



ПРИЧИНЫ ОБРАЗОВАНИЯ ТРЕЩИН В ЗОНЕ ТЕРМИЧЕСКОГО ВЛИЯНИЯ ЛИТОЙ ВЫСОКОМАРГАНЦОВИСТОЙ СТАЛИ ПРИ КОНТАКТНОЙ СТЫКОВОЙ СВАРКЕ

Академик НАН Украины **С. И. КУЧУК-ЯЦЕНКО**, **В. И. ШВЕЦ**, канд. техн. наук, **Ю. В. ШВЕЦ**, инж., **Т. Г. ТАРАНОВА**, **Г. Н. ГОРДАНЬ**, кандидаты техн. наук (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Приведены результаты исследования причин появления трещин в зоне термического влияния литой высокомарганцевистой стали 110Г13Л при контактной стыковой сварке с аустенитной сталью 08Х18Н10Т. Показано, что образование трещин вызвано ликвационной неоднородностью распределения фосфора, которая происходит как при кристаллизации отливок, так и в твердом растворе в термодинамических условиях сварки. Для предотвращения образования трещин рекомендуется уделять особое внимание процессу гомогенизационного отжига отливок стали 110Г13Л.

Ключевые слова: контактная стыковая сварка, пульсирующее оплавление, высокомарганцевистая сталь 110Г13Л, аустенитная вставка, крестовина, зона термического влияния, ликвация фосфора, трещины

Крестовины являются одним из наиболее ответственных элементов железнодорожного пути. При их производстве в мировой практике широко используют сварные конструкции. В ИЭС им. Е. О. Патона разработана технология и оборудование для сварки железнодорожных крестовин в промышленных условиях [1]. В основу этой технологии положен способ контактной стыковой сварки пульсирующим оплавлением [2], при котором выполняют соединение сердечника из высокомарганцевистой стали 110Г13Л с рельсовой М76 через промежуточную вставку из хромоникелевой аустенитной стали 08Х18Н10Т.

При выходном контроле некоторых партий сварных крестовин в ряде случаев после полной механической обработки в околошовной зоне стали 110Г13Л на участке подошвы выявлены трещины (рис. 1), которые явились причиной отбраковки готового изделия.

Целью данной работы является установление причин появления трещин в стали 110Г13Л и разработка мероприятий по их предотвращению.

Контактную стыковую сварку выполняли на сварочной машине К924М, разработанной в ИЭС им. Е. О. Патона, на режиме, принятом для промышленного производства. Продолжительность процесса сварки составляла 90...110 с, припуск на сварку (3,0 + 1,5) мм, ширина вставки в сварном соединении 18...20 мм.

Для выявления причины растрескивания проведены анализ микроструктуры и химической неоднородности зоны термического влияния (ЗТВ) соединения стали 110Г13Л. Рассмотрены участок

соединения с трещиной и участок, примыкающий к нему, без растрескивания.

Исследования проводили на оптическом микроскопе «Неофот-32», микроскопе-микроанализаторе SX-50 фирмы «Camebax», растровом электронном микроскопе JSM-840 с микроанализатором «Lynk-systems». Микроструктуру выявляли электролитическим травлением в 10%-м водном растворе тиосульфата аммония.

Спектральный анализ химического состава стали 110Г13Л, используемой при изготовлении крестовин, соответствовал ГОСТ 2176-77 (табл. 1). При этом содержание фосфора и серы было значительно ниже допустимого стандартом.

При анализе макроструктуры (рис. 1) установлено, что разрушение металла во всех случаях происходит в слое шириной около 0,5 мм, который располагается параллельно линии соединения на расстоянии около 1,5...2,0 мм. Растрескивание носит межзеренный характер, т. е. сосредоточено на границах аустенитных зерен стали 110Г13Л.

Исследование показало, что металл соединения стали 110Г13Л имеет устойчивую аустенитную структуру с единичными включениями кар-

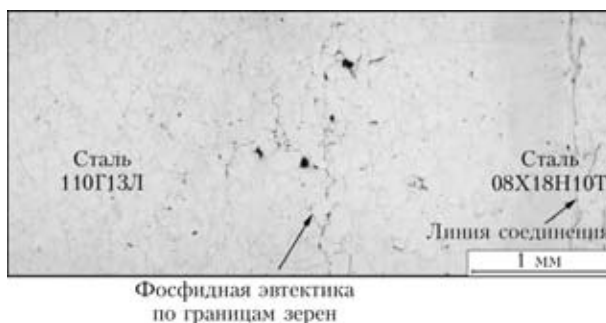


Рис. 1. Макроструктура участка сплавления стали 110Г13Л со сталью 08Х18Н10Т в сварном соединении крестовины



Таблица 1. Химический состав (мас. %) стали 110Г13Л

Источник	C	Mn	Si	S	P	Cr	Ni	Cu
ГОСТ 2176-77	0,9...1,4	11,5...15	0,3...1,0	≤0,05	≤0,12	≤3,80	≤0,70	≤0,3
Микрорентгеноспектральный анализ	0,92...0,95	12,3...12,7	0,46	0,021...0,023	0,033...0,036	Не опр.	Не опр.	Не опр.

бидов и значительным количеством неметаллических включений. Под воздействием сварочного термического цикла в металле ЗТВ сначала происходит измельчение, а в приконтактном слое в результате собирательной рекристаллизации — увеличение размера аустенитных зерен. В переходной зоне на контактной границе стали 110Г13Л со сталью 08Х18Н10Т формируется аустенитная структура с прочностными свойствами на уровне основного металла (рис. 2). На участке ЗТВ на расстоянии около 1,5...2,0 мм от линии соединения по границам зерен присутствует некоторая структурная составляющая, наличие которой, очевидно, и вызывает растрескивание. В местах с большим содержанием этой структурной составляющей от границ зерен формируется игольчатая фаза (рис. 3).

Для выяснения природы образования этой структурной составляющей проведен анализ не-

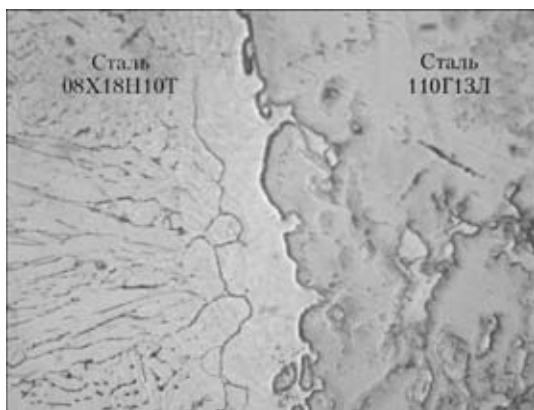


Рис. 2. Микроструктура (X400) переходной зоны на контактной линии сплавления стали 110Г13Л со сталью 08Х18Н10Т

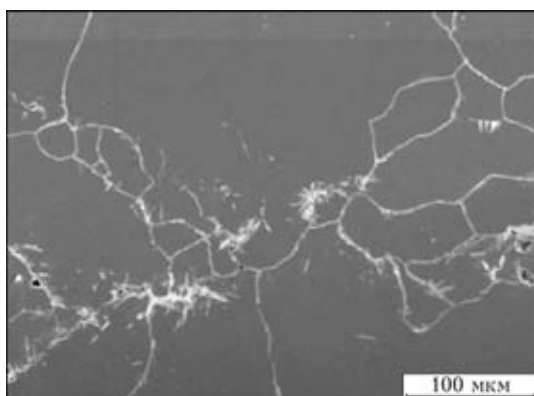


Рис. 3. Микроструктура ЗТВ стали 110Г13Л на участке с фосфидной эвтектикой

металлических включений стали 110Г13Л. Установлено, что сталь содержит значительную объемную долю комплексных сульфидов (рис. 4, а, б), центральную часть которых составляет сульфид алюминия, периферийную — сульфиды марганца и железа. Имеются также отдельные включения сульфида алюминия. Встречаются неоднородно распределенные в объеме скопления мелких включений нитридов правильной геометрической формы, а также, возможно, карбонитридов титана (рис. 4, в). Включения фосфидов отсутствуют. Это согласуется с результатами ранее проведенных исследований, в ходе которых установлено,

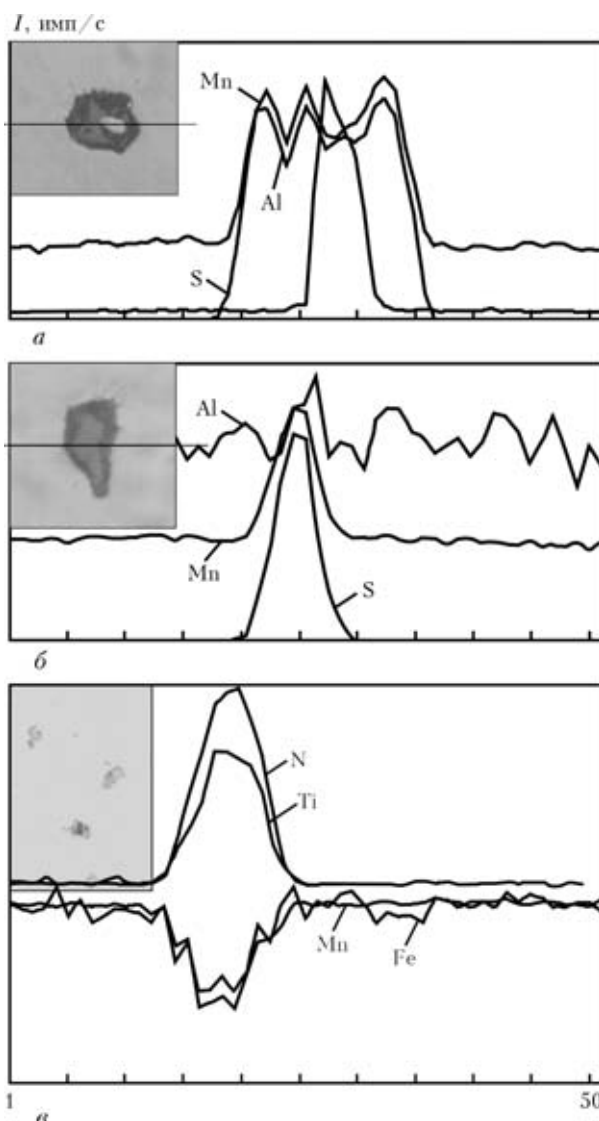


Рис. 4. Распределение химических элементов в сульфидах (а, б) и нитридах (в) стали 110Г13Л (I — импульс излучения; шаг 1,02 мкм)



Т а б л и ц а 2. Результаты микрорентгеноспектрального анализа химического состава (мас. %) новой структурной составляющей слоя с микротрещинами в стали 110Г13Л

№ п/п	P	Si	Mn	Cr	Fe	C
1	12,040	0,434	29,826	0,438	52,182	5,054
2	2,234	0,659	21,361	0,213	73,352	2,181
3	1,298	0,634	18,148	0,163	78,561	1,195
4	3,534	0,672	21,936	0,214	71,428	2,204

что даже при содержании 0,1 мас. % P в стали 110Г13Л не удалось обнаружить фосфиды [3].

Анализ трансформации неметаллических включений в ЗТВ показал, что высокотемпературные нитриды остаются стабильными до температуры плавления стали. Включения сульфидов изменяются мало по сравнению с таковыми в основном металле, по крайней мере, на участке слоя с новообразованной структурной составляющей. Таким образом, загрязненность неметаллическими включениями стали 110Г13Л не является источником образования указанной составляющей.

Согласно кривым распределения химических элементов (рис. 5) при переходе через межзеренные границы с новой структурной составляющей имеет место повышение содержания марганца и фосфора. При анализе химического состава доступных для исследования микрообъемов на стыке трех зерен установлено, что содержание фосфора и марганца составляет соответственно 12,040 и 29,826 мас. % (табл. 2, № 1).

Это дает основание заключить, что растрескивание вызывается описанным в литературе процессом формирования в марганцовистых сталях легкоплавкой фосфидной (карбофосфидной при высоком содержании углерода) эвтектики, охрупчивающей границы зерен [4].

При содержании фосфора в стали 110Г13Л 0,033...0,043 мас. % причиной образования фосфидной эвтектики, очевидно, является локальное повышение концентрации этого элемента, вызванное неоднородностью его распределения. Последняя может быть результатом прежде всего первичной ликвации — фосфор значительно расширяет температурный интервал кристаллизации стали. Дополнительно при сварке в зоне термомодеформационного воздействия возможна ликвация в железе поверхностно-активного фосфора в твердой фазе и обогащение им границ зерен. Это, очевидно, происходит в слое ЗТВ на расстоянии 1,5...2,5 мм от линии соединения, где при сварке температура ориентировочно составляет 900...1000 °С.

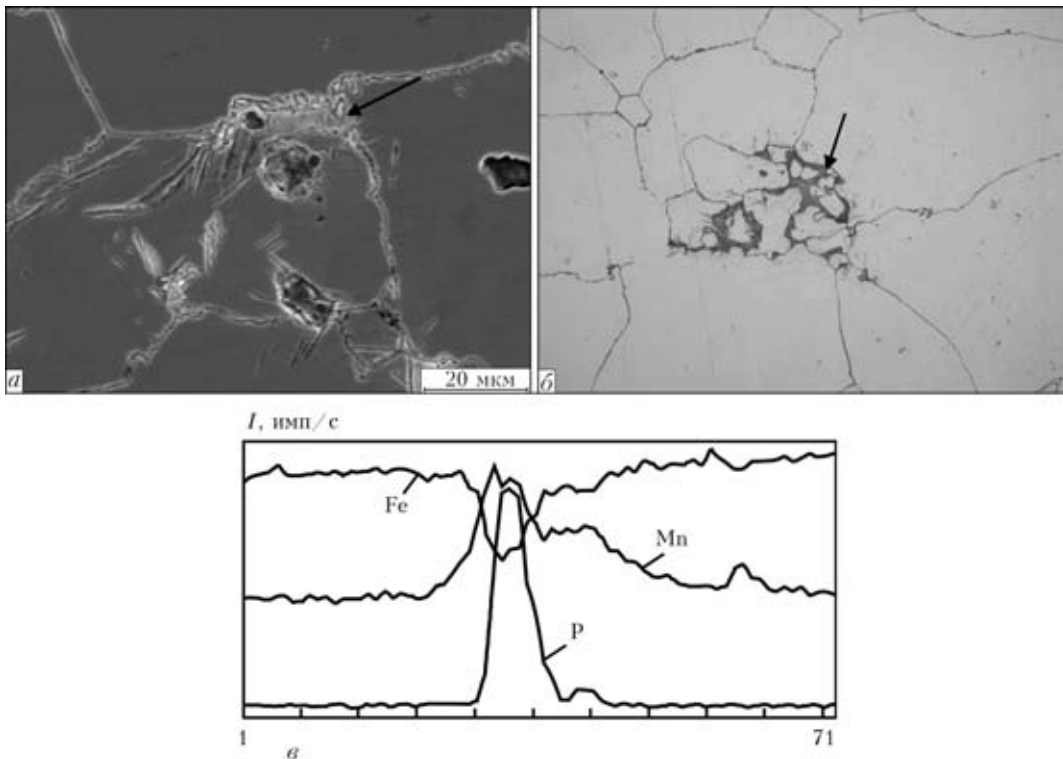


Рис. 5. Карбофосфидная эвтектика в микроструктуре стали 110Г13Л (обозначена стрелками): *а* — электронно-микроскопическое изображение; *б* — оптическое изображение (×400); *в* — распределение химических элементов в зоне карбофосфидной эвтектики (шаг 2 мкм)



Известно, что температура эвтектической реакции $\delta \rightarrow \gamma\text{-Fe} + (\text{Fe, Mn})_2\text{P}$ в системе Fe–Mn–P составляет около 950 °С [5]. Увеличение содержания фосфора и марганца на границах зерен вызывает их концентрационное оплавление, после чего получает развитие процесс формирования эвтектической фазы. В расплав активно диффундирует марганец, фосфор, а также углерод, поскольку растворимость в жидкой фазе на несколько порядков выше, чем в твердой.

Кристаллизация образовавшегося межзеренного расплава происходит с образованием фосфидной эвтектики и игольчатых карбидов, растущих от границ зерен.

В слое ЗТВ стали 110Г13Л шириной до 1,5 мм, примыкающем к линии соединения, тепловое воздействие соответствует гомогенизационному отжигу. Концентрационная неоднородность фосфора и марганца на этом участке устраняется — межзеренные эвтектические прослойки в микроструктуре отсутствуют.

На более удаленных участках ЗТВ диффузионная подвижность недостаточна для достижения на границах зерен концентрации фосфора, при которой происходит оплавление.

Таким образом, результаты исследования показали, что в металле ЗТВ стали 110Г13Л на расстоянии 1,5...2,0 мм от линии соединения при контактной стыковой сварке возникают условия для формирования фосфидной эвтектики. Поскольку ее образование происходит нерегулярно, следует предположить, что основной причиной ее появления при среднем содержании фосфора в стали 0,033...0,036 мас. % является неоднородность его распределения. Достижение однородного распределения фосфора в стали 110Г13Л затруднено из-за его малой диффузионной подвижности в железе. Один из путей достижения однородного распределения фосфора — строго

придерживаться установленного режима гомогенизационного отжига отливок стали 110Г13Л; другой — снижение содержания фосфора. Для предотвращения трещин в марганцовистых сталях рекомендованное содержание фосфора должно составлять менее 0,02 мас. % [4, 5].

Выводы

1. При изготовлении железнодорожных крестовин контактной стыковой сваркой в металле ЗТВ стали 110Г13Л на расстоянии 1,5...2,5 мм от линии соединения возможно образование легкоплавких межзеренных прослоек фосфидной эвтектики, вызывающих растрескивание.

2. Образование межзеренных прослоек фосфидной эвтектики при содержании фосфора 0,033...0,036 мас. % вызвано ликвационной неоднородностью его распределения при кристаллизации отливок.

3. Для предотвращения образования межзеренных прослоек фосфидной эвтектики в ЗТВ стали 110Г13Л необходимо строго придерживаться установленного режима гомогенизационного отжига отливок стали 110Г13Л.

1. *ТУ У ДП 32-4520.13.500-007-2002:2006*. Хрестовини та осереддя з привареними рейковими закінченнями типу Р65, Р50 та USC60 через вставку або без неї. Дослідна партія. — Чинне з 01.01.2003 до 01.01.2006.
2. *Контактная стыковая сварка железнодорожных крестовин с рельсовыми окончаниями через промежуточную вставку* / С. И. Кучук-Яценко, Ю. В. Швец, Е. А. Думчев и др. // Автомат. сварка. — 2005. — № 1. — С. 6–9.
3. *Ершов Г. С., Позняк Л. А.* Структурообразование и формирование свойств сталей и сплавов. — Киев: Наук. думка, 1998. — 381 с.
4. *Кондратюк С. Е., Касаткин О. Г.* Разрушение литой марганцовистой стали. — Киев: Наук. думка, 1987. — 148 с.
5. *Гудремон Э.* Специальные стали: В 2 т. Т.2. — М.: Металлургиздат, 1960. — 1526 с.

Investigation results are presented on the causes of cracks forming in HAZ of cast high-manganese steel 110G13L in its flash butt welding to austenitic steel 08Kh18N10T. It is shown that cracking is caused by the segregation heterogeneity of distribution of phosphorus, which takes place both in solidification of castings and in solid solution under thermal-deformation welding conditions. To prevent cracking, it is recommended to pay a special attention to the process of homogenising annealing of the 110G13L steel castings.

Поступила в редакцию 25.01.2010