УДК 621.791.75.052:669.14/15.4.011.25

СВАРИВАЕМОСТЬ СТАЛИ 10Г2ФБ

д.т.н., с.н.с. В.Д. Позняков, к.т.н., с.н.с. С.Л. Жданов, инж. А.А. Максименко

Институт электросварки им. Е.О. Патона НАН Украины

До настоящего времени, при изготовлении металлоконструкций грузового подвижного состава в 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 обладают высокой пластичностью ($\delta_5 \geq 19\%$) и ударной вязкостью ($KCU_{-60} \geq 29{,}4$ Дж/см^2, $KCV_{-60} \geq 19{,}6$ Дж/см^2). Такие стали должны иметь хорошую свариваемость и массово изготавливаться на металлургических комбинатах.

Как показал анализ выпускаемого металлопроката в наибольшей степени указанным критериям соответствует сталь марки 10Г2ФБ, которая широко используется при изготовлении труб большого диаметра для магистральных трубопроводов [2, 3].

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 были изучены: структурные превращения в металле зоны термического влияния (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 использовались образцы, вырезанные из листов толщиной 18,7 мм следующего химического состава, %: C 0,08; Si 0,249; Mn 1,57; V 0,05; Nb 0,05; [N] 0,006; S 0,007; P 0,013. Механические свойства стали в состоянии поставки после термомеханической обработки характеризуются показателями: $\sigma_т$ = 531…581 МПа; $\sigma_в$ = 610…660 МПа; δ_5 = 24,8…26,3 %; ψ = 62,0…64,8 %, KCU = 220…324 Дж/см^2; KCV = 204…300 Дж/см^2 при температуре испытаний минус 60 ^{0}C. Нижние значения показателей механических свойств соответствуют испытаниям образцов вырезанных поперек проката, а верхние – для образцов вырезанных вдоль проката. Следует отметить, что и в направлении оси Z сталь имеет достаточно высокие показатели пластичности (ψ_Z = 65,0…69,7 %), свидетельствующие о высокой её сопротивляемости образованию слоистых трещин.

Говоря о достаточном запасе пластичности, стали 10Г2ФБ, в этой связи нельзя не упомянуть её высоких вязких свойствах. Об этом свидетельствуют

результаты традиционных испытаний на ударную вязкость, а также оценка реакции стали на ожог сварочной дугой в соответствии с ГОСТ 23240-78.

Полученные в результате испытаний данные сопоставимы с аналогичными показателями, полученными при испытаниях образцов основного металла с круглым надрезом на ударный изгиб, и составляют KCU $-_{60}$ = 346 Дж/см^2. Это дает все основания полагать, что критическая температура перехода стали 10Г2ФБ, в хрупкое состояние находится ниже минус 60 ^{0}C.

Общеизвестно, что свойства сварных соединений определяются структурой. Поэтому важно было изучить изменение структуры металла зоны термического влияния (ЗТВ) под действием термических циклов сварки при охлаждении с различными скоростями в интервале температур 600…500^{0}C.

О кинетике структурных превращений в участках перегрева ЗТВ сварных соединений достаточно полное представление дает анализ термокинетической диаграммы распада аустенита (рис.1) и структуры (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 ^{0}C со скоростью 150 ^{0}C/с, а затем охлаждали с различными скоростями охлаждения (от 1,5 до 55 ^{0}C/с) в интервале температур 600…500 ^{0}C в соответствии с заданными термическими циклами сварки, характерными для базовых режимов дуговой сварки низкоуглеродистых сталей.

При скоростях охлаждения до $W_{6/5}$ = 20 ^{0}C/с (рис. 1, кривые 1, 2, 3) превращение аустенита происходит в ферритно – бейнитной области. Так в участке перегрева ЗТВ при охлаждении со скоростями $W_{6/5}$ 1,5 и 3 ^{0}C/с формируется наиболее крупнозернистая структура. По границам зерен выделился доэвтектоидный полигональный феррит и перлит, а внутри зерен формируется глобулярный бейнит двух морфологических разновидностей: низкоуглеродистый (высокотемпературный) с микротвердостью 1850…2030 Н/мм^2 и низкотемпературный бейнит, имеющий микротвердость 2140…2430 Н/мм^2 (рис. 2, фото 1, 2). Изредка внутри зерен наблюдается игольчатый феррит с ориентацией по Видманштетту.

При охлаждении со скоростью 10 ^{0}C/с (рис. 1, кривая 3) несколько уменьшается ширина участка перегрева и величина зерна. Структурные изменения по сравнению со скоростью 3 ^{0}C/с состоят в уменьшении количества доэвтектоидного полигонального феррита и низкоуглеродистого бейнита (H_μ 1920…1970 Н/мм^2), а так же в увеличении количества более высокоуглеродистого бейнита (H_μ 2360 Н/мм^2) (рис. 2, фото 3). Перлитное превращение почти полностью подавляется и в структуре наблюдаются только единичные случаи его присутствия.

Дальнейшее уменьшение ширины участка перегрева и величины зерна наблюдается при охлаждении со скоростью 20 ^{0}C/с. В структуре участка перегрева ЗТВ доэвтектоидный полигональный феррит по границам зерен встречается изредка. Основной составляющей структуры такого металла является низкотемпературный бейнит (глобулярный с H_μ 2100…2360 Н/мм^2) и в меньшей мере высокотемпературный (низкоуглеродистый) (H_μ 1850… 2030 Н/мм^2).

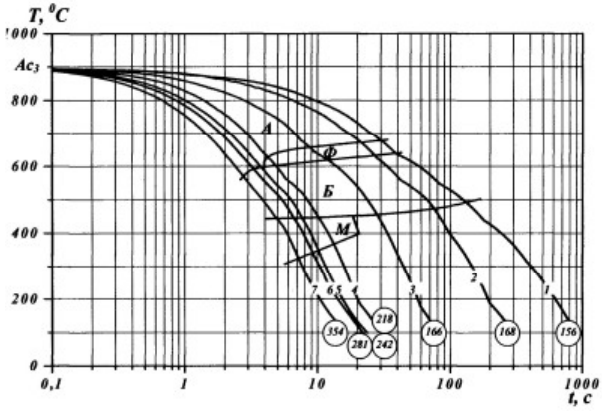


Рис. 1 Термокинетическая диаграмма превращения аустенита стали 10Г2ФБ.

1 - $W_{6/5}$=1,5 ^{0}C/c; 2 - $W_{6/5}$=3 ^{0}C/c; 3 - $W_{6/5}$=10 ^{0}C/c; 4 - $W_{6/5}$=30 ^{0}C/c; 5 - $W_{6/5}$=38 ^{0}C/c; 6 - $W_{6/5}$=45 ^{0}C/c; 7 - $W_{6/5}$=55 ^{0}C/c.

А-аустенит; Б-бейнит; Ф-феррит; М - мартенсит

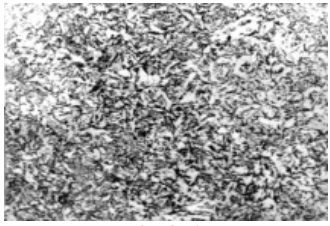
(цифры в кружках обозначают твердость по Виккерсу)

Дальнейшее уменьшение ширины участка перегрева и величины зерна наблюдается при охлаждении со скоростью 20 ^{0}C/c. В структуре участка перегрева ЗТВ доэвтектоидный полигональный феррит по границам зерен встречается изредка. Основной составляющей структуры такого металла является низкотемпературный бейнит (глобулярный с H_μ 2100…2360 Н/мм^2) и в - меньшей мере высокотемпературный (низкоуглеродистый) (H_μ 1850… 2030 Н/мм^2).

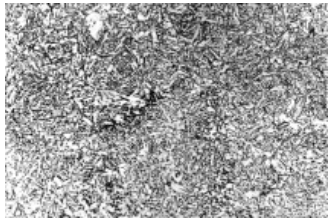
При охлаждении со скоростью 30 ^{0}C/c (рис. 1, кривая 4) ширина участка перегрева и величина зерна такие же, как и при $W_{6/5}$ = 20 ^{0}C/c. В структуре участка перегрева отсутствует доэвтектоидный полигональный феррит, а высокотемпературный бейнит (H_μ 1750…2000 Н/мм^2) встречается очень редко. Структура почти полностью состоит из глобулярного бейнита (H_μ 2140… 2280 Н/мм^2) (рис. 2, фото 4).

Повышение скорости охлаждения от $W_{6/5}$ = 30 до 55 ^{0}C/c (рис. 1, кривые 4, 5, 6, 7) создает условия для увеличения степени переохлаждения аустенита, и соответственно, понижения температуры его превращения. При этом тормозятся диффузионные процессы а превращение аустенита происходит по сдвиговому механизму с образованием бейнитно – мартенситной структуры. При этом температура начала мартенситного превращения практически не изменяется и составляет 440 ^{0}C, в то же время температура конца превращения уменьшается с 370 ^{0}C до 310 ^{0}C с возрастанием скоростей охлаждения, в ре-

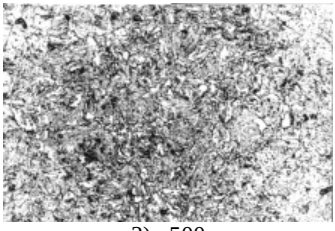
зультате чего можно утверждать о высокой стойкости переохлажденного аустенита в металле ЗТВ стали 10Г2ФБ.



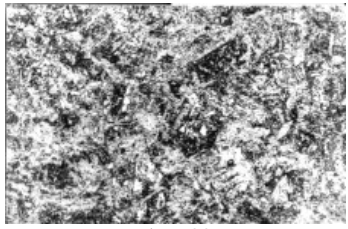
1) x320



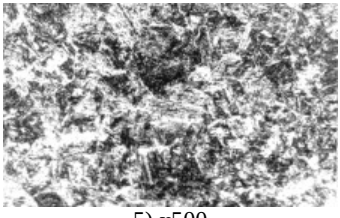
2) x320



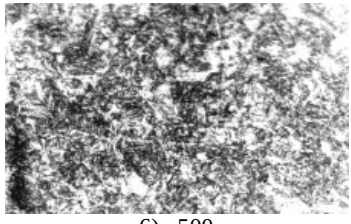
3) x500



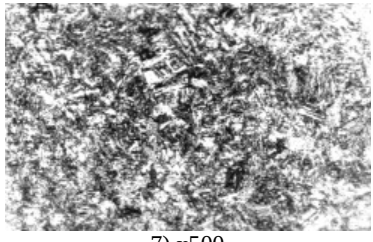
4) x500



5) x500



6) x500



7) x500

Рис.2 Микроструктура (уменьшено в 4 раза) при охлаждении образцов стали 10Г2ФБ с различными скоростями (см. обозначение на рис. 1)

В процентном соотношении изменяются и структурные составляющие. Так если при скорости охлаждения $W_{6/5}$ = 30 ^{0}C/c (рис. 2, фото 4) структура

металла включает 83 % бейнита (Б), 12 % мартенсита (М) и остаток – неравноосный феррит с твердостью 218 HV, то при максимальной скорости охлаждения $W_{6/5}$ = 55 ^{0}С/с (рис. 2, фото 7) структура состоит из 35 % М и 65 % Б с твердостью 354 HV.

Установленные различия структурных превращений стали 10Г2ФБ в зависимости от сварочных термических циклов сварки, в значительной степени влияют на механические свойства металла ЗТВ сварных соединений, а также его сопротивляемость образованию холодных трещин.

Оценку свойств металла ЗТВ производили в соответствии с ГОСТ 13585-68 путём испытаний валиковых проб, сваренных на различных погонных энергиях. При этом скорости охлаждения металла ЗТВ в интервале температур 600…500^{0}С находились в диапазоне $W_{6/5}$ = 2,5…24 ^{0}С/с

Полученные результаты свидетельствуют о том, что в исследованном диапазоне скоростей охлаждения показатели KCV ударной вязкости металла ЗТВ не изменяются если $W_{6/5} \geq 9$ ^{0}С/с. Исходя из этого и с учетом возрастающих требований, предъявляемым к низколегированным сталям на уровне международных стандартов ($KV_{-40} > 47$ Дж), минимально допустимую скорость охлаждения металла ЗТВ при сварке стали 10Г2ФБ целесообразно ограничивать значением 9 ^{0}С/с.

Оценку стойкости сварных соединений против образования холодных трещин проводили на образцах «Имплант» [5] и с использованием проб жесткий тавр [6].

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 жестко закрепленной 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. Количество диффузионного водорода в наплавленном металле определяли методом карандашных проб с использованием в качестве запирающей жидкости водный раствор глицерина.

Сварку проб жесткий тавр из стали толщиной 18,7 мм производили 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 ^{0}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, обладают высокой сопротивляемостью образованию холодных трещин при сварке без предварительного подогрева. Разрушение образцов в данном случае не происходило при напряжениях $\sigma_{кр}$= 475 МПа (рис.3), 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 275МПа (рис. 3), иными словами к снижению стойкости сварных соединений

против образования холодных трещин. Её можно повысить до требуемого уровня, используя предварительный подогрев до 90^0С (рис. 3 кривая ─●─).

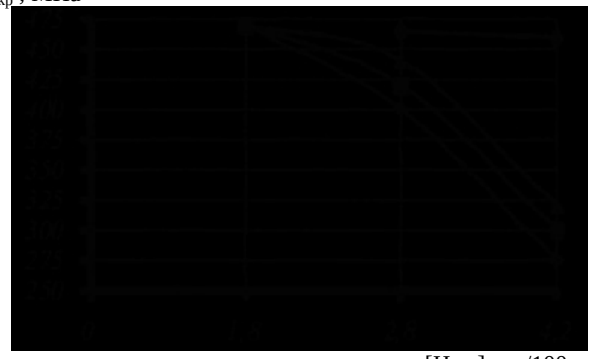


Рис. 3 Зависимость критических напряжений от концентрации диффузионного водорода и условий охлаждения металла ЗТВ при испытаниях по методу «Имплант»: ♦ - сварка без подогрева; ■ – предварительный подогрев 40^0 С; ▲ - предварительный подогрев 60^0 С; ● - предварительный подогрев 90^0 С.

С полученными результатами хорошо согласуются данные испытаний проб «жесткий тавр» (рис. 4). Использование электродов АНП-10 с низким содержанием диффузионного водорода до 1,8 мл/100 г (при соблюдении условий их прокалки и хранения), а также порошковой проволоки Megafil 821R при сварке в CO_2 позволяет расширить диапазон скоростей охлаждения до $W_{6/5}$ = 20 ^{0}С/с с обеспечением достаточной стойкости против образования холодных трещин.

Рис. 4 Влияние скорости охлаждения в интервале температур 600…500^0С на склонность сварных соединений стали 10Г2ФБ к образованию холодных трещин (проба «жесткий тавр»): × - порошковая проволока Megafil 821R в

CO_2; ▲, ● - електроди АНП-10, (цифри в кружках обозначают концентрацию диффузионного водорода).

На основе установленных минимально и максимально допустимых скоростей охлаждения $W_{6/5\ min}$ = 9 ^{0}C/с и $W_{6/5\ max}$= 20^{0}C/с можно рассчитать оптимальный диапазон режимов дуговой сварки, при котором обеспечивается высокая хладостойкость и сопротивляемость сварных соединений стали 10Г2ФБ образованию холодных трещин.

На основании выполненного комплекса исследований листовой прокат стали марки 10Г2ФБ был рекомендован для использования при изготовлении 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 Государственным Украинским научно-исследовательским институтом 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.

ИСПОЛЬЗОВАННАЯ ЛИТЕРАТУРА

1. ОСТ 32.153-2000. Металлопрокат для кузовов грузовых вагонов нового поколения.
2. Семенов С.Е., Рыбаков А.А., Гончаренко Л.В., Филипчук Т.Н. и др. Деформационное старение металла труб из стали контролируемой прокатки. // Техническая диагностика и неразрушающий 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 Х1000. // Бюллетень Черная 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// Автоматическая сварка. – 2008. - № 10 – С. 31 – 34.
5. Макаров Э.Л. Холодные трещины при сварке легированных сталей. - М.: Машиностроение, 1981. - 247с.
6. Гривняк И. Свариваемость сталей: Пер. со словац. Л.С. Гончаренко: Под ред. Э.Л. Макарова.- М.: Машиностроение, 1984. – 216 с.