



СТРУКТУРА МЕТАЛЛА В ЗОНЕ СПЛАВЛЕНИЯ И ЗТВ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ВЫСОКОХРОМИСТЫХ ТЕПЛОУСТОЙЧИВЫХ СТАЛЕЙ

В. Ю. СКУЛЬСКИЙ, канд. техн. наук (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

В условиях сварки плавлением высокохромистых мартенситных сталей типа Р91 на участке между швом и металлом ЗТВ возможно образование крупнокристаллической структуры, представляющей собой зону сплавления, в которой зерна основного металла претерпевают различную степень расплавления. Ликвационное и диффузионное перераспределения углерода могут привести к образованию относительно обезуглероженной ферритной фазы (δ -феррита) в зоне сплавления. Для этой зоны характерно также формирование крупных зерен первичного аустенита. Показано, что в ЗТВ на участке отпуска, расположенном за участком фазовой перекристаллизации, металл приобретает пониженную прочность.

Ключевые слова: дуговая сварка, высокохромистые стали, сварные соединения, микроструктура, шов, зона сплавления, углерод, ликвация, δ -феррит, размер зерна, зона термического влияния, зона отпуска

За последние два десятилетия в мировой практике при изготовлении ответственных элементов оборудования тепловых электростанций (труб, толстостенных фитингов, коллекторов) начали находить применение новые теплоустойчивые стали с повышенным содержанием хрома [1–4]. Преимущества новых материалов по сравнению с ранее используемыми сталями аналогичного назначения (более высокий уровень длительной прочности, коррозионной стойкости, возможность перехода на сверхкритические температуры пара вплоть до $T = 580...610$ °С с соответствующим повышением КПД энергоустановок до 43...45 % и снижением вредных выбросов СО и NO_x) достаточно широко освещены в публикациях их изготовителей и ряде исследовательских работ. Тем не менее остаются недостаточно изученными или недостаточно освещенными в литературе некоторые явления и особенности изменения свойств, обнаруживаемые при практическом использовании новых материалов.

В группу трубных сталей нового поколения входят сложнолегированные стали с 9 мас. % Cr — Р91 (X10CrMoVNb91), E911, NF616. Имея близкое содержание углерода, хрома, молибдена и никеля (которые и определяют тип фазовых превращений и образование конечной структуры), такие материалы характеризуются одинаковой стабильностью аустенита в условиях переохладения и склонностью к образованию однофазной мартенситной структуры в широком диапазоне скоростей охлаждения. Не касаясь особенностей выделения микродисперсных фаз при отпуске из-за различий в содержании добавок карбидообразующих элементов (стали E911 и NF616 дополнительно содержат вольфрам), можно считать, что такие стали должны иметь одинаковые закономерности в процессах формирования структуры сварных соединений, что

дает возможность их рассмотрения на примере одной из сталей этой группы.

В настоящей работе представлены результаты изучения особенностей структурообразования в сварных соединениях сталей с 9 мас. % Cr на примере стали Р91. Рассмотрены явления, связанные с формированием структуры в области металла зоны сплавления (ЗС) и зоне термического влияния (ЗТВ).

В ходе экспериментов использована трубная сталь промышленного изготовления двух разных производителей с химическим составом, соответствующим регламентируемым нормам, мас. %: сталь 1 — 0,1 С; 0,34 Si; 0,47 Mn; 0,003 S; 0,018 P; 8,5 Cr; 0,28 Ni; 0,93 Mo; 0,2 V; 0,072 Nb; 0,06 N; сталь 2 — 0,085 С; 0,33 Si; 0,43 Mn; 0,015 S; 0,013 P; 8,85 Cr; 0,12 Ni; 1,0 Mo; 0,25 V; 0,069 Nb (N — не определяли). Структуру сварных соединений моделировали путем наплавки одиночных валиков на поверхность пластин из исследуемых сталей. Для этого применяли механизированную сварку под высокоосновным флюсом СФТ9 с использованием экспериментальной порошковой проволоки ПП9, обеспечивающей состав наплавленного металла, аналогичный стали Р91, и высоколегированной (аустенитной) проволоки Св-04Х19Н9Т. Для измерения температур и записи термических циклов в металле ЗТВ использованы хромель-алюмелевые термопары, подсоединенные к проградуированным для работы с этим типом термопар потенциометрам КСП4. Шлифы для микроструктурных исследований вырезали поперек продольной оси швов. Выявление микроструктуры проводили химическим травлением в 15%-м спиртовом растворе азотной кислоты. Измерение микротвердости проводили на приборе ПМТЗ с нагрузкой 20 г, при измерении твердости по методу Виккерса использовали нагрузку 5 кг. Микрорентгеноспектральные исследования проведены на установке фирмы «Самебах». Для металлографических исследований использован световой микроскоп «Neophot-32».



Структура в области шва и ЗС. Как отмечено выше, сталь Р91 относится к материалам мартенситного класса. Для сварки этой стали используют материалы, обеспечивающие практически идентичное ей легирование наплавленного металла и, следовательно, мартенситную структуру металла швов с твердостью порядка $HV\ 50-430...470$. Образующийся в стали в состоянии нормализации и в швах после сварки мартенсит относится к категории реечного (игольчатого) [5]. Такая конечная структура является вторичной по отношению к первичной, формирующейся при кристаллизации до начала полиморфных превращений. Первичная структура дает возможность проанализировать с определенной степенью достоверности механизм или условия образования интересующих участков сварных соединений. Поскольку вытравливаемая при подготовке микрошлифов вторичная структура в сварных соединениях закаливающихся сталей, как правило, затушевывает первичную, проводят раздельное выявление первичной структуры без вторичной. В работе рассматривается первичная структура металла шва, обнаруживаемая с помощью специально подобранного реактива.

Швы при сварке стали Р91 кристаллизуются с образованием первичных столбчатых кристаллов (элементов первичной кристаллизации), преимущественно ячеистого и ячеисто-дендритного строения с различными размерами их поперечных сечений и протяженности (рис. 1, а). Металл ЗТВ (область темного цвета на рис. 1, а) имеет специфический поверхностный рельеф после химического травления, образованный близкорасположенными ямками, искривленными бороздками и микровыступами, напоминающими микроскопическую сетку. Такая переменная стойкость металла к воздействию травильной жидкости связана с химической микронеоднородностью (или недостаточной степенью гомогенизации), сформировавшейся под воздействием термомеханического цикла в данной области. Назовем рассматриваемую структуру сетчатой. В области зоны перехода от свариваемой стали ко шву структура металла отличается от металла ЗТВ и металла шва (рис. 1, б). Здесь между основным металлом (ОМ) и швом образуется прослойка металла, напоминающая литую структуру шва, но имеющая форму кристаллов, близкую к равноосной, или крупноячеистой с укороченными осями (рис. 1, а-г, ж). Иногда в этой крупнокристаллической области могут находиться также отдельные участки с сетчатой структурой (рис. 1, а). Металл в этой области имеет более светлый цвет, чем прилегающий ко шву металл ЗТВ.

Металл с сетчатой структурой можно однозначно отнести к ОМ, который нагревался до высоких температур и в процессе растворения микродисперсных фаз не достиг высокой степени гомогенизации (считается, что в металле ЗТВ сталей с энергичными карбидообразующими элементами полное растворение карбидных фаз может не успеть произойти при характерном для обычного сварочного термического цикла быстром нагреве и падении температуры [6]). В то же время тол-

кование происхождения участка с крупнокристаллической структурой несколько затруднено. По морфологическим признакам этот металл можно отнести к металлу шва, т. е. расплавленному и закристаллизовавшемуся металлу. Однако своеобразная «равноосность» дает основания предполагать, что этот металл мог сформироваться при перегреве металла ЗТВ до состояния полного растворения дисперсных фаз и максимальной однородности в распределении легирующих и примесных элементов в теле зерна. В таких условиях зерно вырастает до значительных размеров, однако неправильная форма зерен, характерная для литой структуры, не позволяет утверждать это с полной уверенностью.

В сварочной литературе переходная область от металла шва к нерасплавленному при сварке ОМ (собственно, металл ЗТВ) представляет собой ЗС, в которой металл нагревался до температур между солидусом и ликвидусом [7]. Согласно работам [8–10] здесь могут также образовываться участки полностью расплавленного ОМ, не перемешавшиеся в процессе сварочного цикла с присадочным металлом («несмешанная зона» [8]). В сварных соединениях сталей с фазовым превращением характерные признаки металла именно с такой структурой металлографически не всегда удается выявить и распознать (как отмечалось выше, часто она остается скрытой вторичной структурой). Между основной частью металла шва и ЗС также имеется переходный участок, где постепенно изменяется легирование расплава от состава свариваемой стали до состава шва прежде всего в результате различного долевого участия при перемешивании расплавленных сварочной проволоки и ОМ. При идентичности легирования присадочного материала и свариваемой стали участок переменного состава структурно может не выявляться, однако реально эта зона всегда присутствует из-за некоторых отличий в составе стали и сварочных материалов (например, по содержанию примесей).

Одними из существенных факторов, влияющих на формирование структуры в ЗС, являются степень перегрева свариваемого металла в зоне контакта с расплавом и гидродинамическая ситуация, складывающаяся у стенок ванны. ОМ разогревается теплом, выделяемым столбом сварочной дуги, и может дополнительно подогреваться расплавленным и перегретым металлом сварочной ванны [11], где средняя температура расплава составляет приблизительно $1770\text{ }^{\circ}\text{C}$ [12, 13], а также скрытой теплотой, выделяемой швом при кристаллизации [9]. При смачивании оплавленных зерен ОМ расплавленным металлом шва возникает контактная зона твердый металл–расплав, в которой твердый металл и жидкость обладают определенной прочностью сцепления, обусловленной действием сил поверхностного межфазного натяжения. Кроме того, температура жидкости, контактирующей с поверхностью металла, ниже, чем у окружающего расплава, вследствие чего увеличивается ее вязкость [14]. Из-за действия сил межфазного натяжения и возрастания вязкости скорость пере-

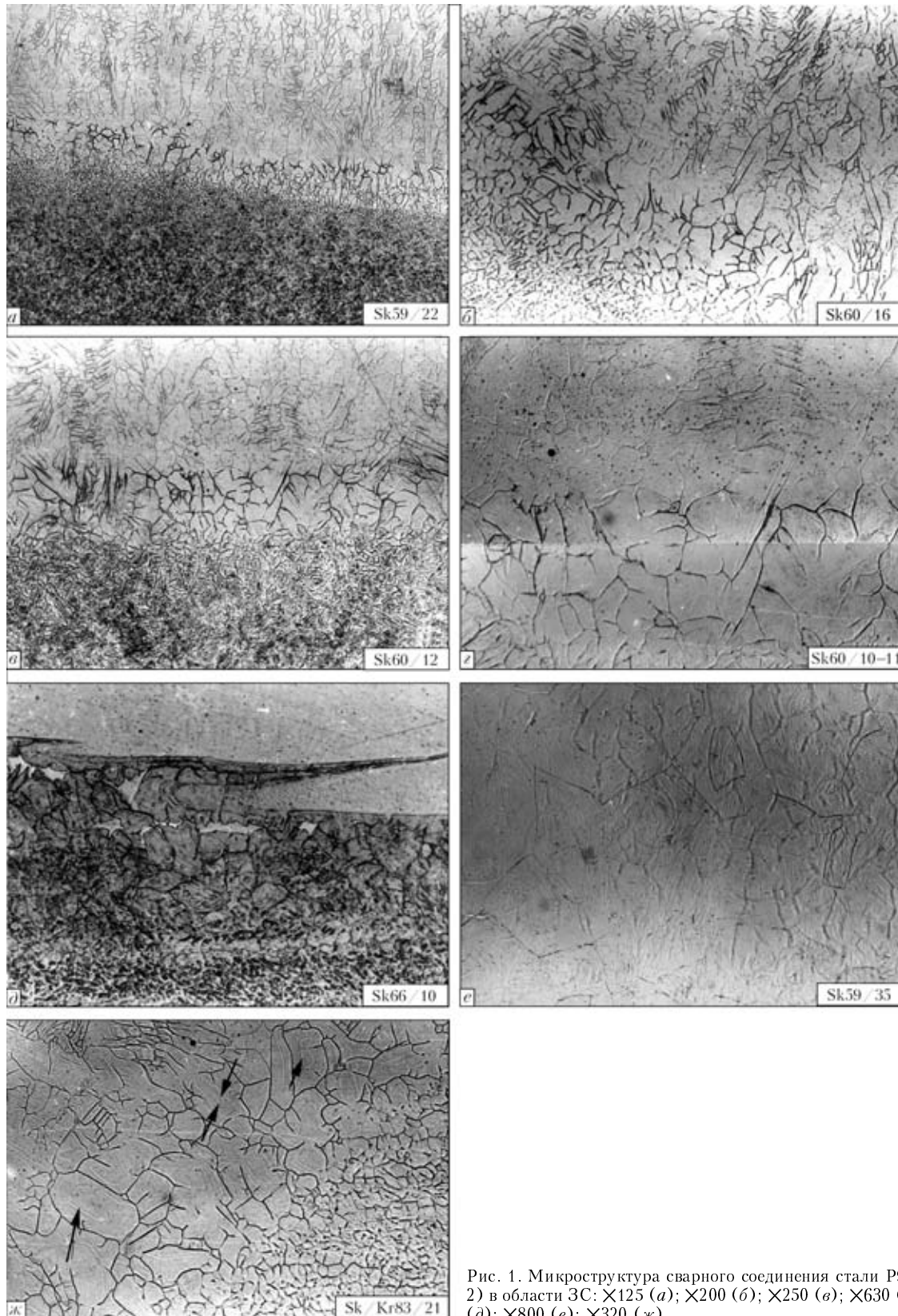


Рис. 1. Микроструктура сварного соединения стали P91 (сталь 2) в области ЗС: X125 (а); X200 (б); X250 (в); X630 (г); X500 (д); X800 (е); X320 (ж)

мещения такой жидкости у стенки ванны практически равна нулю. Соседние потоки расплава за счет касательных напряжений трения [14] через слой, непосредственно контактирующий с зернами ОМ, сообщают ему усилия, стремящиеся сдвинуть или оторвать поверхностный слой зерен ОМ. Пос-

леднее становится возможным в случае ослабления связи между зернами прежде всего на межзеренных границах вследствие развития зернограницного оплавления. При этом важную роль в разделении зерен ОМ у границы сплавления и образовании трещин и отслоений, очевидно, играют временные

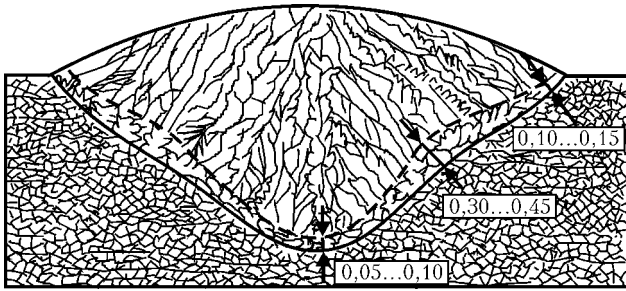


Рис. 2. Характер изменения ширины ЗС с крупнокристаллической структурой в сечении образца с наплавленным под флюсом валиком

напряжения и сдвиговые деформации металла в ЗТВ, обусловленные его объемными изменениями при сварочном нагреве [15].

Причинами оплавления границ зерен в зоне перегрева могут быть: снижение температуры эффективного солидуса в связи с растворением избыточных фаз и зернограничным скоплением примесных и легирующих элементов, входивших в состав этих фаз; растворение фаз, обогащение границ углеродом и прохождение обратной перитектической реакции $A \rightarrow \delta + L(C)$, т. е. распад аустенита на δ -феррит (обезуглероженный) и обогащенную углеродом жидкость (предположение о возможности подобной реакции следует из работ [16–18]).

Как видно из рис. 1, *д*, турбулентные потоки жидкости отделяют от стенки ванны слои сцепленных между собой зерен («конгломераты зерен» [19]), которые по мере их «затягивания» в область повышенных температур утоняются вследствие оплавления и образуют своеобразные ответвления в виде усов. Ими могут быть также отдельные участки «оторванного» ОМ, не полностью расплавленного или расплавленного, но не успевшего перемешаться с расплавом ванны. Подобная структура легко выявляется при получении металла шва с большей коррозионной стойкостью по отношению к травящему раствору, чем свариваемая сталь (в данном случае при наплавке высоколегированного металла типа 18Cr–10Ni).

Таким образом, ОМ в изучаемом участке ЗС претерпевал нагрев как минимум до температур не ниже эффективного солидуса T_S , что сопровождалось оплавлением границ зерен. Вполне вероятно, что еще больший перегрев мог вызвать большую степень расплавления зерен — полного или частичного с сохранением остатков фрагментов нерасплавившихся зерен.

В центральной области наплавляемого шва в месте расположения активного пятна и, следовательно, максимального динамического воздействия дуги на расплав крупнокристаллическая структура ЗС имеет минимальную ширину, поверхность дна ванны становится относительно гладкой, усы не образуются. В периферийных зонах стенки ванны приобретают волнистость, образуются уступы и усы отслоившегося металла, ширина ЗС увеличивается. Этим подтверждается предположение о том, что определяющее влияние на формирование структуры ЗС оказывают гидродинамические силы

и тепло, которые расплав сообщает металлу стенок ванны, первоначально разогретому тепловым излучением дуги. Расплавляемый металл оттесняется дугой в направлении, обратном направлению сварки, поэтому рассматриваемые процессы структурных изменений под воздействием потоков расплава имеют большее развитие за сварочной дугой. В приповерхностных областях ширины рассматриваемой зоны уменьшается, что, очевидно, связано с меньшей температурой первоначального разогрева ОМ, поверхностной теплоотдачей и меньшей эффективностью его перегрева небольшими объемами натекающих потоков расплава. Так, при механизированной наплавке под флюсом с применением порошковой проволоки ($I_{св} = 350...370$ А, $U_d = 37...39$ В, $v_{св} = 19$ м/ч) в нижней части одного из сечений шва (в области активного пятна) ширина ЗС составляла 0,05...0,10 мм, на боковой поверхности стенки сварочной ванны максимальная ширина этой зоны достигала 0,30...0,45 мм и у поверхности стали уменьшалась до 0,10...0,15 мм (рис. 2).

Металлографические исследования позволяют выявить характерные особенности образования крупнокристаллической структуры металла в ЗС.

На рис. 1, *з* более крупно показан фрагмент микроструктуры, представленный на рис. 1, *в*, который включает участок ЗС и металла шва. Последний содержит заметное количество неметаллических включений, образовавшихся в результате прохождения металлургических реакций при участии сварочных материалов. В ЗС и в ОМ таких включений нет. Таким образом, рассматриваемый крупнокристаллический участок ЗС представляет собой структуру металла, сформировавшуюся без перемешивания со сварочными материалами. Вытравленные в этой зоне фрагменты вторичных границ, т. е. границы аустенитных зерен (рис. 1, *е*), имеют правильные геометрические очертания и ориентированы произвольно по отношению к извилистым утолщенным границам крупноячеистых кристаллов. Такая картина наиболее характерна для литого металла. Первичные границы, как известно, образуются при срастании элементов кристаллизации с характерным для этого процесса ликвационным перераспределением примесных и легирующих элементов перед фронтом кристаллизации и развитием вследствие этого химической микронеоднородности в растущей твердой фазе. В зонах срастания элементов первичной кристаллизации степень химической неоднородности максимальная [12, 20, 21]. Она обуславливает различие в коррозионной стойкости различных микрочастиц первичных кристаллических образований к воздействию конкретной травильной жидкости. Результатом является достаточно легкое и более четкое вытравливание первичных границ. После завершения кристаллизации происходит окончательное формирование зерен в твердой фазе с характерным для этого процесса перестраиванием порядка в расположении атомов в области срастания первичных кристаллов и смещением (миграцией) новых границ в иное положение по отношению к первичным границам [21, 22]. При



наличии в металле других фаз такая граница занимает положение межфазной. Об аналогичных наблюдениях произвольного расположения вторичных границ аустенитных зерен по отношению к кристаллизационным в области расплавления зерен в ЗС также сообщается, например, в работах [9, 23].

Таким образом, можно предположить, что определенная часть металла на рассматриваемом микроучастке, пройдя стадии перегрева, достижения максимальной гомогенизации твердого раствора и оплавления межзеренных границ, переходила в состояние еще большего расплавления зерен, соответствующее нагреву до температур между эффективным солидусом T_S и ликвидусом T_L . Металл этой зоны, представляющий собой остатки зерен, окруженных их собственным расплавом, не участвует в перемешивании с наплавленным присадочным металлом. В то же время некоторая часть зерен, расположенных ближе к ОМ, может проходить только стадии гомогенизации и динамической рекристаллизации [24, 25], сопровождающиеся их укрупнением, если таковое успеет произойти за короткое время их пребывания в области температур выше температуры растворения стойких дисперсных фаз.

В зернах рассматриваемой крупнокристаллической зоны иногда можно видеть светлые границы элементов внутренней субструктуры (указаны стрелками на рис. 1, ж). Можно предположить, что, с одной стороны, эти границы представляют собой очертания остатков зерен, не расплавившихся при развитии межзеренного расплавления, с другой — они могут являться контурами сросшихся в результате коалесценции мелких зерен, образовавшихся при нагреве одно крупное зерно неправильной формы. В то же время присутствие тонких границ аустенитных зерен, произвольно расположенных по отношению к «грубым» границам зерен этой зоны, позволяет считать, что последний тип границ может иметь ликвационное происхождение.

Из отмеченного выше можно предположить, что в основе наблюдаемого укрупнения структуры в ЗС могут быть два механизма.

1. На участке, примыкающем к ОМ, происходит гомогенизация (в комплекснолегированных сталях наиболее стойкие карбидные соединения могут растворяться при нагреве более 1260 °С [26]) и рост зерна в условиях непрерывного деформирования в результате первичной рекристаллизации и последующей вторичной, включая собирательную (хотя, как считается [24], движущая сила собирательной рекристаллизации может быть на несколько порядков ниже, чем у первичной) или коалесценцию. При этом перегрев определенно ориентированных межзеренных границ зерен [27] (с избытком только свободной энергии и без учета вероятности появления эвтектических фаз) может привести к пограничному оплавлению.

2. На участке в области большего перегрева, расположенном ближе к расплаву ванны происходит развитие процессов укрупнения и деформирования зерен, их оплавление. Малые (не успевшие вырасти) зерна расплавляются в большей

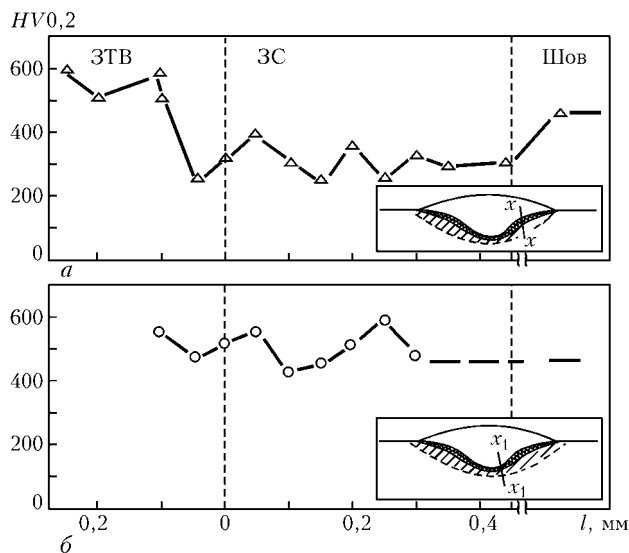


Рис. 3. Изменение микротвердости металла на двух участках поперек ЗС в сечении валика, наплавленного на сталь Р91 механизированной сваркой под флюсом с порошковой проволокой: а — участок $x-x$ с максимальной шириной ЗС; б — участок x_1-x_1 в области корня шва

мере или полностью и поглощаются в форме образовавшейся жидкости соседними, частично оплавленными и повторно кристаллизующимися зернами.

Ширина ЗС определяется полнотой развития указанных процессов и контролируется степенью начального разогрева ОМ теплом, излучаемым сварочной дугой, затем дополнительным перегревом теплом, отдаваемым расплавом сварочной ванны (при его остывании до начала кристаллизации и скрытой теплотой плавления), и скоростью передачи тепла из этой зоны в более холодные участки свариваемой стали. Конвективные потоки больше определяют структуру расплава у стенок сварочной ванны и ширину области переменного состава.

Исследования показали, что металл с рассматриваемой крупнокристаллической структурой в ЗС может иметь меньшую микротвердость по сравнению с микротвердостью металла ЗТВ и основной частью металла шва (рис. 3, а).

Пониженная твердость металла в ЗС может быть связана с переходом углерода в расплав из контактирующих с жидким металлом участков перегретых зерен ОМ [12, 19, 28]. Снижение содержания углерода в ЗС будет еще большим при расплавлении зерен ОМ и последующей ликвации его при кристаллизации расплава (как известно, углерод относится к легколиквирующим элементам и по степени ликвации находится на третьем месте после серы и фосфора [12, 28]).

Для выбранных условий сварки и соответствующей им форме сечения шва рассмотренное снижение микротвердости в ЗС имело место у боковых стенок сварочной ванны, где создавались более благоприятные условия для перегрева металла, его оплавления и развития в результате ликвации химической микронеоднородности [27]. О последнем могут свидетельствовать измерения микротвердости в центре ячейки ($HV_{0,2} - 272 \dots 344$) и на ее границе ($HV_{0,2} - 306 \dots 445$) в участке ЗС на удалении примерно



Таблица 1. Микротвердость HV 0,2 металла в различных участках при наплавке на пластину из стали P91 валика порошковой проволокой под флюсом ($I_{св} = 350...370$ А, $U_d = 37...39$ В, $v_{св} = 19$ м/ч) в состояниях после наплавки и отпуска образца (760°C , 20 мин)

Состояние	ЗС		ЗТВ	Основной металл
	Мартенситные зерна	Светлые зерна		
После наплавки	378...415	194...258	415...600	220
	406	217	593	
После отпуска	288...324	202...248	306	194...253
	304	222		220

0,4 мм от ОМ с сетчатой структурой. Вместе с тем, в центральной (корневой) зоне сечения шва, где в результате динамического воздействия дуги наиболее эффективно вытеснялись подвижные слои нагреваемого металла и сохранялись в перегретом состоянии лишь наиболее сцепленные между собой зерна ОМ, развитие химической неоднородности и соответствующее падение твердости не достигало такой степени (рис. 3, б). При форме сечения шва, получаемой при сварке с указанными выше параметрами, в центральной (корневой) области ширина металла ЗТВ, выявляемая в виде темной полоски, меньше, чем с боков сварочной ванны. В данном случае это свидетельствует о большем градиенте температур под швом и меньшем у боковых его стенок, т. е. в условиях более резкой смены температур фазовые изменения и химическая неоднородность, вызванные перегревом, могут не успеть развиться.

В участках ЗС, удаленных от корневой зоны и более близких к поверхности стали, встречаются отдельные светлые зерна, контуры которых, как правило, очерчены прямолинейными границами (рис. 4, а). Такие зерна имеют минимальную микротвердость по сравнению с окружающими более темными участками металла ЗС, шва и ЗТВ (табл. 1). По степени легирования (табл. 2) светлые зерна почти не отличаются от металла соседних участков, хотя в некоторых случаях в них установлено повышение на порядок содержания ниобия. Последнее, возможно, связано с попаданием в зондируемую зону при локальном микроанализе частиц карбидов или нитридов этого элемента.

Отпуск не приводит к образованию в светлых зернах микродисперсных фаз, характерных для отпускных структур закаливаемых сталей (рис. 4, б). Очевидно, между светлыми и соседствующими с ними участками металла ЗС могло произойти большее, чем в окружающем металле, перераспределение легирующих элементов и углерода, приблизив металл светлых зерен по составу к δ -ферриту с пониженной твердостью. Более вероятно, что основную роль в снижении твердости (а также прочности) светлых участков играет обеднение их углеродом. Очагом развития первичной химической микroneоднородности могло явиться формирование δ -феррита по приведенной вы-



Рис. 4. Микроструктура металла в ЗС (а, б) и ЗТВ рядом со швом (в) при наплавке валика на сталь P91 порошковой проволокой под флюсом, X400: а – состояние после наплавки; б, в – после отпуска ($T = 760^\circ\text{C}$, $\tau = 40$ мин) (цифры – значение микротвердости HV 0,2)

ше реакции, связанной с оплавлением и развитием диффузионных процессов. На стадии охлаждения эта неоднородность могла быть частично устранена в результате перераспределения легирующих и

Таблица 2. Результаты микрорентгеноспектрального анализа структурных составляющих металла в ЗС при механизированной наплавке валика на сталь P91 с использованием аустенитной проволоки Св-04X19Н9Т (состояние после наплавки)

Объект анализа	Массовая доля элементов, %						
	Si	Cr	Mo	Nb	Ni	Mn	Ti
Мартенситное зерно	0,590	10,204	1,256	0,043	0,17	0,051	0,028
Светлое зерно	0,589	10,108	1,312	0,320	0,246	0,081	0,000

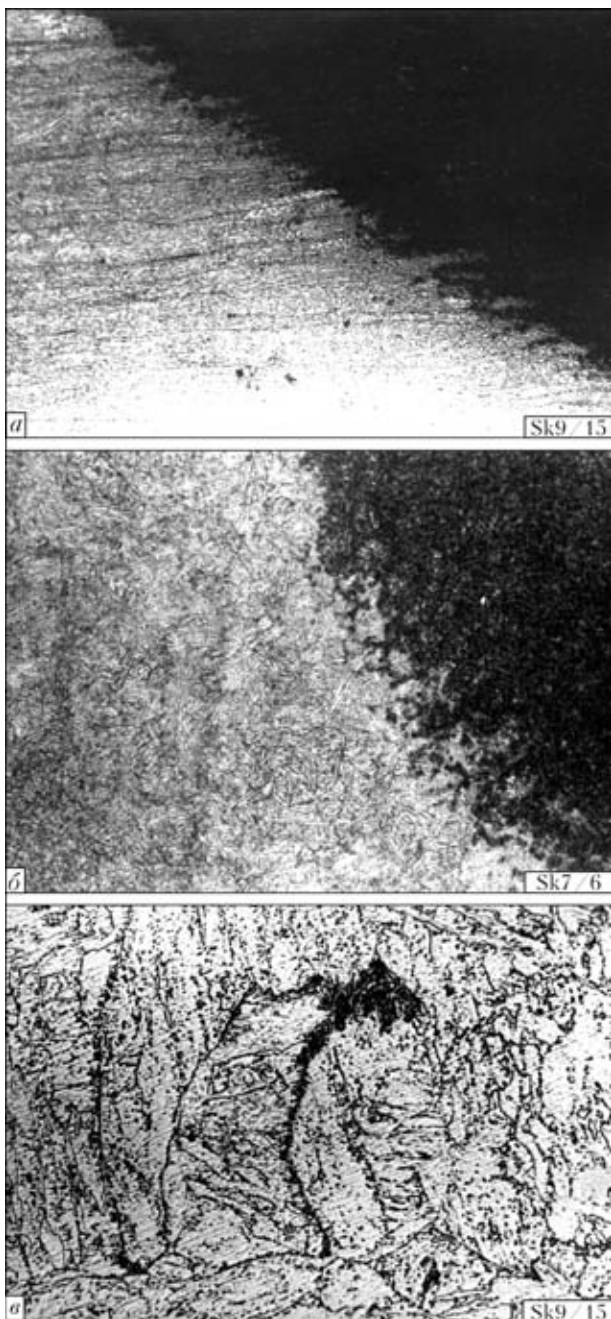


Рис. 5. Микроструктура в области перехода от ЗПТ к ОМ: а, в — сталь 1; б — сталь 2; $\times 100$ (а, б); $\times 1600$ (в)

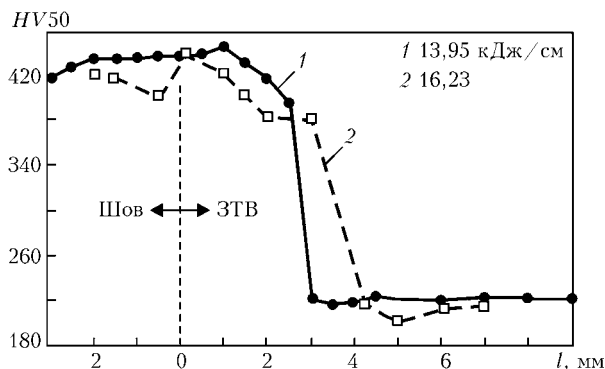


Рис. 6. Характер изменения твердости при переходе к ОМ (сталь Р91) от валика, наплавленного порошковой проволокой под флюсом (предварительный подогрев 200°C) в состоянии после наплавки при разных значениях погонной энергии q/v

примесных элементов в металле при температурах гомогенизации [27].

С технологической точки зрения важным следствием рассмотренных процессов является получаемый размер зерен. Так, в ЗС с крупнокристаллической структурой и прилежащем участке металла ЗТВ зерна, хорошо выявляемые в состоянии после отпуска (рис. 4, б, в), усредненно имели соответственно седьмой и приблизительно девятый–десятый номера (согласно ГОСТ 5639–82).

Структура в металле ЗТВ. Особенностью сварных соединений мартенситной стали с 9 мас. % Сг является окрашивание металла ЗТВ в условиях химического травления в темный цвет. Шов и ЗС при этом остаются светлыми. По мере удаления от шва степень почернения усиливается и происходит резкий переход от зоны повышенной травимости (ЗПТ) к светлому ОМ. На микроуровне эта граница имеет микровыступы (рис. 5). В случае стали 1 эти выступы направлены преимущественно вдоль границ между деформационными слоями металла (рис. 5, а), у стали 2 (произведенной, очевидно, с применением иного технологического предела) имеют произвольную ориентацию (рис. 5, б). В ОМ в рассматриваемой приграничной области можно встретить отдельные темные микрзоны, ориентированные вдоль границ зерен (рис. 5, в). Относительно резко изменяется и твердость ме-

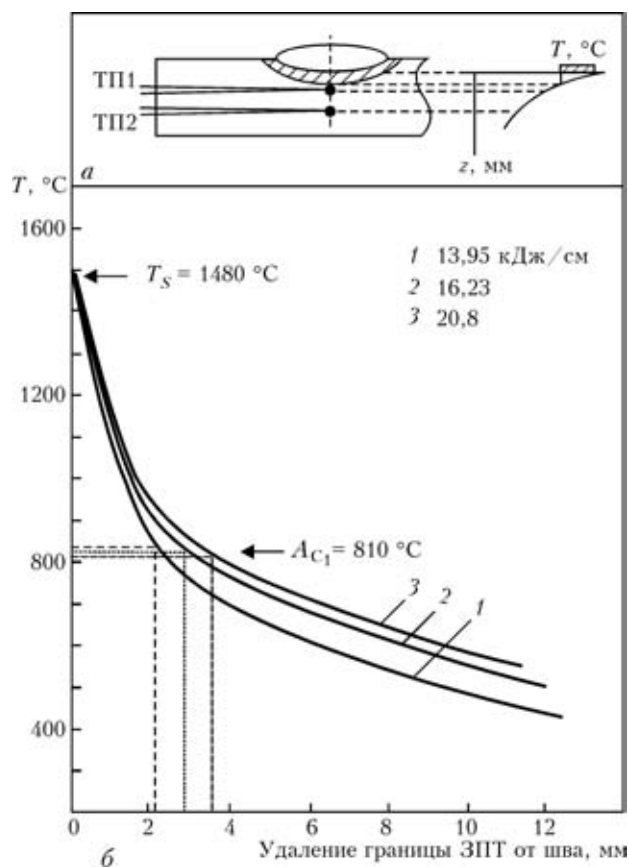


Рис. 7. Схема замера (а) и изменение температур максимального нагрева (б) в металле ЗТВ при механизированной наплавке на сталь Р91 валика порошковой проволокой под флюсом (предварительный подогрев 200°C) с определением температуры в области границы ЗПТ при разных значениях погонной энергии q/v (ТП — термопара)



талла при переходе через границу ЗПТ к ОМ (рис. 6).

С целью установления температуры, до которой нагревался металл в области границы перехода от ЗПТ к ОМ, проводили запись термических циклов сварки на различном удалении от шва и сопоставление установленного при этом распределения температур максимального нагрева в металле ЗТВ и расстояния от шва до этой границы (рис. 7). В области границы между швом и ОМ температуру считали равной температуре солидуса исследуемой стали: $T_S = 1480$ °С. Изменение режима сварки сопровождается изменением скорости охлаждения металла в ЗТВ, что выражается различным наклоном кривых распределения температур на представленных графиках. Значения искомых температур находятся приблизительно на уровне 826, 830 и 840 °С. Среднее значение (832 °С) находится близко к температуре A_{c_1} стали с 9 мас. % Сг (805... 810 °С). Следует отметить, что при сварке быстрый нагрев и спад температур в металле ЗТВ не может обеспечить достаточное время для прохождения реакций растворения карбидных фаз и $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения на участке, нагретом до температуры, соответствующей равновесной точке A_{c_1} . В условиях быстрой теплосмены эти процессы успевают активизироваться лишь при более высокой температуре. Граничная изотерма, отделяющая область фазовой перекристаллизации, смещается в сторону более высоких температур по сравнению с равновесной A_{c_1} .

Таким образом, температурной границей в месте перехода от ЗПТ к ОМ условно можно считать «эффективную»* температуру A_{c_1} , соответствующую началу $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращению. Как показано выше (см. рис. 5), превращение инициируется в первую очередь на границах зерен и далее распространяется в тело зерна. Вдоль этих же границ в ЗС начинается процесс оплавления, что может сопровождаться образованием отдельных прослоек δ -феррита.

Формирование структуры в ЗПТ после начала полиморфного превращения связано с постепенным растворением дисперсных выделений и диффузионно контролируемой гомогенизацией γ -твердого раствора, степень которой зависит от температуры нагрева и продолжительности ее воздействия на конкретный микроучасток. Рядом со швом так же, как и в ЗС, гомогенизация достигает максимального уровня. Такой металл с относительно однородным распределением легирующих и примесных элементов в теле зерна имеет повышенную стойкость к воздействию химических реактивов и остается светлым после травления. У границы ЗПТ с ОМ имеется сильно развитая химическая микронеоднородность зерен из-за низкой температуры

и продолжительности их нагрева, недостаточных для быстрого растворения карбидных и карбонитридных фаз и однородного перераспределения химических элементов по телу зерна. Соответствующая микронеоднородность в химической стойкости близкорасположенных микроучастков обеспечивает своеобразный «микродисперсный» рельеф поверхности и максимальную степень ее потемнения при травлении.

В зоне, где при сварке происходила фазовая перекристаллизация так же, как и в шве, металл претерпевает закалку с образованием мартенсита и имеет высокую твердость (см. рис. 6).

За ЗПТ заметных структурных изменений не происходит, однако пребывание металла при температурах между температурой фазовой перекристаллизации и температурой отпуска стали в заводских условиях (775... 780 °С [3, 29]) приводит к дополнительному доотпуску металла в этой зоне. Отмечается [30], что здесь имеет место коагуляция карбидных фаз и снижение эффекта дисперсионного упрочнения. Соответствующее разупрочнение твердого раствора фиксируется некоторым снижением твердости (например, на рис. 6 это более заметно для случая сварки с $q/v = 16,23$ кДж/см).

При испытании образцов сварных соединений в состоянии после сварки на кратковременное растяжение разрушение происходит по зоне доотпуска (с пониженной прочностью). Отпуск сварного соединения после сварки не улучшает прочности рассматриваемого участка, разрывные образцы также разрушаются в этой зоне. В условиях ползучести в подобных сварных соединениях разрушение может инициироваться также в разупрочненной зоне. Согласно [30, 31] образующиеся в этой зоне трещины называют трещинами IV типа.

В заключение можно отметить, что в первичной структуре сварных соединений мартенситных теплоустойчивых сталей с 9 мас. % Сг, полученных при использовании сварочных материалов, обеспечивающих аналогичное ОМ легирование металла шва, между швом и ОМ образуется участок с крупнокристаллической структурой с морфологическими признаками литого металла. Сделано предположение, что данный участок представляет собой ЗС, в которой часть зерен ОМ, перегреваемых до температур между эффективным солидусом и ликвидусом, претерпевает расплавление, соответствующее достигаемой температуре нагрева, и последующую кристаллизацию без перемешивания с наплавленными сварочными материалами.

Перегрев ОМ и снижение градиента температур в области около шва способствуют увеличению ширины крупнокристаллической ЗС, а также формированию в ней зерен δ -феррита, образующихся вследствие межзеренного оплавления и диффузионного и ликвационного перемещения углерода в соседние микроучастки аустенита и в расплавленный металл.

Существенного роста аустенитного зерна в металле ЗТВ не отмечено, что, по-видимому, связано с присутствием в ОМ термически стойких карбидных и нитридных фаз. Более крупные зерна образуются в крупнокристаллической ЗС.

* В данном случае под «эффективной» следует понимать температуру, достаточную для прохождения диффузионных процессов и начала превращения в условиях быстрого нагрева. Эта температура должна смещаться в сторону более высоких температур по сравнению с равновесной точкой A_{c_1} .



Выветриваемая в микрошлифах рядом со швом темная область представляет собой зону фазовой перекристаллизации, ограниченную с внешней стороны изотермой, соответствующей неравновесной (эффективной) температуре A_{c1} . Вследствие нормализации металл в этой зоне приобретает мартенситную структуру и высокую твердость (примерно до $HV\ 470$), которая снижается на участке неполной перекристаллизации и резко падает на границе с непрерывшим превращением ОМ до уровня его твердости ($\sim HV\ 220...230$). Прилегающий к зоне фазовой перекристаллизации металл, нагреваемый выше температуры заводского отпуска стали, претерпевает доотпуск, вследствие чего этот микроучасток может иметь пониженную твердость по сравнению с исходной твердостью стали и обладает минимальной прочностью в сварном соединении.

1. *Assessment of creep rupture strength of new steels for advanced power plant piping and tubing* / W. Bendick, K. Haarmann, M. Rigg, M. Zschau // Ninth Intern. symp. «Creep resistant metallic materials» (Hradec and Moravici, Czech Rep., Sept. 23–26, 1996) — Mannesmann, 1996. — 12 p.
2. Хойзер Г. Присадочные материалы для сварки в энергетическом машиностроении // Автомат. сварка. — 1997. — № 9. — С. 40–44, 47.
3. Zschau M., Niederhoff K. Construction of piping systems in the new steel P91 including hot induction bends // VGB Kraftwerkstechnik. — 1994. — 74, № 2. — С. 142–149.
4. Скульский В. Ю., Царюк А. К. Особенности легирования и свойства новых сталей для изготовления сварных высокотемпературных компонентов ТЭС // Автомат. сварка. — 2004. — № 3. — С. 3–7.
5. Krauss G., Marder A. R. The morphology of martensite in iron alloys // Metallurgical Trans. — 1971. — 2, № 9. — P. 2343–2357.
6. Lundin C. D., Khan K. K. Fundamental studies of the metallurgical causes and mitigation of reheat cracking in 1,25Cr-0,25Mo and 2,25Cr-1Mo steels // WRC Bulletin. — 1996. — № 2. — P. 117.
7. Словарь-справочник по сварке / Под ред. К. К. Хренова. — Киев: Наук. думка, 1974. — 196 с.
8. Savage W. F., Nippes E. F., Szekeres E. S. A study of weld interface phenomena in a low alloy steel // Welding J. — 1976. — № 9. — P. 260–268.
9. Макаров Э. Л. Холодные трещины при сварке легированных сталей. — М.: Машиностроение, 1981. — 248 с.
10. Строение и свойства зоны сплавления сварных соединений стали 02X8H22C6 (ЭП 794) / В. Ю. Скульский, К. А. Ющенко, И. Я. Дзыкович и др. // Автомат. сварка. — 1997. — № 11. — С. 14–17.
11. Автоматическая электродуговая сварка / Под ред. Е. О. Патона. — М.; Киев: Машгиз, 1953. — 296 с.
12. Петров Г. Л., Тумарев А. С. Теория сварочных процессов. — М.: Высш. шк., 1977. — 392 с.
13. Сварка в машиностроении. Справочник: В 4 т. / Под ред. Н. А. Ольшанского. — М.: Машиностроение, 1978. — Т. 1. — 504 с.
14. Гидравлика, гидромашин и гидроприводы / Т. М. Башта, С. С., Руднев Б. Б. Некрасов и др. — М.: Машиностроение, 1982. — 423 с.
15. Касаткин Б. С., Прохоров В. М., Чертов И. М. Напряжения и деформации при сварке. — Киев: Вища шк., 1987. — 248 с.
16. Лашко Н. Ф., Лашко-Авакян С. В. Металловедение сварки. — М.: Машгиз, 1954. — 272 с.
17. Comparison of creep behaviour of 2.25Cr-1Mo/9Cr-1Mo dissimilar weld joint with its base and weld metals / K. Laha, S. Laha, K. Bhanu et al. // Mat. Sci. and Tech. — 2001. — 17, № 10. — P. 1265–1272.
18. О механизме формирования границ аустенитных зерен в зоне сплавления при сварке низкоуглеродистых, низко- и среднелегированных сталей / Б. А. Федосеев, З. В. Гейниш, А. Г. Ламзин, Ю. И. Рубенчик // Автомат. сварка. — 1984. — № 1. — С. 20–25.
19. Гомальский Ю. Н. Сварка разнородных сталей. — Киев: Техніка, 1981. — 184 с.
20. Lippold J. C., Savage W. F. Solidification of austenitic stainless steel weldments: Pt. I-A. Proposed Mechanism // Welding J. — 1979. — № 12. — P. 362–374.
21. Arata Y., Matsuda F., Katayama S. Solidification crack susceptibility in weld metals of fully austenitic stainless steels (report D). Fundamental investigation on solidification behavior of fully austenitic and duplex microstructures and effect of ferrite on microsegregation // Trans. JWRI. — 1976. — 5, № 2. — P. 135–151.
22. Fractographic investigation on solidification crack in the restraint test of fully austenitic stainless steel / F. Matsuda, H. Nakagawa, S. Ogata, S. Katayama // Trans. JWRI. — 1978. — 7, № 1. — P. 59–70.
23. О первичных и вторичных границах в металле шва и околошовной зоне сварных соединений среднелегированных сталей / А. М. Макара, В. А. Саржевский, Н. А. Мосендз и др. // Автомат. сварка. — 1973. — № 4. — С. 1–4.
24. Горелик С. С. Рекристаллизация металлов и сплавов. — М.: Металлургия, 1978. — 568 с.
25. Лухачев В. А., Мышляев М. М., Сеньков О. Н. О роли структурных превращений в сверхпластичности // Физ. металлов и металловедение. — 1987. — 63, вып. 6. — С. 1045–1060.
26. Устиновичков Ю. И., Ковенский И. М. Механизм образования специальных карбидов в сталях, легированных Cr, Mo, V // Там же. — 1976. — 41, вып. 1. — С. 99–111.
27. Прохоров Н. Н. Физические процессы в металлах при сварке: Т. 2. Внутренние напряжения, деформации и фазовые превращения. — М.: Металлургия, 1976. — 600 с.
28. Петров Г. Л., Землин В. Н., Гонсеровский Ф. Г. Сварка жаропрочных нержавеющей сталей. — М.: Машгиз, 1963. — 248 с.
29. Gnirb G. Welding and heat-treatment of joints made of dissimilar materials // Welding in the World. — 2001. — 45. — P. 23–40.
30. Bergquist E.-L. Consumables and welding modified 9Cr-1Mo steel // Svetsaren. — 1999. — 54, № 1/2. — P. 22–25.
31. Creep life management of thick-wall high temperature component welds in fossil power boilers / N. Nishimura, K. Iwamoto, M. Yamauchi et al. — S. I., [1999]. — 8 p. — (Intern. Inst. of Welding; Doc. XI-702/99).

It is shown that a coarse-crystalline structure may be formed in a region between the weld and HAZ in fusion welding of high-chromium martensitic steels (of the R91 type). This structure is a fusion zone, wherein the base metal grains undergo a different degree of melting. Segregation and diffusion redistribution of carbon may lead to formation of a relatively decarburised ferritic phase (δ -ferrite) within the fusion zone. Also, this zone is characterised by formation of the coarse grains of primary austenite. It is shown that metal in the HAZ in a tempering region located behind the phase recrystallisation region loses strength.

Поступила в редакцию 12.07.2004