородному соединению) сохраняется микроструктура сорбита закалки. Влияние сварочного нагрева проявляется в увеличении размера первичных аустенитных зерен по мере приближения к линии соединения.

Таблица 1. Химический состав сталей (мас.%) и их интервал плавления

Сталь	Mn	Si	C	P	S	Cu	$T_{\text{сол}} - T_{\text{ликв}}$, °C
М76	0,81	0,029	0,724	0,007	0,014	-	1380...1470
110Г13Л	14,1	-	1,2	0,03	0,002	-	1330...1375

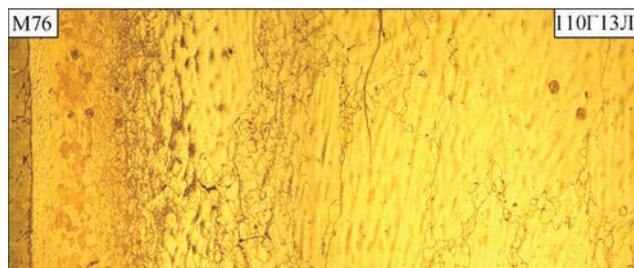


Рис. 1. Микроструктура ($\times 50$) соединения стали 110Г13Л со сталью М76

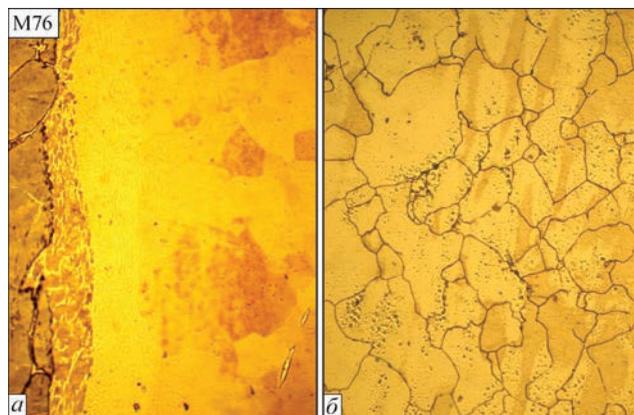


Рис. 2. Микроструктура ($\times 200$) характерных участков металла ЗТВ стали 110Г13Л: а — приконтактный слой с частичным плавлением субграниц зерен; б — карбидная сетка по границам зерен

В отличие от рельсовой стали, сталь 110Г13Л термически нестабильна [4].

В области температур $400 \dots 700$ °С уже при кратковременном нагреве возможен распад аустенита по реакции $\gamma \rightarrow \gamma_{\text{обедн.}} + (\text{Fe, Mn})_3\text{C}$. В свою очередь обедненный углеродом и марганцем аустенит может далее распадаться с образованием трооститно-сорбитных структур [5].

В соединении выпадение карбидов наблюдается в участке на расстоянии около 1 мм от стыка (рис. 1). Карбиды выделяются по границам зерен. В срединной части отмеченного участка развитие процесса ведет к образованию сплошной карбидной сетки (рис. 2, б). Возможно появление растущих от границы кристаллографически ориентированных игольчатых карбидов. Необходимо отметить, что в области участка с карбидами наблюдаются мелкие глобулярные образования, природа которых требует проведения дополнительных исследований.

К линии соединения примыкает слой аустенита полиэдрической структуры, формирующийся в условиях гомогенизационного отжига. В приконтактной зоне в этом слое возможно частичное плавление субграниц зерен (рис. 2, а).

Формирование переходной зоны на контактной границе с рельсовой сталью происходит в результате твердожидкого взаимодействия с расплавом стали 110Г13Л, интервал плавления которой значительно ниже (см. табл. 1).

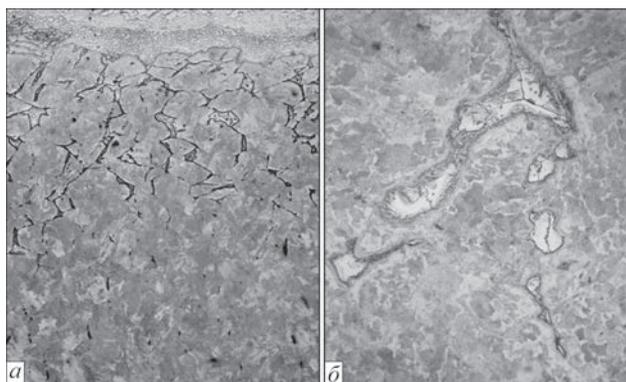


Рис. 3. МСС в рельсовой стали М76: а — $\times 50$; б — $\times 400$

При анализе микроструктуры переходной зоны установлено, что в рельсовой стали на глубине $2 \dots 3$ мм от линии соединения между блоками зерен (рис. 3) образуется структурная составляющая светлого цвета (условно названная межблочной структурной составляющей — МСС). В пределах МСС возможно присутствие неметаллических включений, эвтектических колоний.

Согласно результатам микрорентгеноспектрального анализа основу МСС составляет железо, содержащее, мас. %: $4 \dots 8$ Мп и $0,9 \dots 2,4$ С. Микротвердость МСС около $HV_{0,2} = 2570$ соответствует микротвердости высоколегированного нестабильного аустенита. Ход кривой распределения углерода дает основание считать, что МСС окантована карбидами, предположительно $(\text{Fe, Mn})_3\text{C}$ (рис. 4).

Представляется, формирование МСС происходит на первом этапе концентрационного плавления металла вокруг неметаллических включений, располагающихся преимущественно по границам зерен (в системах Fe–Mn–S, Fe–P, Fe–Mn–P, Fe–Cr–Ni–Ti–C существуют эвтектики с T_0 около 1000 °С). Затем следуют процессы диффузионного переноса в расплав элементов основного металла с более высокой растворимостью в жидкой фазе (углерод, марганец) и массоперенос расплава от границы по оплавленным зернам.

В переходной зоне соединения к рельсовой стали примыкает слой, включающий образование темного цвета неправильной формы, в некоторых случаях игольчатой. Появление этого слоя нерегулярно (рис. 5).

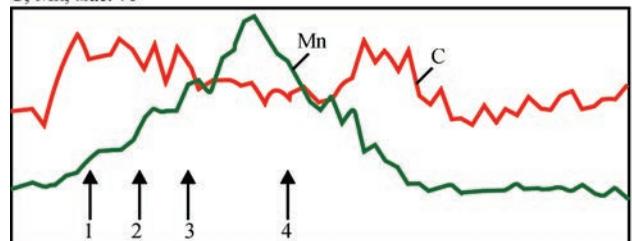
Согласно результатам микрорентгеноспектрального анализа (рис. 6) на участке переходной зоны без слоя концентрация марганца и углерода изменяется скачкообразно. Ширина диффузионных зон в обеих сталях составила около 5 мкм (рис. 6, б).

На участке со слоем, на кривой распределения марганца наблюдается ступенька шириной приблизительно 65 мкм (рис. 6, а) с промежуточным значением концентрации марганца $3,5 \dots 4,5$ мас. %.

Химический состав микрообъемов МСС, мас. % (см. рис. 4)

Но- мер п/п	Si	Cr	Ti	Ni	Fe	Mn	C
1	0,486	0,095	0,000	0,004	92,882	4,088	2,438
2	0,589	0,096	0,006	0,000	92,998	4,382	1,979
3	0,512	0,080	0,026	0,014	93,768	3,813	1,736
4	0,473	0,142	0,058	0,004	89,686	8,721	0,911

C, Mn, мас. %



l, мкм

Рис. 4. Распределение углерода и марганца в МСС. Результаты анализа химического состава микрообъемов металла в пределах МСС

Концентрация углерода при этом находится на уровне таковой в стали 110Г13Л.

Очевидно, слой образовался в результате частичного растворения рельсовой стали и последующей кристаллизации избыточных фаз на остаточных частицах. В случае, когда расплав с частицами при осадке практически полностью выдавлен (или имеет место только фронтальное растворение рельсовой стали), слой отсутствует. При этом соединение формируется подобно соединениям, полученным при твердофазном взаимодействии.

Прочностные характеристики такого сварного соединения низкие. Разрушение происходит в приконтактном слое рельсовой стали на расстоянии до 2 мм от линии соединения. Критичными для прочности в условиях высоких послесварочных напряжений из-за большой разницы коэффициента теплового расширения (КТР) соединяемых сталей являются включения МСС, окантованные

карбидами, а также границы блоков зерен с выделениями карбидов.

Рассмотрена возможность трансформации нежелательных структурных составляющих с использованием термообработки. Исследовано влияние отжига при следующих режимах:

1. $T = 350\text{ }^{\circ}\text{C}$, 3 ч., охлаждение в масло (отпуск)
2. $T = 850\text{ }^{\circ}\text{C}$, 3 ч., охлаждение в масло (нормализация)
3. $T = 1000\text{ }^{\circ}\text{C}$, 3 ч., охлаждение в масло (гомогенизирующий отжиг).

Влияние отжига по режиму 1 сказывается на изменении твердости структурных составляющих. Возрастает твердость МСС ($HV_{0,5} - 3810$) и твердость на участках с темными образованиями в слое вдоль рельсовой стали ($HV_{0,5} - 5430$). Микротвердость собственно стали 110Г13Л и рельсовой стали в приконтактной зоне снизилась и составила $HV_{0,5} - 1600...2000$ и $HV_{0,5} - 1800...2000$, соответственно.

После перекристаллизации по режиму 2 в микроструктуре переходной зоны исчезают темные образования в слое вдоль контактной границы рельсовой стали, а также окантовка из карбидов на границе МСС с основным металлом. При этом твердость МСС возрастает до $HV_{0,5} - 5500$ (рис. 7). По-видимому, наблюдаемые изменения вызваны, с одной стороны, растворением карбидов в аустенитной матрице при температурах выше точки A_3 , с другой образованием мартенсита в метастабильном аустените МСС. Микроструктура рельсовой стали в приконтактной зоне представляет собой измельченные перлитные колонии с ферритной оторочкой и микротвердостью $HV_{0,5} - 1830$, что ниже таковой на расстоянии 4 мм от контактной границы $HV_{0,5} - 2600$. Значения микротвердости в приконтактной зоне стали Гадфильда находятся в диапазоне $HV_{0,5} - 1600...1750$.

Представляют интерес результаты гомогенизационного отжига соединения по режиму 3. Как видно (рис. 8), после термообработки МСС полностью или частично преобразуются в перлит с

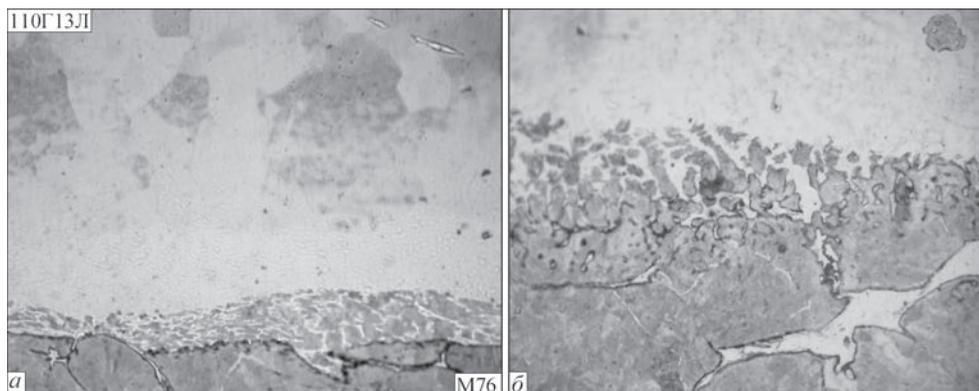


Рис. 5. Микроструктура переходной зоны на контактной границе рельсовой стали М76 и стали Гадфильда: а — $\times 200$; б — $\times 400$

Химический состав микрообъемов слоя с фрагментами со структурой закалки железуглеродистых сталей, мас. %

Номер п/п	Si	Cr	Ti	Ni	Fe	Mn	C
1	0,453	0,056	0,025	0,000	94,882	3,877	0,707
2	0,553	0,063	0,028	0,042	94,996	4,123	0,796
3	0,445	0,062	0,027	0,007	94,275	4,879	0,620
4	0,456	0,046	0,016	0,028	90,301	4,433	0,664

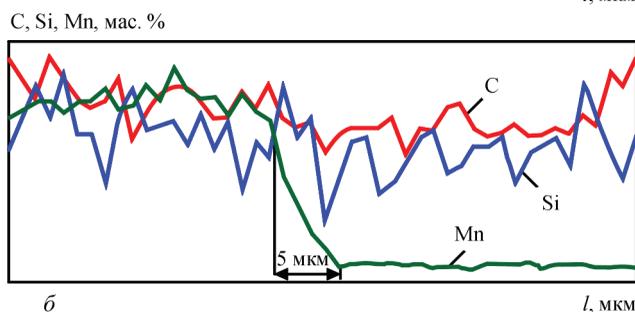
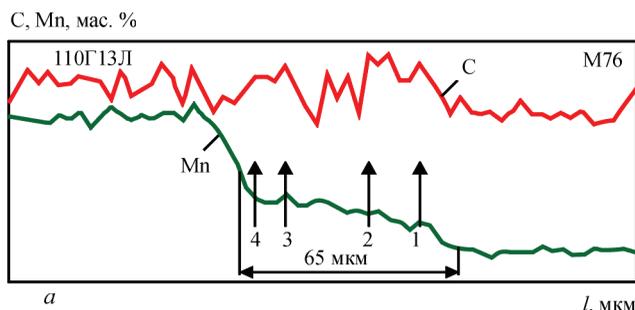


Рис. 6. Распределение элементов в переходной зоне соединения рельсовой стали М76 и стали Гадфильда на участке: а — с игольчатой фазой; б — без игольчатой фазы

микротвердостью $HV_{0,5} - 1850 \dots 2310$. Наблюдаемые остаточные участки МСС, окруженные перлитом, сохраняют микротвердость высоколегированного аустенита $HV_{0,5} - 3220 \dots 4390$.

Необходимо отметить, что микротвердость аустенитных зерен стали 110Г13Л после гомогенизирующего отжига остается на том же уровне ($HV_{0,5} - 2440 \dots 3200$) при значительном снижении микротвердости рельсовой стали ($HV_{0,5} - 1190$).

Гомогенизирующий отжиг представляется перспективным для устранения нежелательных структурных составляющих, формирующихся

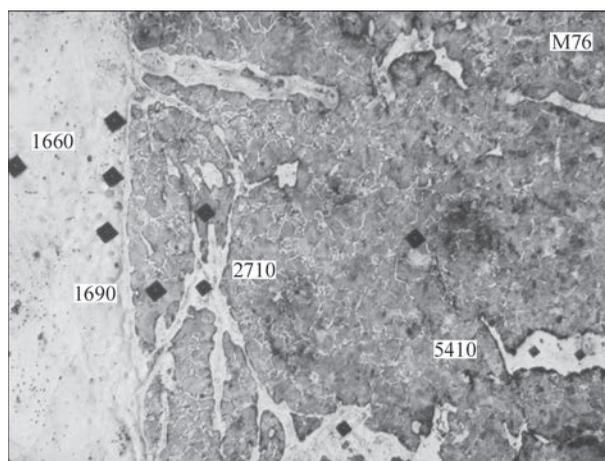


Рис. 7. Микроструктура ($\times 400$) и распределение микротвердости в соединении рельсовой стали М76 и стали Гадфильда после отжига по режиму: $T = 850 \text{ }^\circ\text{C}$, $\tau = 3 \text{ ч.}$, охлаждение в масле

в рельсовой стали. Однако возможности после-сварочной термообработки ограничены карбидообразованием в стали 110Г13Л, протекающем в интервале температур $250 \dots 950 \text{ }^\circ\text{C}$. Для сохранения свойств стали 110Г13Л необходима закалка от температур гомогенизации. Это чревато образованием мартенсита в рельсовой стали, что, в свою очередь, недопустимо.

В связи с тем, что разрушение сварных стыков при испытаниях на статический изгиб происходит при относительно малых стрелах прогиба, были проведены исследования по определению остаточных напряжений в сварных соединениях, которые могут снижать деформационную способность, а также усталостную прочность сварного соединения. Для расчета напряженного состояния

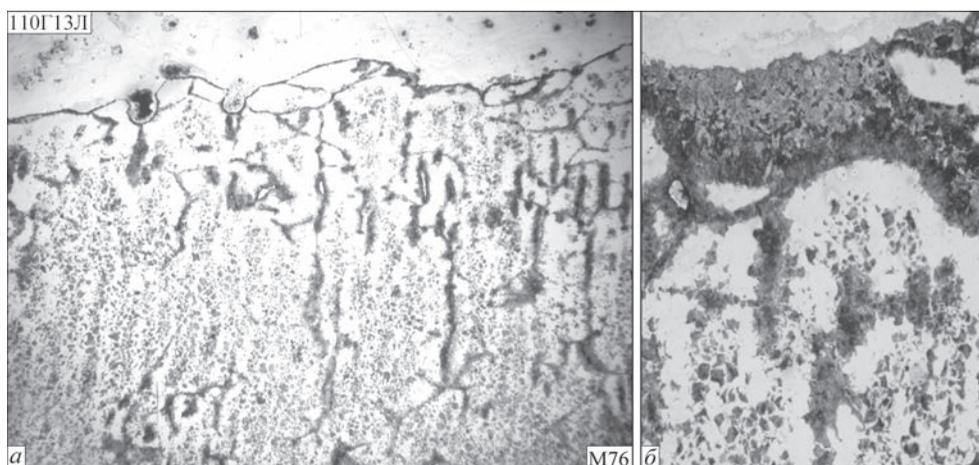


Рис. 8. Микроструктура сварного соединения рельсовой стали со сталью 110Г13Л после отжига по режиму 3: а — $\times 50$; б — $\times 400$

Таблица 2. Результаты испытаний сварных образцов на статический изгиб (профиль Р65)

Номер образца	Разрушающее усилие, кН	Стрела прогиба, мм
1	1000	12
2	900	13
3	980	17
4	1050	19
5	1000	19
6	800	11
7	1000	12
8	1100	15
9	1100	13
10	900	12
11	1150	17

использовался алгоритм численного решения задачи неизотермического пластического течения с условием текучести Мизеса.

Анализ расчетных данных остаточных напряжений, представленных на рис. 9 для соединений из стали 110Г13Л с рельсовой сталью показал, что начало образования трещин в переходной зоне соединения в шейке рельсового профиля определяется наличием растягивающих остаточных напряжений σ_{xx} значения которых наиболее высокие в стенке вблизи перехода к подошве.

Применение режимов сварки с повышенными удельными мощностями привело к снижению уровня остаточных напряжений в сварном стыке, что позволило получать полнопрофильные сварные соединения, которые не разрушались самопроизвольно. Испытание сварных соединений полнопрофильных образцов на статический поперечный изгиб при определенном разрушающем усилии не дало стабильных результатов по стреле прогиба (стрела прогиба в пределах 8...19 мм, см. табл. 2), что не удовлетворяет требованиям украинского и европейского стандартов [6, 7].

Выводы

1. В переходной зоне соединения стали 110Г13Л с рельсовой сталью, полученного КССО, образуются структурные составляющие промежуточного химического состава.
2. В приконтактном слое рельсовой стали образуется так называемая межблочная структурная составляющая (МСС), представляющая собой высоколегированный нестабильный аустенит, окантованный карбидами.
3. В переходной зоне вдоль границы рельсовой стали образуются слои с продуктами растворения рельсовой стали и последующей кристаллизации на них карбидов.
4. Образование трещин в зоне сплавления вдоль стыка можно связать с наличием растягивающих остаточных напряжений σ_{xx} значения кото-

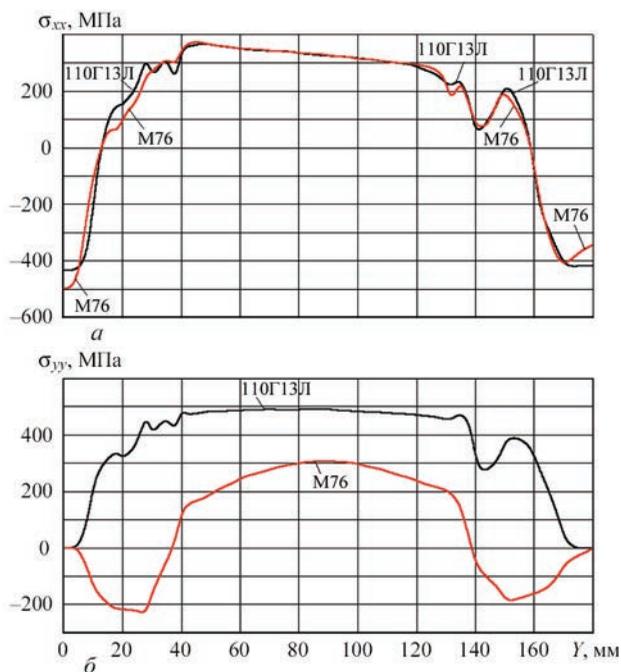


Рис. 9. Распределение остаточных напряжений σ_{xx} (а) и σ_{yy} (б) вдоль стыка на расстоянии $x = 2,5$ мм (М76) и $x = -2,5$ мм (110Г13Л)

рых наиболее высокие в стенке вблизи перехода к подошве.

5. Локализация внутренних напряжений в сварном шве из-за большой разницы КТР соединяемых сталей (почти в 2 раза) и наличие охрупчивающих структурных составляющих являются причиной низкой прочности соединения.

6. Использование послесварочной термообработки проблематично в связи с несовпадением допустимых режимов термообработки для рельсовой стали и стали 110Г13Л.

7. Технологические мероприятия, предупреждающие образование указанных дефектов, должны быть направлены на повышение сопротивления материала зоны сплавления возникновению соответствующих трещин; с этих позиций применение промежуточной аустенитной вставки, содержащей никель, является одним из эффективных технологических приемов в этом направлении.

Список литературы

1. Кучук-Яценко С. И., Швец Ю. В., Швец В. И. и др. (2006) Особенности формирования структуры соединений рельсовой стали М76 со сталью 110Г13Л, выполненных контактной стыковой сваркой оплавлением. *Автоматическая сварка*, **1**, 3–9.
2. Кучук-Яценко С. И., Швец Ю. В., Думчев Е. А. и др. (2005) Контактная стыковая сварка железнодорожных крестовин с рельсовыми окончаниями через промежуточную вставку. *Там же*, **1**, 6–9.
3. Кучук-Яценко С. И., Дідковський О. В., Богорський М. В. та ін. (2002) *Спосіб контактної стикової зварювання оплавленням*. Україна, Пат. 46820. В23К 11/04.
4. Грузин П. Л., Григоркин В. И., Москалева Л. Н., Мураль В. В. (1969) Превращения в аустенитной марганцови-

стой стали. *Металловедение и термическая обработка металлов*, **1**, 5–9.

5. Ткаченко Ф. К., Ефременко В. Г. (1990) Структура и фазовые превращения в деформированной высокомарганцевистой стали. *Там же*, **2**, 8–10.
6. (2006) TU U 27.3-26524137-1342:2006. *Хрестовини та сердечники з привареними рейковими закінченнями типів P65, P50 та UIC60. Технічні умови.*
7. (2012) DIN EN 14587-3:2012 *Railway applications – Track-Flash butt welding of rails. Part 3. Welding in association with crossing construction.*

References

1. Kuchuk-Yatsenko, S.I., Shvets, V.I., Gordan, G.N. et al. (2006) Features of formation of structure of joints of rail steel M76 to steel 110G13L made by flash-butt welding. *The Paton Welding J.*, **1**, 2-8.
2. Kuchuk-Yatsenko, S.I., Shvets, Yu.V., Dumchev, E.A. et al. (2005) Flash-butt welding of railway frogs with rail ends using an intermediate insert. *Ibid.*, **1**, 2-4.
3. Kuchuk-Yatsenko, S.I., Didkovsky, O.V., Bogorsky, M.V. et al. (2002) *Method of flash-butt welding.* Ukraine, Pat. 46820. Int. Cl. B23K 11/04 [in Ukrainian].
4. Gruzin, P.L., Grigorkin, V.I., Moskaleva, L.N., Mural, V.V. (1969) Transformations in austenitic manganese steel. *Metallovedenie i Termich. Obrab. Metallov*, **1**, 5-9 [in Russian].
5. Tkachenko, F.K., Efremenko, V.G. (1990) Structure and phase transformations in wrought high-manganese steel. *Ibid.*, **2**, 8-10 [in Russian].
6. (2006) TU U 27.3-26524137-1342:2006: *Frogs and cores with welded-up rail ends of R65, R50 and UIC60 types. Specification* [in Ukrainian].
7. (2012) DIN EN 14587-3:2012: *Railway applications – Track-flash butt welding of rails. Pt 3: Welding in association with crossing construction.*

О. В. Кавуніченко, В. І. Швець, С. В. Антіпін

ІЕЗ ім. Є. О. Патона НАН України.
03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11.
E-mail: office@paton.kiev.ua

ОСОБЛИВОСТІ КОНТАКТНОГО СТИКОВОГО
ЗВАРЮВАННЯ ЗАЛІЗНИЧНИХ ХРЕСТОВИН
З РЕЙКОВИМИ ЗАКІНЧЕННЯМИ

Як і раніше актуальне отримання якісних зварних з'єднань сталі 110Г13Л з рейковими закінченнями без проміжної вставки. Представлено результати дослідження формування зварних з'єднань з рейкової сталі М76 зі сталлю 110Г13Л, виконаних контактним стиковим зварюванням оплавленням без аустенітної вставки. Показано, що в приконтатному шарі рейкової сталі утворюється високолегований нестабільний аустеніт, окантований карбідами. Встановлено, що локалізація внутрішніх напружень і наявність крихких структур є причиною низької стріли вигину при необхідному руйнівному зусиллі зварних з'єднань. Бібліогр. 7, табл. 2, рис. 9.

Ключові слова: контактне стикове зварювання оплавленням, сталь 110Г13Л, рейкова сталь М76, мікроструктура, термообробка, неметалеві включення, внутрішні напруження, механічні властивості, карбіди, нестабільний аустеніт

A.V. Kavunichenko, V.I. Shvets, E.V. Antipin

E.O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine.
11 Kazimir Malevich Str., 03150, Kyiv, Ukraine.
E-mail: office@paton.kiev.ua

FEATURES OF FLASH-BUTT WELDING OF RAIL FROGS WITH RAIL ENDS

Producing high-quality welded joints of steel 110G13L with rail ends without intermediate insert is still an urgent problem. The results of investigations on formation of welded joints of rail steel M76 with steel 110G13L are presented, produced by flash-butt welding without austenitic insert. It was shown that in the near-contact layer of rail steel, the high-alloy unstable austenite is formed, edged by carbides. It was established that localization of inner stresses and the presence of embrittled structures are the cause of a low deflection arrow at the required fracture force of welded joints. 7 Ref., 2 Tab., 9 Fig.

Keywords: flash-butt welding, steel 110G13L, rail steel M76, microstructure, heat treatment, non-metallic inclusions, inner stresses, mechanic properties, carbides, unstable austenite

Поступила в редакцію 14.03.2018

Издательский Дом «Патон»

Предлагаем отпечатать Вашу статью, опубликованную в журнале «Автоматическая сварка» и на английском языке в журнале «The Paton Welding Journal», отдельным оттиском определенного тиража.

Оттиск статьи может быть оформлен в соответствии с пожеланиями. Размещение рекламы в нем также возможно.

Для получения дополнительной информации просьба обращаться в редакцию журнала: 03150, г. Киев, ул. Казимира Малевича 11, тел./факс: (38044) 200-82-77.
journal@paton.kiev.ua, www.patonpublishinghouse.com

