



## СТРУКТУРА И СВОЙСТВА СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ СТАЛИ 15X1M1ФЛ ПРИ ИСПРАВЛЕНИИ ДЕФЕКТОВ ЛИТЬЯ СПОСОБОМ ПОПЕРЕЧНОЙ ГОРКИ

Н. Г. ЕФИМЕНКО<sup>1</sup>, О. Ю. АТОЖЕНКО<sup>1</sup>, А. В. ВАВИЛОВ<sup>2</sup>, А. Г. КАНТОР<sup>2</sup>, Е. И. УДАЛОВА<sup>2</sup>

<sup>1</sup> НТУ «Харьковский политехнический институт». 61002, г. Харьков, ул. Фрунзе, 21. E-mail: svarka126@ukr.net

<sup>2</sup> ОАО «Турбоатом». 61037, г. Харьков, Московский просп., 199

Заварка дефектов литья в деталях энергетического оборудования из теплоустойчивых сталей сопряжена с опасностью возникновения хрупкого разрушения в результате повышенного объемно-напряженного состояния. Представляет интерес изучение влияния технологических приемов управления термомеханическим циклом сварки для получения благоприятной структуры и свойств в сварных соединениях. В работе исследовали влияние сварки способом поперечной горки без подогрева и термической обработки на механические свойства и структуру различных зон сварных соединений стали 15X1M1ФЛ и сравнивали их со свойствами сварных соединений после сварки с предварительным подогревом согласно штатной технологии. Установлено, что после сварки поперечной горкой в высокотемпературной области металла ЗТВ и металле шва образуется структура верхнего зернистого бейнита, характеризующаяся оптимальным комплексом механических свойств, а именно — сочетанием высокой прочности при достаточно высоких значениях ударной вязкости. Показано, что стойкость против образования холодных трещин после сварки поперечной горкой без подогрева выше, чем после сварки по штатной технологии. Библиогр. 12, рис. 6.

*Ключевые слова:* сталь, сварка, подогрев, термическая обработка, зернистый бейнит, субзернистая структура, свойства

При заварке литейных дефектов в крупногабаритных толстостенных конструкциях энергетического оборудования из низколегированных теплоустойчивых сталей основной опасностью является формирование закалочных структур в высокотемпературной области металла ЗТВ, что не исключает образования холодных трещин. Трудности особого характера возникают при исправлении дефектов в литых массивных конструкциях из стали 15X1M1ФЛ (например, корпуса турбин массой порядка 100 т).

При затвердевании металл наплавки находится в жестких контурах, образующихся при выборке дефектов, что ухудшает условия его пластического течения. Ситуация усложняется, когда объем выборки под заварку достигает 1000 см<sup>3</sup> и более. Снижение деформационной возможности кристаллизующегося металла приводит к повышению объемно-напряженного состояния и создает условия для хрупкого разрушения конструкций при эксплуатации. Для снижения напряженного состояния металла в районе заварки дефекта в соответствии с нормативной документацией необходимо обеспечивать проведение дополнительных технологических операций (местный предварительный и сопутствующий подогрев и послесварочный высокий отпуск).

Вместе с тем в ряде работ [1–4] приводятся результаты исследований, подтверждающие не-

целесообразность и даже опасность проведения высокого подогрева при сварке закаливающихся сталей. На сегодня исследованы и рекомендуются технологические решения по сварке крупногабаритных конструкций из закаливающихся сталей без подогрева и термической обработки, обеспечивающие технологическую прочность. Анализ существующих способов сварки показал, что наиболее приемлемым для ремонтной сварки закаливающихся сталей без подогрева является способ поперечной горки (СПГ) [4, 5], который обеспечивает автоподогрев и автотермообработку со сварочного нагрева. Способ основан на управлении процессом тепловложения заполняемыми разделку слоями наплавляемого металла, что, в свою очередь, позволяет влиять на термомеханический цикл за счет периодического теплового воздействия и на формирование определенного типа структур. В работе [4] приведена технология ремонтной сварки крупногабаритных массивных конструкций СПГ из хорошо свариваемых сталей без подогрева и термической обработки. Применительно к теплоустойчивым закаливающимся сталям данный способ изучен недостаточно.

Данная работа посвящена обоснованию возможности применения СПГ при исправлении дефектов без подогрева массивных конструкций из стали 15X1M1ФЛ.

**Материал и методика исследований.** Исследованию структуры и свойств подвергали сварные соединения, выполненные на литых заготовках из стали 15X1M1ФЛ диаметром 120 мм и длиной 300 мм, термообработанных по режиму штатной технологии (нормализация 970...1000 °С, отпуск 720...750 °С). В средней части заготовок механическим способом вырезали продольные выборки под заварку глубиной 60 мм, шириной 50 мм и длиной 270 мм. Заварку осуществляли электродуговым способом электродами типа Э-09X1M1Ф марки ТМЛ-3У, диаметром 4 мм на режиме:  $I_{св} = 160...170$  А;  $U_d = 26$  В. При этом одну партию заготовок заваривали согласно штатной технологии — обратнo-ступенчатым способом (ОСС) с предварительным подогревом до 200...250 °С, другую — СПГ без подогрева путем послойного заполнения разделки.

При заварке выборок СПГ обеспечивался угол наклона заготовки относительно горизонтальной плоскости в пределах 25...30° [6]. Температуру металла ЗТВ измеряли термомпарами, которые зачеканивались в различных местах сварного соединения на расстоянии от кромки разделки 1, 2, 3, 4 и 7 мм. Показания фиксировали на приборе

ЭПП-09М3. Установлено, что ширина прослойки металла, нагревающегося выше 850 °С, находится в пределах 1 мм. На расстоянии 2...3 мм от линии сплавления температура нагрева достигала 630...660 °С.

После сварки часть заготовок отпускали вместе с корпусными деталями при температуре 720...750 °С с выдержкой 3 ч.

Макроанализу и измерению твердости подвергали темплеты толщиной 13...14 мм, вырезанные в поперечном направлении относительно оси сварных швов. Твердость по  $HV_5$  измеряли на трех уровнях по высоте швов (10, 25 и 40 мм), после чего из этих темплетов изготавливали образцы для определения механических свойств в различных зонах соединений. Ударную вязкость определяли на стандартных образцах с надрезами в основном металле, в высокотемпературной области металла ЗТВ и в металле шва при температурах:  $KCU$  — от -20 до 350 °С,  $KCV$  — от -60 до 100 °С.

Микроструктуру исследовали методом оптической и электронной микроскопии. Для выявления границ зерен в металле ЗТВ и наплавленном металле травление шлифов осуществлялось в пересыщенном водном растворе пикриновой кислоты с добавлением ПАВ. Величину зерна определяли методом случайных секущих.

**Результаты исследования.** При макроанализе установлено, что ширина ЗТВ составляет 2,5...3,8 мм, макродефектов не выявлено, металл швов отличается высокой сплошностью.

Характер изменения твердости по зонам на всех уровнях практически одинаковый. На рис. 1 представлены графики изменения средних ее значений на одном уровне — 25 мм. Установлено, что после обоих способов сварки без отпуска твердость металла шва и высокотемпературной области металла ЗТВ выше, чем основного. Так, в соединении, выполненном ОСС с подогревом, наиболее высокая твердость ( $HV$  370) отмечается в металле шва вблизи границы сплавления (рис. 1, а); после сварки СПГ твердость всех участков ниже примерно на  $HV$  50. Сопоставление полученных значений твердости с данными твердостей и соответствующих им структур диаграммы анизотермического распада аустенита стали 15X1M1ФЛ [6] показывает, что при охлаждении в зонах повышенной твердости в условиях сварки ОСС с подогревом сначала идет превращение аустенита в нижний бейнит, а затем образуется мартенсит с сохранением остаточного аустенита (около 12 %); при СПГ без подогрева образуется верхний бейнит (до 70 %) с мартенситом и остаточным аустенитом, что не противоречит работам [7, 8]. Естественно, что повышение эффекта автоподогрева при СПГ способствует замедлению скорости охлаждения, что приводит к образованию верхнего бейни-

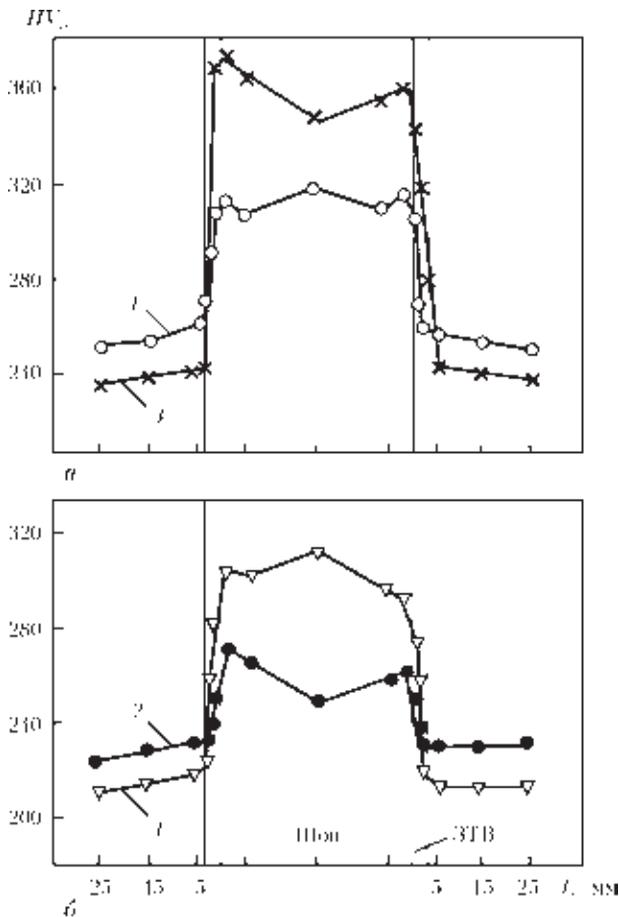


Рис. 1. Изменение твердости сварных соединений из стали 15X1M1ФЛ: а — без термической обработки после сварки; б — с термической обработкой после сварки; 1, 2 — СПГ без подогрева; 3, 4 — ОСС с подогревом

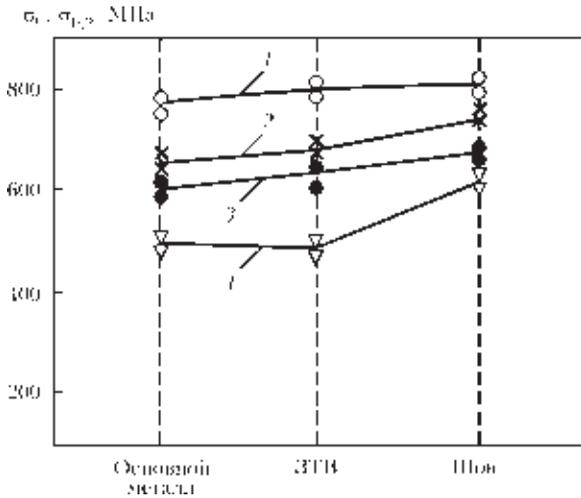


Рис. 2. Изменение прочностных свойств различных зон сварных соединений из стали 15Х1М1ФЛ после СПГ: 1, 3 — соответственно  $\sigma_B$  и  $\sigma_{0,2}$  — без термической обработки после сварки; 2, 4 —  $\sigma_B$  и  $\sigma_{0,2}$  — с высоким отпуском после сварки

та, подверженного дополнительно самоотпуску, и уменьшает опасность образования структур, приводящих к охрупчиванию металла этой зоны. Высокий отпуск снижает твердость всех зон сварных соединений (рис. 1), однако, в ЗТВ и металле шва вблизи границы сплавления она остается повышенной (особенно после сварки ОСС). Это связано с термодформационным воздействием на зеренное строение и структуру в околошовной зоне и замедлением распада неравновесной структуры. В металле шва вблизи границы сплавления сохранение повышенной твердости после отпуска может быть обусловлено также микрохимической неоднородностью, образующейся вследствие диффузионных процессов на границе жидкий металл сварочной ванны – основной металл. Объемы жидкого металла вблизи расплавленной кромки более насыщены легирующими элементами, углеродом и примесями, что задерживает рас-

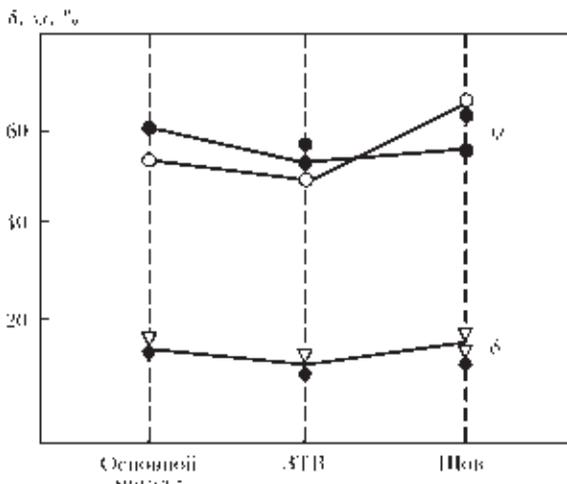


Рис. 3. Изменение пластических свойств различных зон сварных соединений из стали 15Х1М1ФЛ после сварки СПГ без термической обработки (светлые значки) и с высоким отпуском (темные)

пад твердого раствора и увеличивает количество выделяющихся карбидных и интерметаллидных фаз, повышающих твердость.

Установлено, что сварка СПГ обеспечивает высокие значения прочностных характеристик всех зон (рис. 2), что удовлетворяет требованиям норм, предъявляемым к металлу толстостенных литых конструкций из стали 15Х1М1ФЛ. Уровень значений  $\sigma_B$  практически одинаков, несмотря на повышение твердости в ЗТВ и в металле шва; уровень  $\sigma_{0,2}$  металла ЗТВ и шва несколько повышается по сравнению с основным металлом. После отпуска значения  $\sigma_B$  и  $\sigma_{0,2}$  всех зон снижаются, но в металле шва  $\sigma_{0,2}$  остается выше.

После сварки СПГ относительное удлинение  $\delta$  всех зон практически одинаково (18...20 %) как в случае без отпуска, так и с послесварочным отпуском (рис. 3). Относительное сужение  $\psi$  имеет высокие значения для всех зон (более 50 %), однако, наиболее высокие значения  $\psi$  имеет металл шва после сварки без отпуска (68 %).

Результаты испытаний на ударную вязкость  $KCU$  показали, что резкое снижение ее значений происходит во всех зонах при 20 °С (как без отпуска, так и с отпуском после сварки).

Сравнительный анализ изменения механических свойств, полученных в высокотемпературной области металла ЗТВ после обоих способов свар-

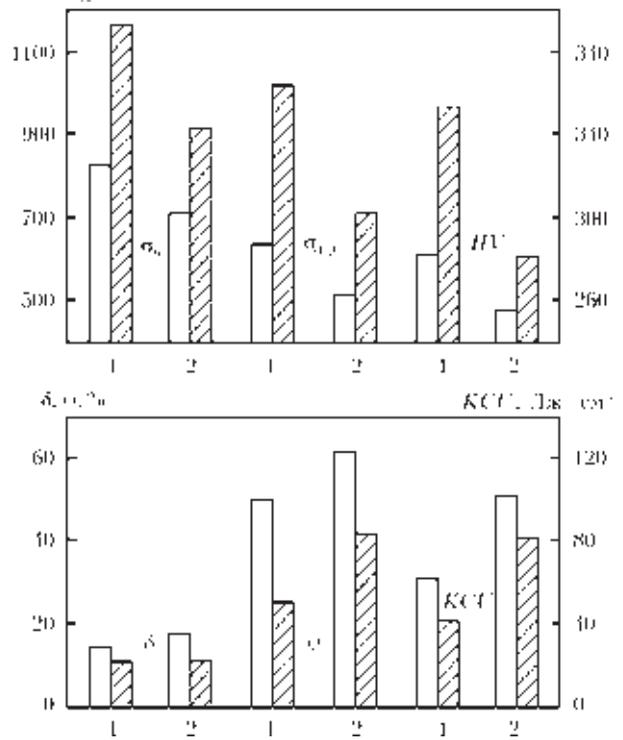


Рис. 4. Механические свойства высокотемпературной области металла ЗТВ после сварки стали 15Х1М1ФЛ различными способами: светлые диаграммы — СПГ без подогрева; заштрихованные — ОСС с подогревом до 200 °С; 1 — без последующей термообработки; 2 — с высоким отпуском после сварки

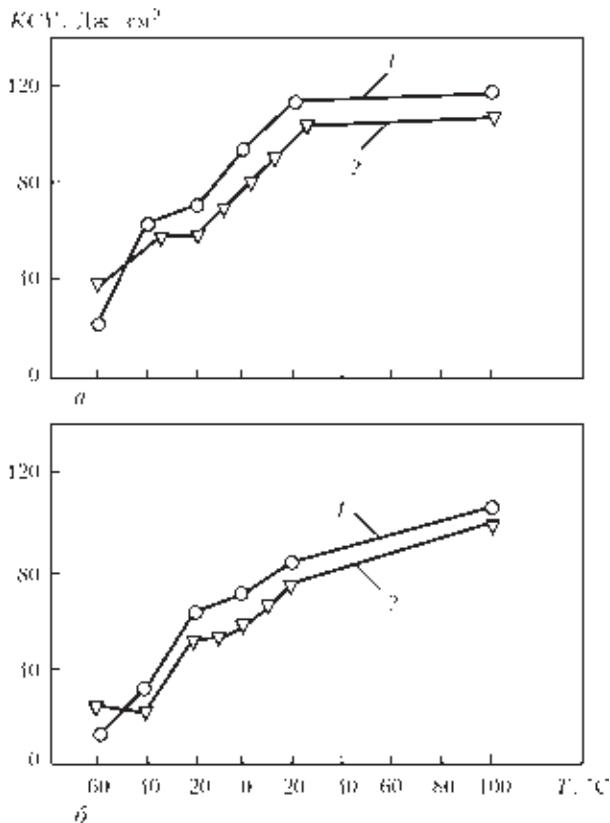


Рис. 5. Влияние температуры испытания на ударную вязкость  $KCV$  металла высокотемпературной области ЗТВ после сварки стали 15X1M1ФЛ с предварительным подогревом до 200 °С способом ОСС (2) и без подогрева способом СПГ (1): а — без термообработки после сварки; б — с высоким отпуском после сварки

ки (как без отпуска, так и с отпуском), показывает (рис. 4), что после сварки СПГ без подогрева прочностные характеристики ниже, а пластические характеристики и  $KCV$  выше, чем после сварки ОСС с подогревом.

Склонность к хрупкому разрушению высокотемпературной области металла ЗТВ оценивали при определении ударной вязкости образцов с острым надрезом ( $KCV$ ). Из рис. 5 следует, что после сварки СПГ значения  $KCV$  выше при всех температурах испытания. При этом для обоих способов сварки при испытании от -60 до 20 °С  $KCV$  выше в том случае, если не проводился послесвар-

очный отпуск, что можно объяснить выделением дисперсных фаз и перестройкой дислокационного строения зерен, связанной с процессами возврата и полигонизации. Отмечается одинаковое для обоих способов сварки заметное снижение  $KCV$  при температуре ниже -20 °С, указывающее на то, что критическая температура хрупкости не зависит от проведения дополнительных технологических операций (подогрева и послесварочного отпуска).

Микроанализом установлено, что при сварке СПГ без подогрева в ЗТВ и металле шва образуется структура, состоящая из верхнего зернистого бейнита (рис. 6, а). Заметен слабо выраженный переход к структуре высокотемпературной области ЗТВ. На расстоянии 1,5...2,0 мм от границы (рис. 6, б) микроструктура металла ЗТВ состоит из мелких зерен доэвтектоидного феррита и зернистого бейнита. В области ЗТВ на расстоянии около 3 мм от границы сплавления (рис. 6, в) металл подвергнулся неполной фазовой перекристаллизации. При этом грубые образования избыточного феррита не претерпели фазовой перекристаллизации при сварке, однако, они фрагментированы на отдельные мелкие субзерна, что обусловлено процессами динамической рекристаллизации и полигонизации («in situ»). Указанные процессы протекают в условиях пластических деформаций и высоких температур нагрева, сопровождающих весь термический цикл послойного заполнения разделки при сварке. Ширина зоны пластической деформации в 2...3 раза превышает ЗТВ. Распределение пластической деформации по сечению сварного соединения происходит неравномерно.

В сварных соединениях толстостенных конструкций из низколегированных сталей пластическая деформация может достигать 4...5 % и более [1, 9, 10]. В таких условиях полигонизация и рекристаллизация происходят одновременно, конкурируя между собой [11, 12], создавая в деформированных зернах развитую сетку субграниц. При изучении зеренной структуры в сварных соединениях, выполненных СПГ, было выявлено, что

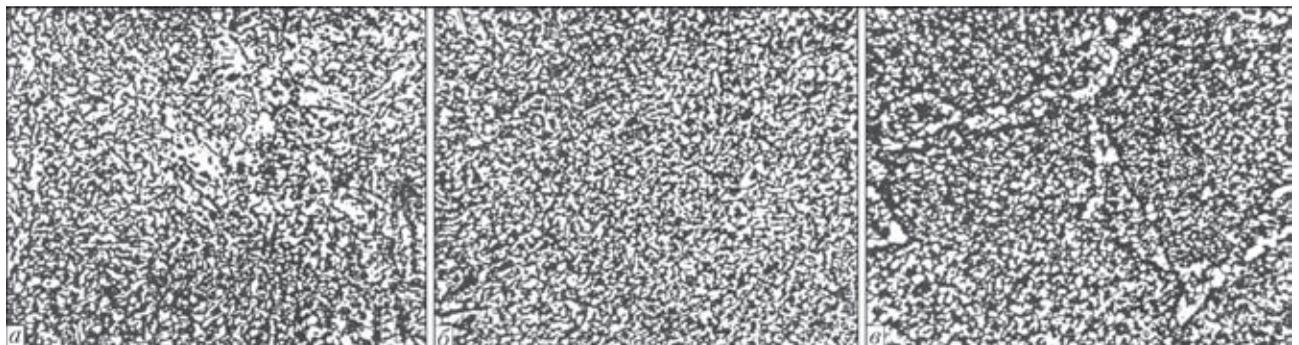


Рис. 6. Микроструктура ( $\times 500$ ) сварного соединения стали 15X1M1ФЛ, выполненного СПГ без подогрева и последующей термообработки: а — зона сплавления; б — ЗТВ на расстоянии от границы сплавления примерно 2 мм; в — около 3 мм



вблизи зоны сплавления некоторые зерна имеют зубчатые границы и деформированную форму, что является следствием пластической деформации, а в высокотемпературной области ЗТВ и шве металл отличается мелкозернистостью. Так, в ЗТВ  $\bar{d}_{\text{усл}} \approx 0,0192$  мм (7...8 балл), в металле шва  $\bar{d}_{\text{усл}} \approx 0,0186$  мм (8...9 балл). Однако зеренная структура неоднородная: более мелкие зерна, соответствующие примерно 13 баллу, располагаются по границам основных зерен и внутри таковых, что является подтверждением начала развития процессов динамической рекристаллизации. Мелкозернистая структура с развитой сеткой субграниц обеспечивает высокий комплекс механических свойств в высокотемпературной области ЗТВ и повышает стойкость против хрупкого разрушения.

### Выводы

1. В сварных соединениях стали 15X1M1ФЛ, выполненных СПГ и ОСС, в высокотемпературной области ЗТВ и металле шва твердость выше, чем в основном металле. Послесварочный отпуск уменьшает разницу твердости, однако, полного выравнивания ее значений не происходит, что связано с процессами термомеханического упрочнения в ЗТВ и шве и замедлением распада неравновесных структур.

2. Сварка СПГ, обеспечивающая автоподогрев и автотермообработку, приводит к образованию в ЗТВ и металле шва структуры верхнего зернистого бейнита, при котором обеспечивается оптимальный комплекс механических свойств и повышается сопротивление хрупкому разрушению.

3. Ударная вязкость  $KCV$  высокотемпературной области ЗТВ после обоих способов сварки в интервале температур испытания от  $-60$  до  $20$  °С выше в сварных соединениях, не подвергавшихся высокому отпуску. При повышении температуры испытаний до  $100$  °С разница нивелируется. Характерным для обоих способов сварки является одинаковое значение критической температуры ( $-20$  °С), которое не изменяется после проведения

высокого отпуска, следовательно, положение порога хладноломкости зависит преимущественно от формирования зеренного строения в условиях термомеханического цикла сварки.

4. Сварка стали 15X1M1ФЛ без предварительного подогрева СПГ обеспечивает высокие показатели механических свойств соединений, удовлетворяющие требованиям, регламентированным нормативно-технической документацией, что дает основание производственного применения данного способа при заварке дефектов отливок корпусов турбин и паровой арматуры.

1. Козлов Р. А. Сварка теплоустойчивых сталей. – Л.: Машиностроение, 1986. – 160 с.
2. Панов В. И. Предварительный подогрев сварных конструкций тяжелого машиностроения // Тяжелая промышленность. – 1993. – № 4. – С. 14–17.
3. Панов В. И. Универсальная методика ремонтной сварки крупногабаритных массивных конструкций тяжелого машиностроения // Свароч. пр-во. – 2007. – № 4. – С. 11–17.
4. Синадский С. Е., Панов В. И. Автоподогрев и автотермообработка при сварке поперечной горкой // Там же. – 1985. – № 11. – С. 3–5.
5. А. с. 1816595 СССР, А1В23К 9/16. Способ многопроходной сварки / Н. Г. Ефименко, М. В. Орлов, Н. Е. Левенберг и др. – № 4902660/08. Оpubл. 23.05.93; Бюл. № 19.
6. О структуре зоны термического влияния сварных соединений сталей 15X1M1ФЛ, 25X2HMФА и 20XН2МФА / Н. Е. Левенберг, С. И. Герман, О. П. Фомина и др. // Автомат. сварка. – 1973. – № 6. – С. 19–21.
7. Чепрасов Д. П. Структура и фазовый состав зернистого бейнита на участке полной перекристаллизации ЗТВ сварного соединения из низкоуглеродистых низколегированных сталей // Свароч. пр-во. – 2006. – № 2. – С. 3–8.
8. Касаткин Б. С., Козловец О. Н. Микроструктурная мартенситно-аустенитная составляющая в сварных соединениях высокопрочных низколегированных сталей (Обзор) // Автомат. сварка. – 1992. – № 9–10. – С. 3–12.
9. Царюк А. К. Особенности развития пластической деформации в процессах формирования сварного соединения: Автореф. дис. ... канд. техн. наук. – Киев: ИЭС. им. Е. О. Патона, 1979. – 24 с.
10. Методика оценки влияния остаточных напряжений на образование продольных холодных трещин в сварных соединениях легированных сталей / Л. М. Лобанов, О. Л. Миходуй, В. Д. Позняков и др. // Автомат. сварка. – 2003. – № 6. – С. 9–13.
11. Бернштейн М. Л. Структура деформированных металлов. – М.: Металлургия, 1977. – 431 с.
12. Дяченко С. С. Фізичні основи міцності та пластичності металів: Навчальний посібник. – Харків: ХНАДУ, 2007. – 226 с.

Поступила в редакцию 30.09.2013