



ОСОБЕННОСТИ ОБРАЗОВАНИЯ δ -ФЕРРИТА НА ГРАНИЦЕ СПЛАВЛЕНИЯ ПРИ СВАРКЕ ТЕПЛОУСТОЙЧИВОЙ ХРОМИСТОЙ МАРТЕНСИТНОЙ СТАЛИ

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

Путем моделирования термомеханического цикла сварки в жесткозакрепленном образце из теплоустойчивой стали P91 посредством нагрева проходящим электрическим током до достижения поверхностного оплавления и сопоставления полученной структуры со структурой реальных соединений рассмотрен возможный механизм образования обезуглероженных зерен δ -феррита в зоне сплавления. Предполагаемый механизм объясняет их появление созданием в результате ликвационного перераспределения легирующих и примесных элементов участков, обедненных углеродом и обогащенных элементами-ферритизаторами, и зон обеднения углеродом в теле зерна вследствие его миграции в направлении сварного шва.

Ключевые слова: хромистая мартенситная сталь, сварные соединения, зона сплавления, оплавление зерен, ликвация, диффузия углерода, δ -феррит

При исследовании свариваемости теплоустойчивых сталей с 9% Cr установлено [1], что в зоне сплавления (ЗС) сварных соединений в мартенситной матрице образуется δ -феррит в виде светлых зерен (рис. 1). Ферритные зерна не склонны к закалке, образованию карбидных выделений при отпуске и имеют низкую микротвердость в состоянии после сварки и отпуска (δ -феррит после сварки /отпуска: $HV_{0,2}$ — 199...258/ 202...248; мартенсит: $HV_{0,2}$ — 378...415/288...324). Сделано предположение [1], что образование δ -феррита может быть связано с перегревом металла в ЗТВ до оплавления зерен и миграцией углерода.

Настоящая работа выполнена с целью уточнения механизма образования ферритной фазы в сварных соединениях мартенситных сталей с 9% Cr. В исследованиях моделировали сварочный термомеханический цикл на установке, позволяющей нагревать жесткозакрепленные цилиндрические образцы проходящим током до заданной температуры с задаваемыми скоростями нагрева, охлаждения и выдержкой при выбранной температуре T_n [2]. Для создания концентрации напряжений образцы в рабочей части имеют V-образную канавку, аналогичную надрезу в образцах Шарпи. Материал образца — сталь P91, мас. %: 0,1 C–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. Микрорентгеноспектральный анализ выполняли на установке «Самбах», для металлографических исследований использовали световой микроскоп «Neophot 32» и микротвердомер ПМТ-3.

Скорость нагрева в экспериментах составляла 79, охлаждения 39 °C/c (регулируется путем до-

полнительного подогрева в интервале $T_n = 1200...550$ °C, далее идет естественное остывание образца), при $T_n = 1200$ °C/c — выдержка 10 с. Перегрев образца в зоне подреза вызвал его частичное оплавление. В результате была смоделирована структура сварного соединения, включающая зону расплавления и прилегающий к ней участок перегрева (рис. 2, а). В зоне расплавления образовались уса-

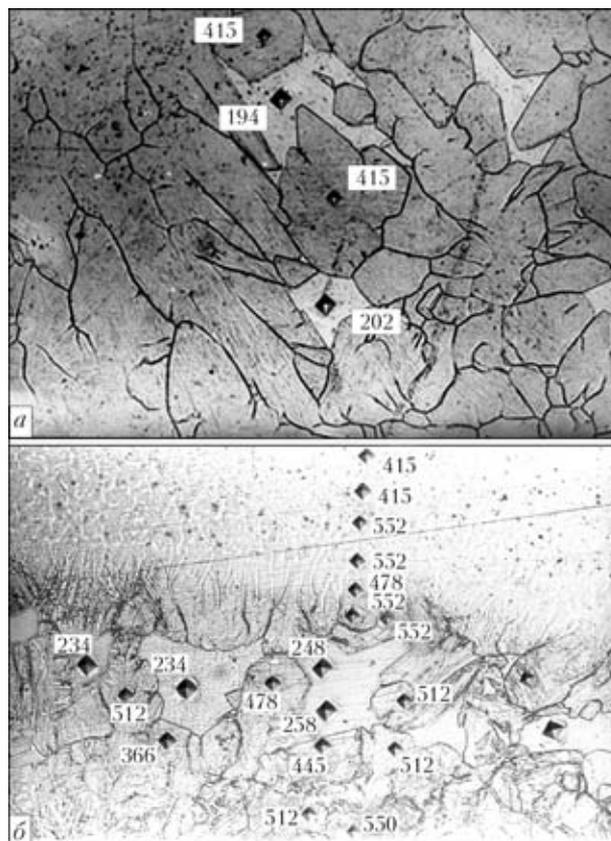


Рис. 1. Микроструктура околошовной зоны при автоматической наплавке валика под флюсом (состояние после наплавки) на сталь с 9% Cr, $\times 400$: а — наплавка порошковой проволокой состава аналогичного стали; б — наплавка проволокой Св-04Х19Н9Т (цифры — значения микротвердости $HV_{0,2}$)

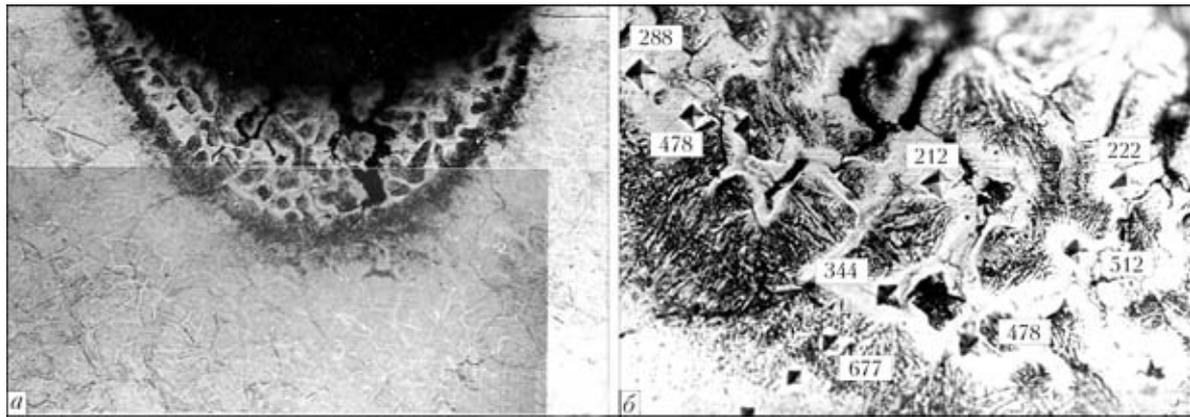


Рис. 2. Микроструктура участков в смоделированном сварном соединении: *a* — общий вид, $\times 200$; *б* — зона расплавления, $\times 800$

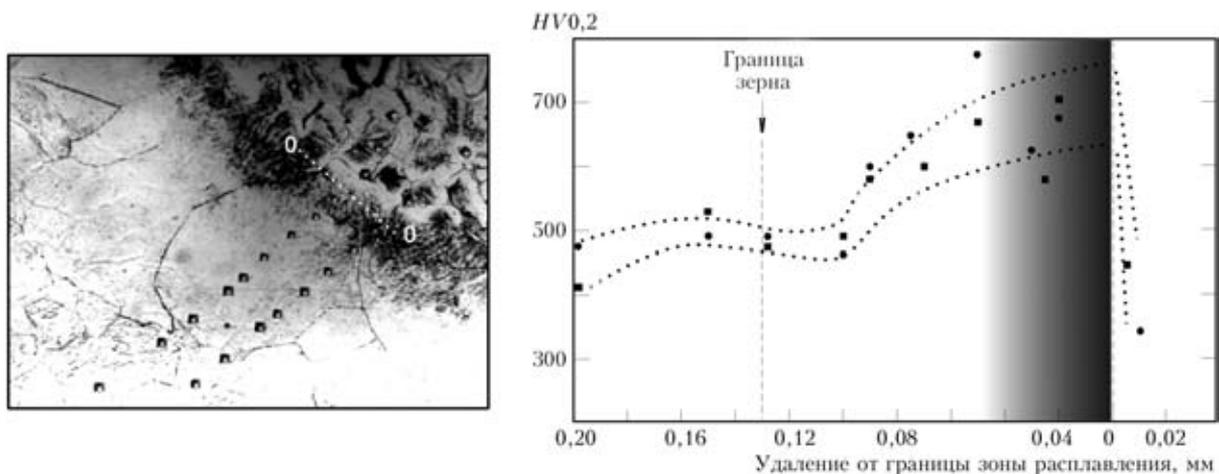


Рис. 3. Изменение микротвердости на участке ЗТВ — зона расплавления (фото, $\times 500$; на графике зона карбидной гряды оттенена)

дочные (кристаллизационные) трещины, что неизбежно при таких условиях эксперимента (рис. 2, б).

В металле ЗТВ наблюдается укрупнение зеренной структуры и образование карбидной гряды на границе основного металла (ОМ) — зона расплавления. По мере приближения к зоне расплавления микротвердость металла возрастает, что вызвано увеличением содержания углерода в этом направлении (рис. 3). В зоне расплавления (за нулевой линией 0...0) твердость резко снижается. Здесь имеет место ярко выраженная структурная неоднородность и сильный разброс значений микротвердости (рис. 2, б): есть участки с твердостью мартенсита ($HV_{0,2}$ — 478...512) и мягкие, соответствующие твердости δ -феррита ($HV_{0,2}$ — 212...222).

Результаты процессов, происходящих в рассматриваемом экспериментальном образце, аналогичны тем, которые развиваются в реальных сварных соединениях.

В металле ЗТВ (без оплавления) в высокотемпературной области вследствие диффузионного перераспределения элементов, входивших в составы растворенных частиц, происходили процессы растворения карбидных фаз и развитие гомо-

генизации. Это видно по однородному травлению зерен рядом с зоной расплавления. Диффузионное перемещение углерода и его «вытеснение» в высокотемпературную зону приводит к обогащению углеродом области у границы ОМ – расплав. Растворение зернограницных частиц и обеднение части зерен углеродом обуславливают снижение сопротивления для движения дислокаций, связанного с динамической рекристаллизацией и миграцией границ [3–5], в результате чего происходит рост зерна. Наблюдаемое в данном эксперименте частичное обезуглероживание твердого раствора вследствие его перемещения в сторону шва явилось условием более легкого роста зерна (в реальных соединениях из-за быстрой смены температур такой рост обычно не успевает произойти). Однако несмотря на миграцию углерода в участке перегрева металла ЗТВ δ -феррит не образуется.

В зоне расплавления при оплавлении зерен действует ликвационный механизм перераспределения химических элементов, среди которых высокую способность к ликвации имеет сера, фосфор и углерод. Ликвационное перераспределение легирующих и примесных элементов приводит к появлению в зоне расплавления микроучастков со



значительными колебаниями в химическом составе (таблица). В районе светлых участков микроструктуры (рис. 2, б) обнаруживается повышение содержания серы, связанное с ее ликвацией и дополнительно подтверждающее ликвационное происхождение этих участков. Также имеет место локальное повышение содержания хрома и молибдена. В результате при дополнительном обогащении углерода, выявляемом по темным прослойкам, сформированным после отпуска образца, создаются условия для образования низкоуглеродистого δ -феррита с минимальной твердостью.

Таким образом, в зоне перегрева сварных соединений сталей с 9 % Cr, сваренных однородным швом, имеется тенденция к перемещению углерода в зону шва, что приводит лишь к росту зерна без образования зерен δ -феррита, стабильного до комнатной температуры. Более заметное перераспределение легирующих элементов и углерода, приводящее к остаточным структурным изменениям, наблюдается на стадии оплавления зерен при достижении температур, соответствующих промежуточной кристаллизационной области ($L + \delta$).

Данные результаты подтверждают, что δ -феррит в зоне сплавления сварных соединений сталей типа Р91 образуется при достижении температур начала оплавления зерен.

Исследования, выполненные в работах [1, 6] позволяют предположить следующий механизм образования δ -феррита в зоне сплавления. В стали с 9 % Cr (по аналогии с диаграммой равновесных структурных превращений в сталях с 12 % Cr (рис. 4) [7]) при нагреве выше 1360...1400 °C должны проходить $\gamma \rightarrow \gamma + \delta$ -превращения, затем в подсолидусном интервале $\gamma + \delta \rightarrow \delta$. В условиях быстрого повышения температур превращение может сдерживаться и смещаться в область более высоких температур, близких к температуре T_S . При отсутствии значительных местных изменений в химическом составе в высокотемпературной области при последующем охлаждении металл ЗТВ вновь претерпевает полиморфные превращения: вначале $\delta \rightarrow \gamma$, затем $\gamma \rightarrow \alpha$ с образованием мартенситной структуры. Это справедливо для зоны перегрева, в которой миграция углерода вызвала только образование обогащенной углеродом гряды рядом со швом, что оказалось недостаточным для появления остаточной δ -ферритной фазы.

Ряды зерен, расположенных у шва, нагреваются до температур уровня эффективного солидуса T_S и выше, т. е. до межкритического интервала $T_S - T_L$ (рис. 5). Здесь, кроме миграции углерода (рис. 5, а), происходит развитие зернограницного оплавления (рис. 5, б). Причиной раннего оплавления может быть скопление вдоль границ элементов, входивших в состав растворившихся зернограницных карбидов. По мере при-

Распределение химических элементов в металле ЗТВ и зоне расплавления в образце из стали Р91 после моделирования термомеханического цикла сварки

Анализируемая зона	Массовая доля элементов, %					
	Cr	Mo	Ni	Si	S	Mn
Металл ЗТВ	8,39	1,19	0,26	0,48	0,0	0,23
Зона расплавления	7,50	0,50	0,38	0,54	0,0	0,136
	9,60	0,88	0,32	0,58	0,021	0,33
	12,99	1,67	0,28	0,52	0,054	0,25

лижения ко шву и, следовательно, увеличения температуры степень расплавления тел зерен возрастает, развиваясь по поверхности и внутренним субграницам. На этой стадии ликвация углерода в жидкие каналы на бывших границах зерен [8–10] при продолжающемся перемещении его к границам из глубинных зон зерна и быстрая его миграция вдоль этих каналов в область более высоких температур (в направлении шва) будет вызывать обеднение углеродом (по сравнению с номинальным составом) участков зерен у оплавленных границ. Диффузия углерода в зерне в сторону шва и уход его в расплав на субграницах также способствует расширению размеров зон с пониженным его содержанием.

Уменьшение концентрации углерода в участках зерен, прилежащих к расплавленным каналам, должно вызвать повышение T_S , т. е. в некоторых местах при стационарном распределении температур в металле ЗТВ начавшееся оплавление зерен

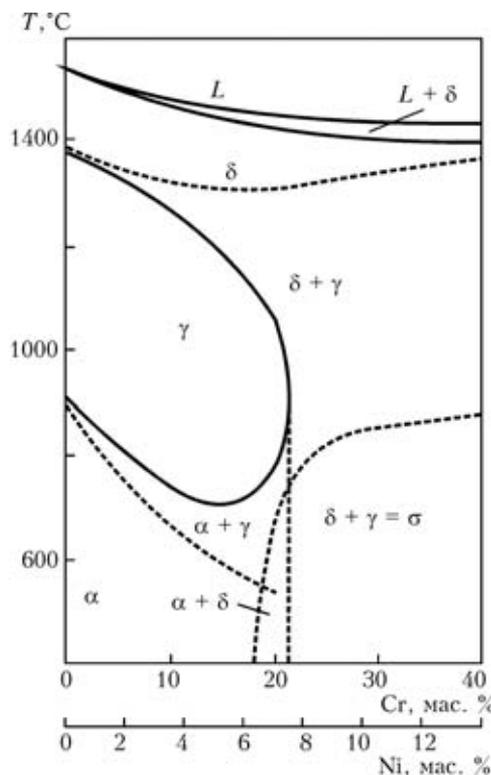


Рис. 4. Диаграмма равновесных превращений в стали Fe-12Cr-Ni при соотношении Cr/Ni = 3/1 [7]

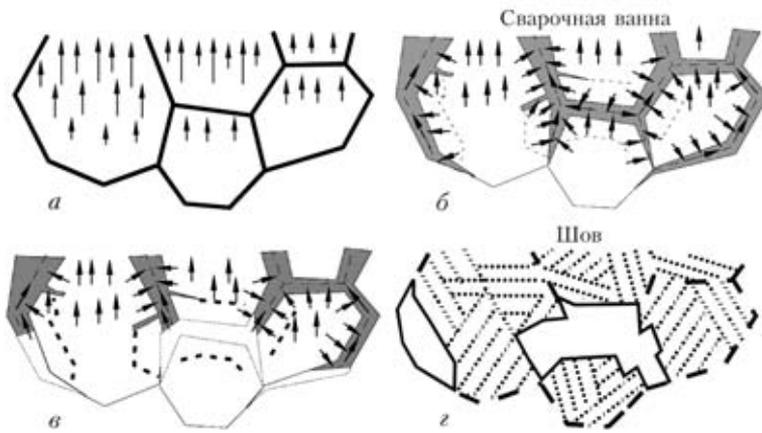


Рис. 5. Схема предполагаемого механизма образования δ -феррита в металле ЗС сварных соединений стали с 9 % Cr: а — нагрев и диффузия углерода в сторону высоких температур; б — стадия межзеренного оплавления, ликвации и миграции углерода по жидким каналам; в — кристаллизация межзеренных зон с образованием зародышей стабильного δ -феррита и их прорастание в прилегающие участки зерен; г — результирующая структура мартенсита с зернами δ -феррита

будет приостановлено, а отток углерода по каналам создаст условия для начала кристаллизации межзеренного расплава (рис. 5, в). Кристаллизация каналов, сопровождающаяся высвобождением углерода из нового твердого раствора в жидкость перед фронтом кристаллизации, будет способствовать формированию стабильного δ -феррита на определенном межзеренном участке, пока накопление углерода в канале не приведет к потере стабильности образующегося δ -твердого раствора при охлаждении или не вызовет кристаллизацию обогащенного углеродом аустенита. Кроме того, обеднение определенных объемов тел зерен углеродом вследствие его ликвации и диффузионного отвода также должно привести к образованию в них участков δ -феррита, обезуглероженных до степени обеспечения его стабильности при охлаждении до комнатной температуры (рис. 5, г).

Дополнительным фактором локальной стабилизации δ -феррита является повышение в зоне оплавленных границ концентрации ферритизаторов (хрома, молибдена) и уменьшение содержания аустенитизаторов — никеля и марганца, что обнаружено экспериментально. Углерод как аустенитизатор также должен отделяться от этих микроучастков. Возможно, что именно в участках с повышенным содержанием ферритизаторов и «глубоким» обеднением углеродом и другими аустенитизаторами формируются зародыши стабильного δ -феррита. В дальнейшем, включая стадию охлаждения, от них начинает развиваться дополнительный диффузионный отток углерода и рост зерна δ -феррита, поскольку обособление ферритизаторов от аустенитизаторов происходит более легко в металле с исходной двухфазной ($\gamma + \delta$), чем в однофазной структурой [11, 12]. Такой ме-

ханизм вероятен также в том случае, если при быстром нагреве при сварке с малой погонной энергией не успеет произойти $\gamma \rightarrow \gamma + \delta \rightarrow \delta$ -превращение, а межзеренное оплавление начнется при сохранении перегретого аустенита. Тогда образование δ -феррита может происходить по реакции, подобной обратной перитектической $\gamma \rightarrow L_C + \delta$, т. е. расплавление аустенита, ликвация углерода с образованием обогащенной углеродом жидкости L_C и зародыша обезуглероженного δ -феррита. Далее перераспределение углерода и, в определенной степени, ферритизаторов и аустенитизаторов, ведет к «прорастанию» стабильного δ -феррита в объеме исходного зерна, как описано выше.

При кристаллизации жидкости в межзеренном канале возникает новая граница в зоне стыковки образовавшейся твердой фазы и «старого» зерна. Впоследствии эта граница мигрирует вглубь одного из зерен и занимает положение межфазной границы δ/γ , а образовавшееся зерно δ -феррита будет включать части смежных зерен, существовавших отдельно до начала межзеренного оплавления (рис. 5, б). Границы ферритных зерен имеют форму неправильных многогранников с ровными участками, что, очевидно, связано с процессом полиморфной перестройки кристаллической решетки вдоль определенных кристаллографических направлений. По химическому составу ферритные зерна почти не отличаются от окружающего мартенсита [1, 6], поэтому их рост связан главным образом с миграцией углерода. Отсюда следует, что образование и размеры зерен δ -феррита должны определяться температурой перегрева и длительностью ее воздействия на металл ЗС, что зависит от тепловой мощности дуги и результирующего термического цикла сварки.

Скопление углерода у границы раздела ОМ — шов препятствует обезуглероживанию, достаточно для формирования δ -феррита, что может быть причиной отсутствия этой фазы непосредственно вдоль границы со швом.

При сварке стали с 9 % Cr высоколегированными аустенитными хромоникелевыми сварочными материалами присутствующие в них энергичные карбидообразующие элементы способствуют оттоку углерода в шов [4, 13, 14]. Видимо, с этим связано образование большего числа зерен δ -феррита в ЗС разнородных соединений, чем в однородных (см. рис. 1). Возможно при отпуске миграция углерода из ЗС в шов может привести к некоторому приросту размеров таких зерен.



Выводы

1. Анализ экспериментальных наблюдений за структурными изменениями в сварных соединениях стали с 9% Cr позволил предложить возможный механизм образования зерен δ-феррита в прилегающих ко шву участках основного металла.

2. Выдвинуто предположение, что образование δ-феррита в околошовной зоне сварных соединений стали с 9% Cr связано с перегревом металла до межкритического интервала температур ($T_S - T_L$) и включает две возможные стадии: иницирование — образование зародышей в виде зон с локальным повышенным содержанием ферритизаторов и пониженным углеродом вследствие ликвации и миграции углерода в сторону шва по жидким каналам; диффузионное обеднение углеродом прилегающих к зародышам участков зерен до степени обеспечения стабильности δ-феррита при пониженных температурах.

1. Скульский В. Ю. Структура металла в зоне сплавления и ЗТВ сварных соединений высокохромистых теплоустойчивых сталей // Автомат. сварка. — 2005. — № 5. — С. 15–23.
2. Касаткин Б. С. Микромеханизм образования холодных трещин при сварке среднелегированных сталей // Семинар по металлургическим требованиям производителей и потребителей к свариваемости стальной продукции, 10–20 сент. 1991 г., Киев / (Объединенные нации: Steel/Sem.17/R.54. — 1991. — 27 июня. — 20 с).

The probable mechanism of formation of decarburised delta-ferrite grains in the joining zone was studied by simulating the thermal-deformation cycle of welding in a restrained sample of heat-resistant steel P91 through heating with an electric current flow up to surface melting, and by comparing the resulting structure with structure of actual welded joints. The probable mechanism attributes formation of the above grains to regions depleted in carbon and rich in ferritising elements, which result from liquation redistribution of alloying and impurity elements, as well as regions depleted in carbon, resulting from its migration towards the weld.

3. Горелик С. С. Рекристаллизация металлов и сплавов. — М.: Металлургия, 1978. — 568 с.
4. Земзин В. Н. Сварные соединения разнородных сталей. — М.: Машиностроение, 1966. — 232 с.
5. Лихачев В. А., Мышляев М. М., Сеньков О. Н. О роли структурных превращений в сверхпластичности // Физ. механика материалов. — 1987. — 63. — С. 1045–1060.
6. Скульский В. Ю. Влияние химического состава присадочного материала и свариваемой стали на структуру в зоне сплавления // Автомат. сварка. — 2006. — № 9. — С. 22–25.
7. *Microstructure-property relationships in HAZ of new 13% Cr martensitic stainless steels* / O. M. Akselsen, G. Rorvik, P. E. Kvaale et al. // Welding J. — 2004. — 83, № 5. — P. 160–167.
8. Vogel H. J., Ratke L. Instability of grain boundary grooves due to equilibrium grain boundary diffusion // Acta Metal. Mater. — 1991. — 39, № 4. — P. 641–649.
9. Петелин А. Л. Модель роста жидкометаллических каналов по границам зерен в металлах // Физика и химия обработки материалов. — 2003. — № 2. — С. 21–23.
10. Петелин А. Л. Образование жидкометаллических каналов по тройным стыкам зерен в металлах // Технология металлов. — 2005. — № 1. — С. 18–19.
11. Guttman M. Intermediate temperature aging of duplex stainless steels. A review // Duplex Stainless Steels-91, 28–30 Oct., 1991, Beaune, France. — Vol. 1. — P. 79–92.
12. Wang X. G., Dumortier D., Riquier Y. Structural evolution of zerron 100 stainless steel between 550 and 1100 °C // Ibid. — Vol. 1. — P. 127–134.
13. Лившиц Л. С. Металловедение для сварщиков. — М.: Машиностроение, 1979. — 253 с.
14. Готальский Ю. Н. Сварка перлитных сталей аустенитными материалами. — Киев: Наук. думка, 1992. — 224 с.

Поступила в редакцию 06.09.2005

КОМПЬЮТЕРНАЯ СИСТЕМА ОЦЕНКИ ПРОЧНОСТИ И РЕСУРСА ТРУБОПРОВОДОВ С ЭРОЗИОННО-КОРРОЗИОННЫМ ИЗНОСОМ

Компьютерная система расчета позволяет определить прочность и остаточный ресурс эксплуатации трубопроводных систем на основании сведений об объекте, материале, а также дает информацию о результатах обследования технического состояния объекта.

Применение системы дает возможность повысить надежность эксплуатируемых объектов, сократить затраты на оборудование, удлинить межремонтный срок эксплуатации.

Контакты: 03680, Украина,
Киев-150, ул. Боженко, 11
Институт электросварки им. Е. О. Патона
НАН Украины, отд. № 34
Тел./факс: (38044) 287 65 57;
e-mail: d34@paton.kiev.ua

