



## СТРУКТУРА И СВОЙСТВА СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ СТАЛИ 10Г2ФБ, ВЫПОЛНЕННЫХ ДУГОВОЙ СВАРКОЙ

С. Л. ЖДАНОВ, канд. техн. наук, В. Д. ПОЗНЯКОВ, д-р техн. наук, А. А. МАКСИМЕНКО, инж.,  
В. А. ДОВЖЕНКО, В. Г. ВАСИЛЬЕВ, кандидаты техн. наук (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины),  
Н. В. ВЫСОКОЛЯН, В. А. КОРОБКА, инженеры (ОАО «Крюковский вагоностроительный завод»)

Изучены структурные превращения в металле ЗТВ стали 10Г2ФБ под воздействием термических циклов дуговой сварки и их влияние на механические свойства данного участка сварного соединения. Установлен диапазон допустимых скоростей охлаждения металла ЗТВ в температурном интервале 600...500 °С, обеспечивающий свойства сварных соединений на уровне требований к основному металлу и их высокую сопротивляемость замедленному, хрупкому и слоистому разрушениям.

*Ключевые слова:* дуговая сварка, высокопрочные стали, сварные соединения, термокинетическая диаграмма, мартенситное и бейнитное превращения, скорость охлаждения, твердость, диффузионный водород, холодные трещины

Интенсивное развитие контейнерных перевозок, обусловленное созданием международных транспортных коридоров, вызвало необходимость разработки и освоения производства специализированных платформ-контейнеровозов, которые должны в полной мере удовлетворять требованиям перевозчика по грузоподъемности и типу транспортируемых контейнеров. Кроме того, такой подвижной состав должен иметь повышенную надежность и быть экономичным в эксплуатации. С учетом допустимой нагрузки на ось 23,5 т оптимальными параметрами такого вагона являются грузоподъемность 72 т, масса тары 22 т.

До настоящего времени при изготовлении несущих сварных конструкций грузового подвижного состава в Украине и других странах СНГ широко используется фасонный и листовой прокат сталей 09Г2, 09Г2Д, 16Д, Ст3 и других с пределом текучести до 350 МПа. Однако для изготовления грузовых вагонов нового поколения требуется применение более прочных сталей. По мнению специалистов ВНИИЖТ [1], перспективными для изготовления несущих сварных конструкций подвижного состава могут быть стали с пределом текучести более 390 МПа, которые характеризуются высокой пластичностью ( $\delta_5 > 19\%$ ) и ударной вязкостью ( $KCU^{-60} > 29,4$  Дж/см<sup>2</sup>,  $KCV^{-60} > 19,6$  Дж/см<sup>2</sup>). Такие стали должны иметь хорошую свариваемость и массово изготавливаться на отечественных металлургических комбинатах.

Как показал анализ металлопроката, выпускаемого металлургическими предприятиями Украины, в наибольшей степени указанным критериям соответствует сталь марки 10Г2ФБ, которая ши-

роко используется при изготовлении труб большого диаметра для магистральных трубопроводов [2, 3] и производится в соответствии с техническими требованиями ТТ 227-21-2008. Требования к химическому составу листового проката стали 10Г2ФБ следующие, мас. %, не более: 0,15 С; 0,35 Si; 1,70 Mn; 0,020 P; 0,010 S; 0,020...0,030 Al общий; 0,010...0,030 Ti; 0,080 Nb; 0,100 W; 0,30 Mo. Механические свойства листового проката стали 10Г2ФБ, не менее:  $\sigma_T = 490$  МПа;  $\sigma_B = 565$  МПа;  $\delta_5 = 28,5\%$ ;  $KCV^{-60} = 69$  Дж/см<sup>2</sup>;  $KCU^{-60} = 59$  Дж/см<sup>2</sup>.

Цель настоящей работы заключалась в исследовании свариваемости высокопрочной стали марки 10Г2ФБ с учетом специальных требований, которые предъявляются к стальному прокату, предназначенному для грузового вагоностроения [1]. В соответствии с этими требованиями изучены структурные превращения в металле ЗТВ стали 10Г2ФБ под воздействием термических циклов сварки и их влияние на механические свойства данного участка сварного соединения; склонность стали к образованию холодных и слоистых трещин; реакция стали на ожог; сопротивляемость сварных соединений хрупкому разрушению.

При исследованиях использовали образцы, вырезанные из листов толщиной 18,7 мм следующего химического состава, мас. %: 0,08 С; 0,249 Si; 1,57 Mn; 0,05 V; 0,05 Nb; 0,006 [N]; 0,007 S; 0,013 P. Механические свойства стали в состоянии поставки после термомеханической обработки характеризуются такими показателями:

$$\sigma_T = 531...581 \text{ МПа}; \sigma_B = 610...660 \text{ МПа};$$

$$\delta_5 = 24,8...26,3\%; \psi = 62,0...64,8\%$$

$$KCU^{-60} = 220...324 \text{ Дж/см}^2; KCV^{-60} = 204...300 \text{ Дж/см}^2.$$

Крайние значения показателей механических свойств соответствуют испытаниям образцов, вы-

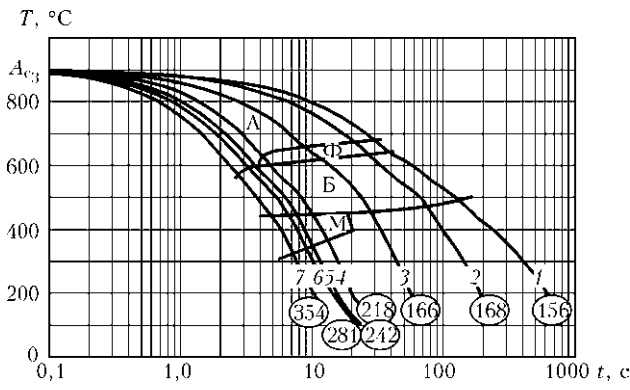


Рис. 1. Термокинетическая диаграмма превращения аустенита стали 10Г2ФБ: 1 —  $w_{6/5} = 1,5$ ; 2 — 3; 3 — 10; 4 — 30; 5 — 38; 6 — 45; 7 — 55 °C/c; А — аустенит; Б — бейнит; Ф — феррит; М — мартенсит; цифры в кружках — твердость по Виккерсу

резанных соответственно поперек проката и вдоль. Следует отметить, что и в направлении оси  $z$  сталь имеет достаточно высокие показатели пластичности ( $\psi_z = 65,0 \dots 69,7 \%$ ), свидетельствующие о ее высокой сопротивляемости слоистому разрушению.

Сталь 10Г2ФБ отличается высокими вязкими свойствами. Об этом свидетельствуют результаты традиционных испытаний на ударную вязкость, а также оценка реакции стали на ожог сварочной дугой в соответствии с ГОСТ 23240–78. Сущность последнего метода испытаний, регламентированного нормативной документацией для выбора металлопроката в вагоностроении, заключалась в получении на поверхности образца, форма и раз-

меры которого соответствовали образцу с надрезом для испытаний на ударный изгиб, малоэластичной линзы под действием дугового ожога и определении ее влияния на склонность стали к переходу в хрупкое состояние при ударном приложении нагрузки.

Результаты данных испытаний сопоставимы с аналогичными показателями, полученными для образцов основного металла с круглым надрезом на ударный изгиб, и составляют  $KCU^{-60} = 346 \text{ Дж/см}^2$ , т. е. критическая температура перехода стали 10Г2ФБ в хрупкое состояние находится ниже  $-60 \text{ }^\circ\text{C}$ .

О кинетике структурных превращений в участках перегрева металла ЗТВ сварных соединений достаточно полное представление дает анализ термокинетической диаграммы распада аустенита (рис. 1) и микроструктуры (рис. 2) соответствующих образцов. Исследования проводили на быстродействующем дилатометре комплекса «Gleeble-3800» [4], в котором цилиндрические образцы диаметром 6 мм и длиной 86 мм нагревали до температуры 1200 °C со скоростью 150 °C/c, а затем охлаждали с различными скоростями охлаждения (от 1,5 до 55 °C/c) в температурном интервале 600...500 °C в соответствии с заданными термическими циклами сварки, характерными для базовых режимов дуговой сварки низкоуглеродистых сталей.

При скоростях охлаждения до  $w_{6/5} = 20 \text{ }^\circ\text{C/c}$  (рис. 1, кривые 1–3) превращение аустенита происходит в ферритно-бейнитной области. Так, в

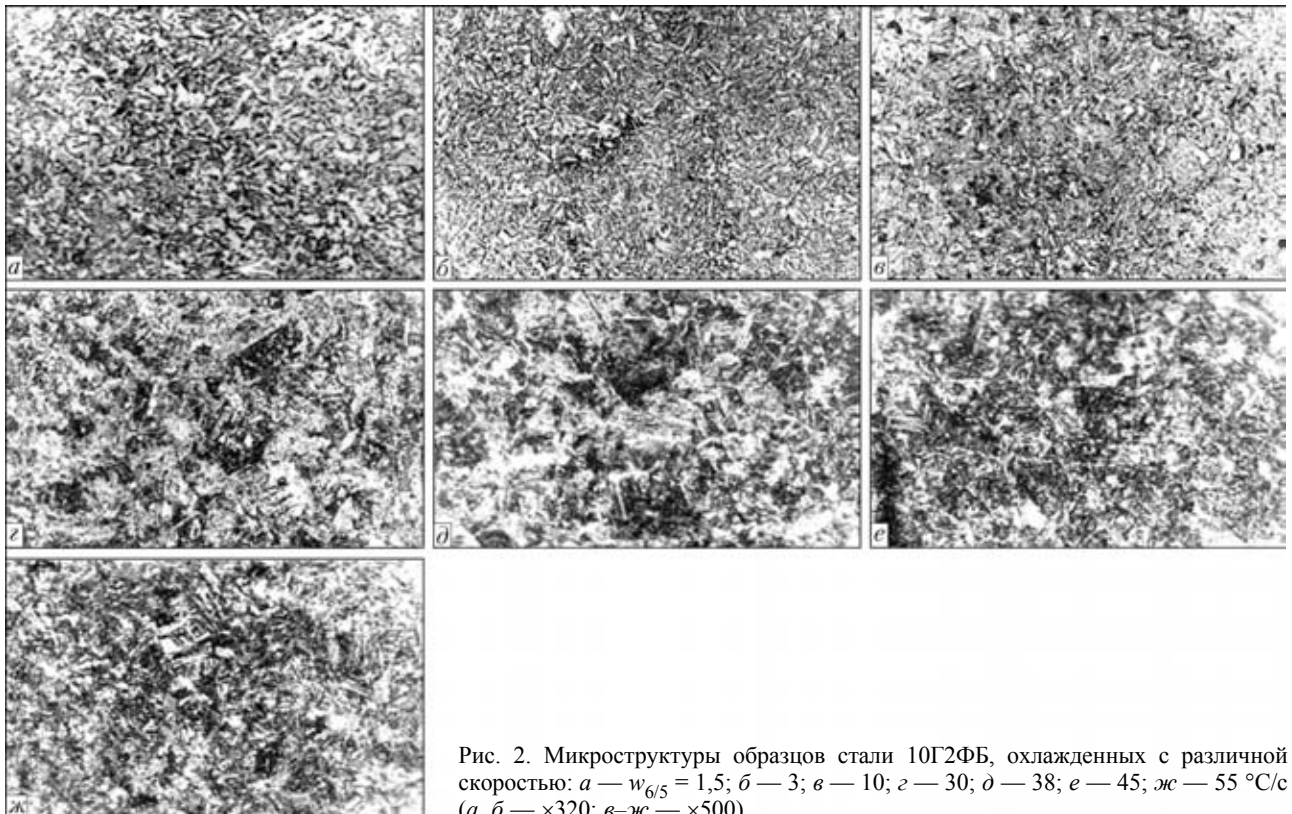


Рис. 2. Микроструктуры образцов стали 10Г2ФБ, охлажденных с различной скоростью: а —  $w_{6/5} = 1,5$ ; б — 3; в — 10; г — 30; д — 38; е — 45; ж — 55 °C/c (а, б —  $\times 320$ ; в–ж —  $\times 500$ )



участке перегрева металла ЗТВ при охлаждении со скоростями  $w_{6/5} = 1,5$  и  $3 \text{ }^\circ\text{C/c}$  формируется наиболее крупнозернистая структура. По границам зерен выделяется доэвтектоидный полигональный феррит и перлит, а внутри зерен формируется глобулярный бейнит двух морфологических разновидностей: низкоуглеродистый (высокотемпературный) с микротвердостью 1850...2030 МПа и низкотемпературный бейнит, имеющий микротвердость 2140...2430 МПа (см. рис. 2, а, б). Изредка внутри зерен наблюдается игольчатый феррит с ориентацией по Видманштетту.

При охлаждении со скоростью  $10 \text{ }^\circ\text{C/c}$  (см. рис. 1, кривая 3) несколько уменьшается ширина участка перегрева и размер зерна. Структурные изменения по сравнению со скоростью  $3 \text{ }^\circ\text{C/c}$  состоят в уменьшении количества доэвтектоидного полигонального феррита и низкоуглеродистого бейнита ( $HV 1920...1970$  МПа), а также в увеличении количества более высокоуглеродистого бейнита ( $HV 2360$  МПа) (см. рис. 2, в). Перлитное превращение почти полностью подавляется и в структуре наблюдаются только единичные случаи его присутствия.

Дальнейшее уменьшение ширины участка перегрева и размера зерна наблюдается при охлаждении со скоростью  $20 \text{ }^\circ\text{C/c}$ . В структуре участка перегрева металла ЗТВ доэвтектоидный полигональный феррит по границам зерен встречается изредка. Основной составляющей структуры такого металла является низкотемпературный бейнит (глобулярный с  $HV 2100...2360$  МПа) и в меньшей мере высокотемпературный низкоуглеродистый ( $HV 1850...2030$  МПа).

При охлаждении со скоростью  $30 \text{ }^\circ\text{C/c}$  (см. рис. 1, кривая 4) ширина участка перегрева и размер зерна такие же, как и при  $w_{6/5} = 20 \text{ }^\circ\text{C/c}$ . В структуре участка перегрева отсутствует доэвтектоидный полигональный феррит, а высокотемпературный бейнит ( $HV 1750...2000$  МПа) встречается очень редко. Структура почти полностью состоит из глобулярного бейнита ( $HV 2140...2280$  МПа) (см. рис. 2, г).

Повышение скорости охлаждения от  $w_{6/5} = 30$  до  $55 \text{ }^\circ\text{C/c}$  (см. рис. 1, кривые 4–7) создает условия для увеличения степени переохлаждения аустенита и соответственно понижения температуры его превращения. При этом диффузионные процессы тормозятся, а превращение аустенита происходит по сдвиговому механизму с образованием бейнитно-мартенситной структуры. Температура начала мартенситного превращения практически не изменяется и составляет  $440 \text{ }^\circ\text{C}$ , в то же время температура конца превращения уменьшается с  $370$  до  $310 \text{ }^\circ\text{C}$  с возрастанием скоростей охлаждения, в результате чего можно утверждать о высокой стойкости переохлажденного аустенита в металле ЗТВ стали 10Г2ФБ.

В процентном соотношении изменяются и структурные составляющие. Так, если при скорости охлаждения  $w_{6/5} = 30 \text{ }^\circ\text{C/c}$  (см. рис. 2, г) структура металла включает 83 % бейнита, 12 % мартенсита, остаток — неравноосный феррит с твердостью  $HV 218$ , то при максимальной скорости охлаждения  $w_{6/5} = 55 \text{ }^\circ\text{C/c}$  (см. рис. 2, ж) структура состоит из 35 % мартенсита и 65 % бейнита с твердостью  $HV 354$ .

Установленные различия структурных превращений в стали 10Г2ФБ в зависимости от термических циклов оказывают значительное влияние на механические свойства сварных соединений, а также сопротивляемость их хрупкому и замедленному разрушению.

Оценку механических свойств и сопротивляемости сварных соединений хрупкому разрушению проводили в соответствии с методикой, описанной в работе [5]. На растяжение и ударный изгиб испытывали образцы, вырезанные из заготовок исследуемого металла размерами  $150 \times 12 \times 12$  мм, которые подвергали воздействию термических циклов сварки (нагрев до  $1250 \text{ }^\circ\text{C}$  со скоростью  $200 \text{ }^\circ\text{C/c}$  и охлаждение с различными скоростями в диапазоне  $24...2,5 \text{ }^\circ\text{C/c}$ ). Полученные результаты свидетельствуют о том, что в исследованном диапазоне скоростей охлаждения механические свойства (рис. 3) и показатели  $KCV$  ударной вязкости металла ЗТВ (рис. 4, а) незначительно из-

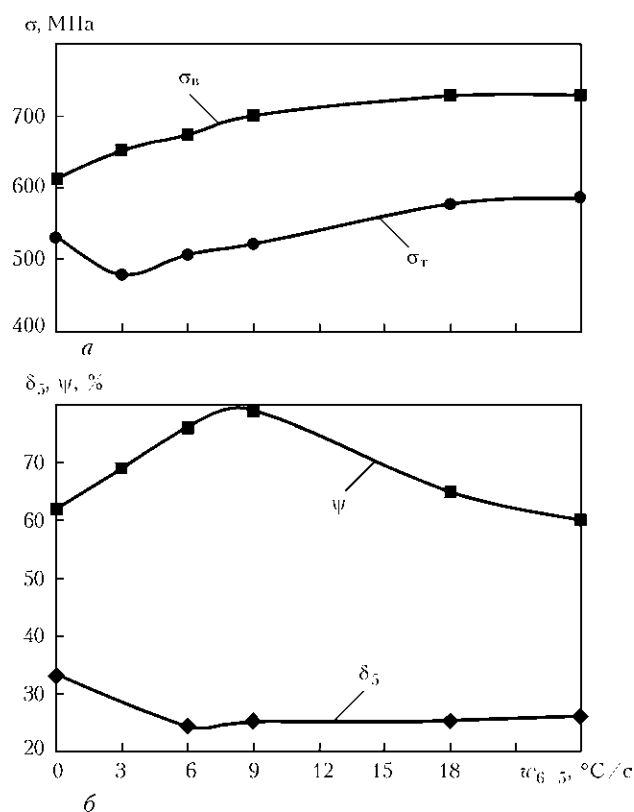


Рис. 3. Влияние скорости охлаждения на показатели прочности (а) и пластичности (б) имитированного металла ЗТВ

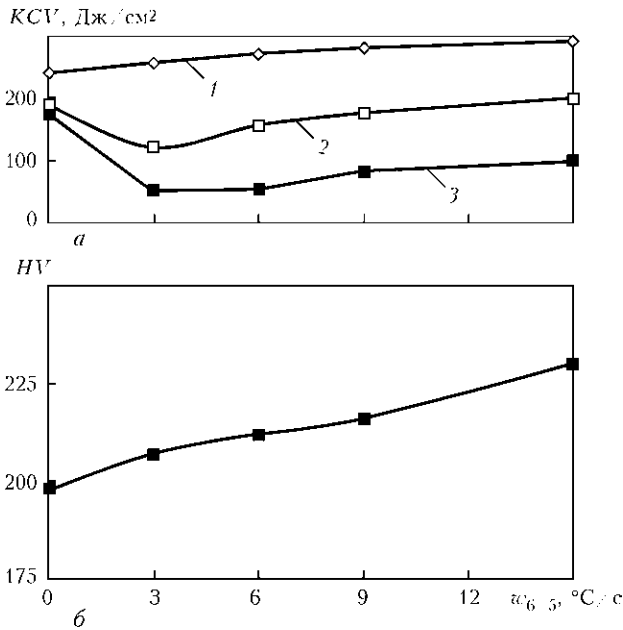


Рис. 4. Влияние скорости охлаждения на ударную вязкость (1 — +20; 2 — -20; 3 — -40 °С) (а) и твердость (б) участка перегрева металла ЗТВ

меняются при  $w_{6/5} \geq 6$  °С/с. Исходя из этого и с учетом возрастающих требований, предъявляемых к низколегированным сталям на уровне международных стандартов ( $KCV^{40} > 47$  Дж/см<sup>2</sup>), минимально допустимую скорость охлаждения металла ЗТВ при сварке стали 10Г2ФБ целесообразно ограничивать значением 6 °С/с.

Твердость металла на участке перегрева ЗТВ в указанном интервале скоростей охлаждения изменяется незначительно и сохраняется в пределах  $HV$  198...230 (рис. 4, б).

Оценку стойкости сварных соединений против образования холодных трещин проводили на образцах «Имплант» [6] и с использованием проб «жесткий тавр» [7].

В первом случае испытывали образцы-вставки диаметром 6 мм, имеющие концентратор напряжений в виде винтовой канавки с шагом 0,8 мм и радиусом скругления 0,1 мм. Сварку образцов, установленных в отверстиях жесткозакрепленной в испытательной установке базовой пластины толщиной 18,7 мм, выполняли электродами АНП-10, диаметром 4 мм на режиме:  $I_{св} = 160$  А,  $U_{д} = 25$  В,  $v_{св} = 9$  м/ч. Скорость охлаждения сварного соединения варьировали, изменяя температуру предварительного подогрева базовой пластины. Ее значения устанавливали по осциллограммам термических циклов сварки для высокотемпературных участков металла ЗТВ образцов-вставок. Количество диффузионного водорода в наплавленном металле определяли методом карандашных проб с использованием в качестве запирающей жидкости водного раствора глицерина. Нагружение образца начинали в ходе его охлаждения после сварки до температуры 100...50 °С.

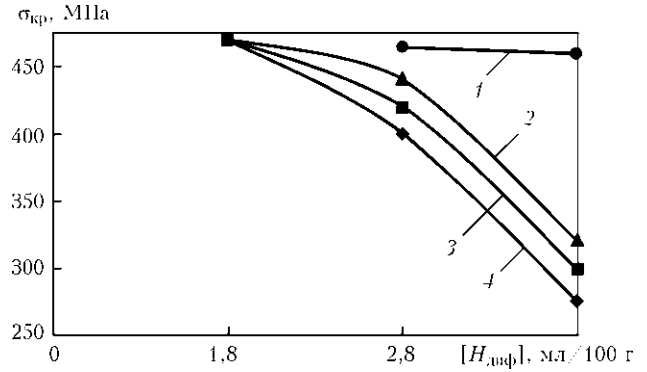


Рис. 5. Зависимость критических напряжений от концентрации диффузионного водорода и условий охлаждения металла ЗТВ при испытаниях по методу «Имплант» с предварительным подогревом 90 (1), 60 (2), 40 (3) °С и без подогрева (4)

Сварку проб «жесткий тавр» из стали толщиной 18,7 мм проводили электродами АНП-10 диаметром 4,0 мм, а также в  $\text{CO}_2$  порошковой проволокой Megafil 821R диаметром 1,2 мм на режимах, обеспечивающих близкие значения погонной энергии для указанных способов сварки. Температуру проб перед сваркой изменяли в диапазоне 20...90 °С.

Результаты испытаний образцов «Имплант» свидетельствуют о том, что при ограниченном до 1,8  $\text{мл./100 г}$  содержании диффузионного водорода в наплавленном металле сварные соединения стали 10Г2ФБ имеют высокую сопротивляемость образованию холодных трещин при сварке без предварительного подогрева. Разрушение образцов в данном случае не происходило при напряжениях  $\sigma_{кр} = 475$  МПа (рис. 5), близких к пределу текучести стали. При данных условиях сварки повышение концентрации диффузионного водорода до 4,2  $\text{мл./100 г}$  приводит к снижению критических напряжений до 275 МПа (рис. 5), и, как следствие, к снижению стойкости сварных соединений против образования холодных трещин. Используя предварительный подогрев до 90 °С (рис. 5, кривая 1), можно повысить стойкость

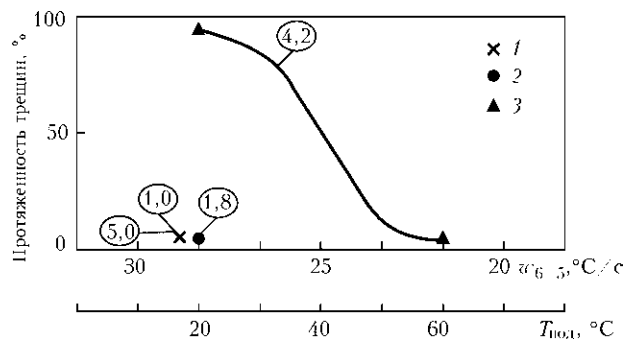


Рис. 6. Влияние скорости охлаждения  $w_{6/5}$ , температуры подогрева  $T_{под}$  и содержания диффузионного водорода (цифры в кружках) на протяженность трещин в соединениях стали 10Г2ФБ (проба «жесткий тавр»): 1 — порошковая проволока Megafil 821R при сварке в  $\text{CO}_2$ ; 2, 3 — электроды АНП-10



**Механические свойства**

| Сварочный материал                                   | Металл шва       |                  |                |            |             |                    |             | Сварное соединение       |             |                    |                  |
|--|------------------|------------------|----------------|------------|-------------|--------------------|-------------|--------------------------|-------------|--------------------|------------------|
|  | $\sigma_T$ , МПа | $\sigma_B$ , МПа | $\delta_5$ , % | $\psi$ , % | $KCV^{+20}$ | Дж/см <sup>2</sup> | $KCV^{-20}$ | Дж/см <sup>2</sup>       | $KCV^{+40}$ | Дж/см <sup>2</sup> | $\sigma_B$ , МПа |
| Электроды АНП-10                                     | 485,4            | 645,4            | 27,65          | 69,7       | 159,0       | 84,0               | 56,0        | 630,5 (разрушение по ОМ) | 238,5       | 150,2              | 92,8             |
| Порошковая проволока Megafil 821R (CO <sub>2</sub> ) | 533,3            | 573,2            | 25,80          | 78,1       | 256,0       | 79,5               | 23,4        | 573,3 (разрушение по ОМ) | 213,6       | 170,0              | 143,3            |

Примечание. Приведены средние значения результатов испытаний не менее трех образцов.

сварных соединений против образования холодных трещин.

С полученными результатами хорошо согласуются данные испытаний проб «жесткий тавр» (рис. 6). Использование электродов АНП-10 с низким содержанием диффузионного водорода до 1,8 мл/100 г, а также порошковой проволоки Megafil 821R при сварке в CO<sub>2</sub> позволяет расширить диапазон скоростей охлаждения до  $w_{6/5} = 20$  °C/с с обеспечением достаточной стойкости против образования холодных трещин.

Использование указанных выше сварочных материалов позволяет получить металл швов с механическими свойствами, близкими к свойствам стали 10Г2ФБ. Об этом свидетельствуют результаты механических испытаний сварных соединений, приведенные в таблице.

На основании выполненного комплекса исследований листовой прокат стали марки 10Г2ФБ был рекомендован для изготовления нагруженных сварных металлоконструкций грузовых вагонов нового поколения. Указанная сталь и разработанные совместно со специалистами ОАО «Крюковский вагоностроительный завод» технологические процессы ее сварки были внедрены при изготовлении вагона-платформы модели 13-7024. В ходе полномасштабных предварительных, приемочных и сертификационных испытаний, выполненных ГП «Украинский научно-исследовательский ин-

ститут вагоностроения», были подтверждены высокие ходовые и прочностные характеристики платформы данной модели, изготовленной из стали 10Г2ФБ, на основании чего она была принята межведомственной комиссией в серийное производство и сертифицирована в РС ФЖТ РФ. В настоящее время более 1500 вагонов-платформ, изготовленных на ОАО «Крюковский вагоностроительный завод», успешно эксплуатируются на железных дорогах стран СНГ и Балтии.

1. *ОСТ 32.153–2000*. Металлопрокат для кузовов грузовых вагонов нового поколения. — Введ. 18.09.2000.
2. *Деформационное старение металла труб из стали контролируемой прокатки* / С. Е. Семенов, А. А. Рыбаков, Л. В. Гончаренко и др. // Техн. диагностика и неразруш. контроль. — 2005. — № 4. — С. 39–43.
3. *Эфрон Л. И., Настич С. Ю.* Состояние производства листового и рулонного проката для спиральношовных труб категории прочности до X1000 // Черн. металлургия. — 2006. — № 11. — С. 68–81.
4. *Григоренко Г. М., Костин В. А., Орловский В. Ю.* Современные возможности моделирования превращений аустенита в сварных швах низколегированных сталей // Автомат. сварка. — 2008. — № 10. — С. 31–34.
5. *Саржевский В. А., Сазонов В. Я.* Установка для имитации термических циклов сварки на базе машины МСР-75 // Там же. — 1981. — № 5. — С. 69–70.
6. *Макаров Э. Л.* Холодные трещины при сварке легированных сталей. — М.: Машиностроение, 1981. — 247 с.
7. *Гривняк И.* Свариваемость сталей / Пер. со словац.; под ред. Э. Л. Макарова. — М.: Машиностроение, 1984. — 216 с.

Structural transformations in the HAZ metal of steel 10G2FB under the impact of the arc welding thermal cycles and their effect on mechanical properties of this region of a welded joint were investigated. The range of permissible cooling rates of the HAZ metal at temperatures of 600...500 °C, providing properties of the welded joints at a level of requirements to the base metal and their high resistance to delayed, brittle and laminated fracture, was identified.

Поступила в редакцию 23.04.2010