



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/см², $KCV^{-60} > 19,6$ Дж/см²). 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/см²; $KCU^{-60} = 59$ Дж/см².

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:

$$\begin{aligned}\sigma_T &= 531...581 \text{ МПа}; \sigma_B = 610...660 \text{ МПа}; \\ \delta_5 &= 24,8...26,3\%; \psi = 62,0...64,8\%, \\ KCU^{-60} &= 220...324 \text{ Дж/см}^2; KCV^{-60} = 204...300 \text{ Дж/см}^2.\end{aligned}$$

Крайние значения показателей механических свойств соответствуют испытаниям образцов, вы-

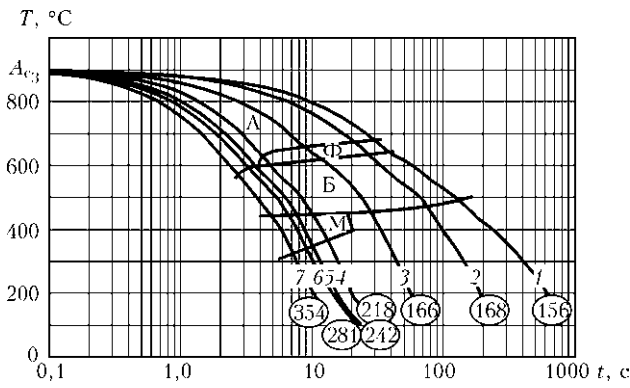


Рис. 1. Термокинетическая диаграмма превращения аустенита стали 10Г2ФБ: 1 — $w_{6/5} = 1,5$; 2 — 3; 3 — 10; 4 — 30; 5 — 38; 6 — 45; 7 — 55 °C/c; А — аустенит; Б — бейнит; Ф — феррит; М — мартенсит; цифры в кружках — твердость по Виккерсу

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

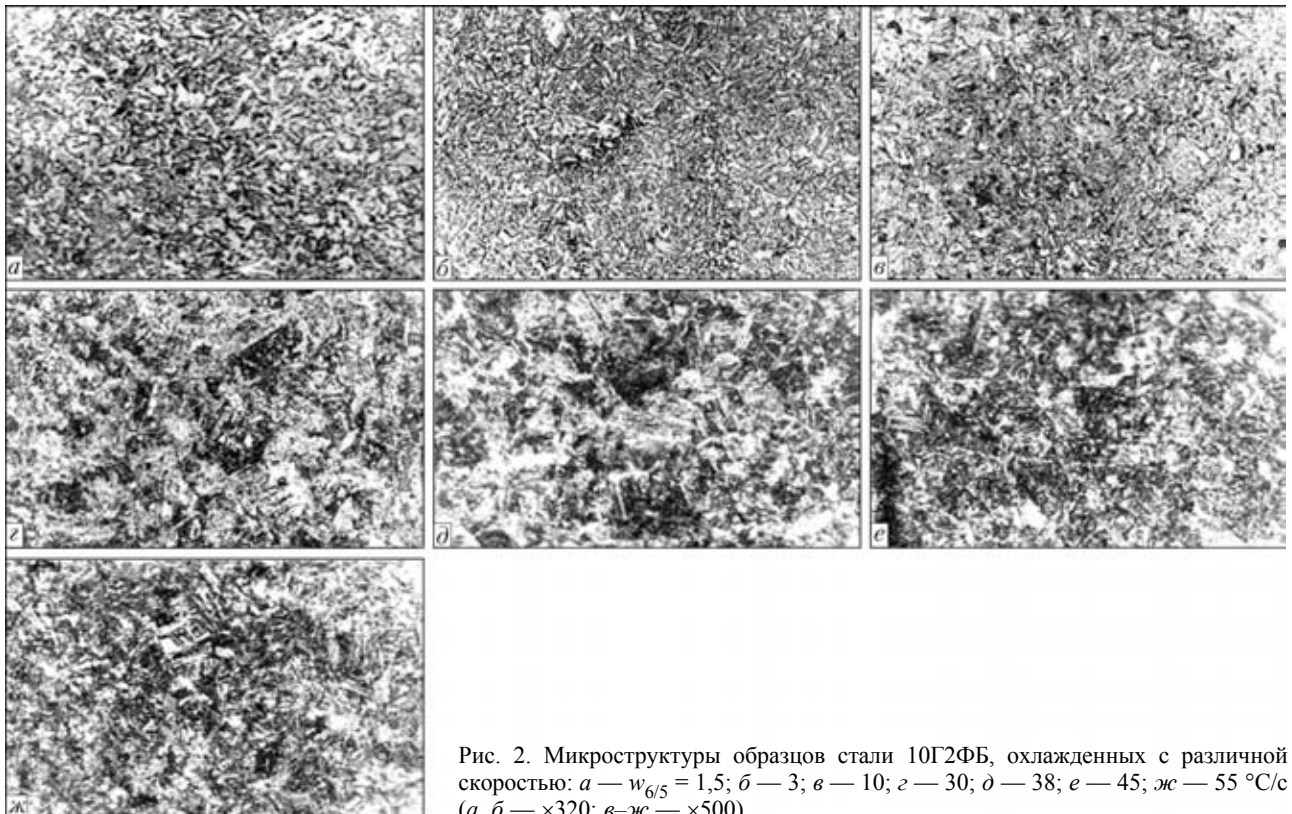


Рис. 2. Микроструктуры образцов стали 10Г2ФБ, охлажденных с различной скоростью: а — $w_{6/5} = 1,5$; б — 3; в — 10; г — 30; д — 38; е — 45; ж — 55 °C/c (а, б — $\times 320$; в-ж — $\times 500$)



участке перегрева металла ЗТВ при охлаждении со скоростями $w_{6/5} = 1,5$ и 3 °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 °C/c (см. рис. 1, кривая 3) несколько уменьшается ширина участка перегрева и размер зерна. Структурные изменения по сравнению со скоростью 3 °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 °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 °C/c (см. рис. 1, кривая 4) ширина участка перегрева и размер зерна такие же, как и при $w_{6/5} = 20$ °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 °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 °C, в то же время температура конца превращения уменьшается с 370 до 310 °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 $w_{6/5} = 30$ °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 $w_{6/5} = 55$ °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 °C со скоростью 200 °C/c и охлаждение с различными скоростями в диапазоне $24...2,5$ °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-

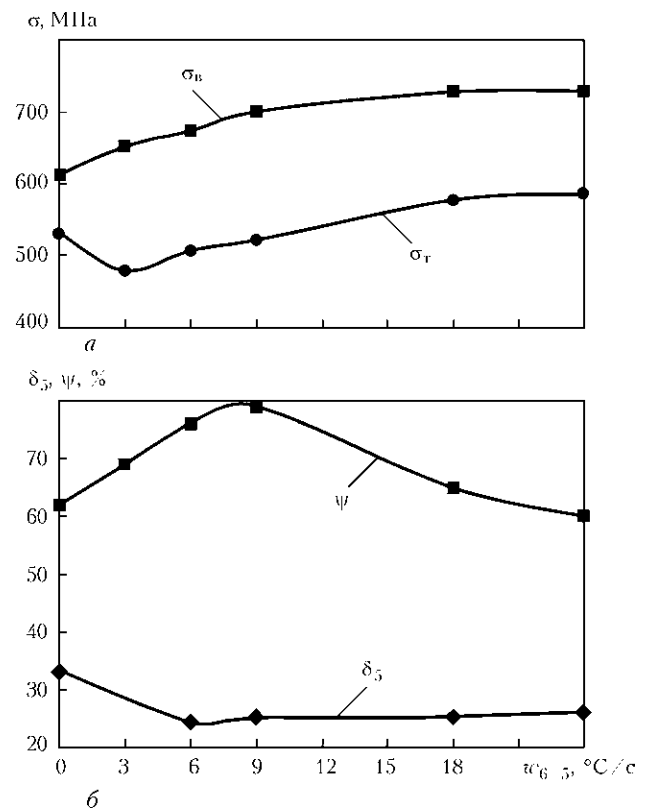


Рис. 3. Влияние скорости охлаждения на показатели прочности (а) и пластичности (б) имитированного металла ЗТВ

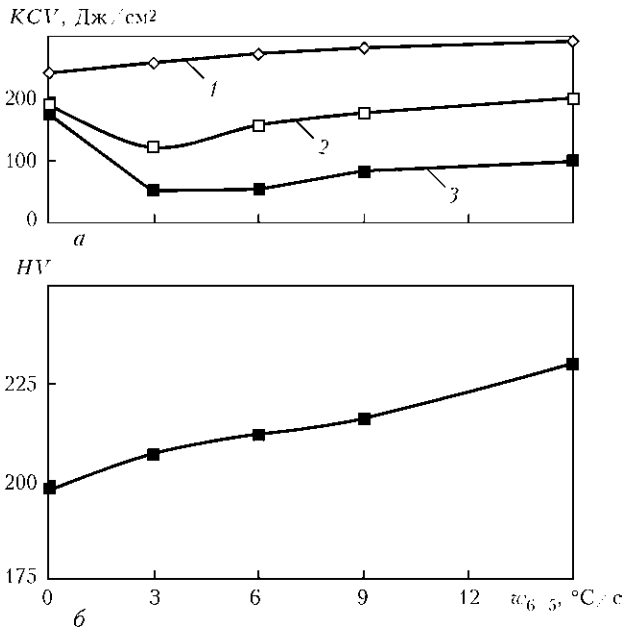


Рис. 4. Влияние скорости охлаждения на ударную вязкость (1 — +20; 2 — -20; 3 — -40 °С) (а) и твердость (б) участка перегрева металла ЗТВ

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/см²), 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.

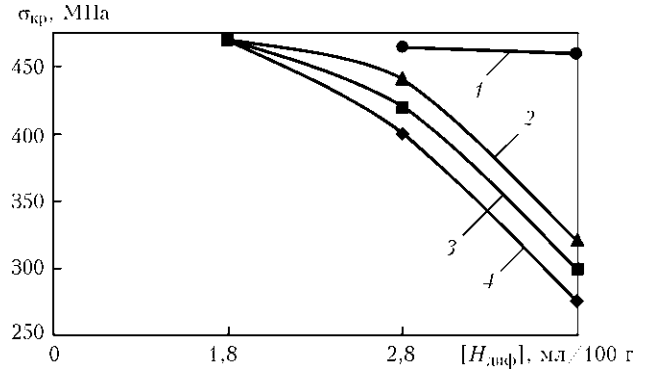


Рис. 5. Зависимость критических напряжений от концентрации диффузионного водорода и условий охлаждения металла ЗТВ при испытаниях по методу «Имплант» с предварительным подогревом 90 (1), 60 (2), 40 (3) °С и без подогрева (4)

Сварку проб «жесткий тавр» из стали толщиной 18,7 мм проводили электродами АНП-10 диаметром 4,0 мм, а также в 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 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 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

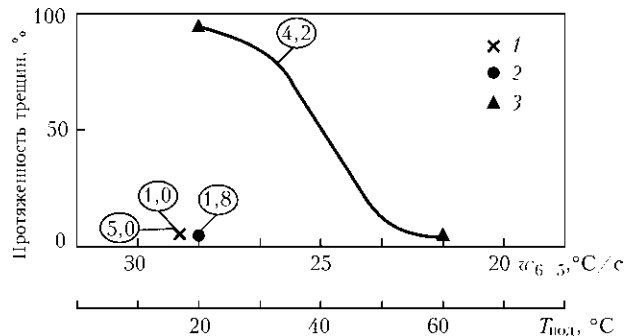


Рис. 6. Влияние скорости охлаждения $w_{6/5}$, температуры подогрева $T_{под}$ и содержания диффузионного водорода (цифры в кружках) на протяженность трещин в соединениях стали 10Г2ФБ (проба «жесткий тавр»): 1 — порошковая проволока Megafil 821R при сварке в CO_2 ; 2, 3 — электроды АНП-10



Механические свойства

Сварочный материал	Металл шва							Сварное соединение			
	σ_T , МПа	σ_B , МПа	δ_5 , %	ψ , %	KCV^{+20}	Дж/см ²	KCV^{-20}	Дж/см ²	KCV^{+40}	Дж/см ²	σ_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 ₂)	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 CO₂ 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