



УДК 620.22:669.17(075.8)

*Е.И. Пряхин, Д.М. Шарпова*

## **К ВОПРОСУ О ДЕГРАДАЦИИ СВОЙСТВ НИЗКОЛЕГИРОВАННЫХ КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЕЙ ПРИ КРАТКОВРЕМЕННЫХ НАГРЕВАХ**

*E.I. Pryahin, D.M. Sharapova*

### **ABOUT DETERIORATION OF PROPERTIES OF LOW-ALLOYED STRUCTURAL STEELS AT SHORT-TERM HEATING PROCEDURES**

Установлена взаимосвязь между наблюдаемыми низкими значениями работы удара и особенностями формирования структуры в зоне термического влияния (ЗТВ) при сварке под флюсом труб из низколегированных сталей X80, X90, K70 (появление хрупких выделений с повышенным содержанием основных легирующих элементов на границах крупных зерен). Показано, что при термических циклах с максимальными температурами нагрева  $900\text{ }^{\circ}\text{C} \leq T_{\text{max}} \leq 1350\text{ }^{\circ}\text{C}$  и скоростью охлаждения  $\omega_{8/5} = \text{const}$  (в интервале  $800\text{--}500\text{ }^{\circ}\text{C}$ ) увеличивается устойчивость аустенита по мере снижения  $T_{\text{max}}$  и происходит понижение медианы температурного интервала начала и конца превращения аустенита с увеличением скорости охлаждения.

НИЗКОЛЕГИРОВАННЫЕ СТАЛИ; ТЕРМИЧЕСКИЙ ЦИКЛ; МОДЕЛИРОВАНИЕ; СТРУКТУРА; СВОЙСТВА; ТРУБЫ; СВАРКА; ЗТВ.

The interrelation was established between the observed low values of impact energy and features of structure formation in HAZ in submerged arc welding of pipes of low-alloy steels X80, X90, K70 (occurrence of brittle precipitates with high content of the main alloying elements on the boundaries of large grains). It is shown that for thermal cycles with maximum heating temperatures  $900\text{ }^{\circ}\text{C} \leq T_{\text{max}} \leq 1350\text{ }^{\circ}\text{C}$  and cooling rate  $\omega_{8/5} = \text{const}$  (in the range of  $800\text{--}500\text{ }^{\circ}\text{C}$ ) stability of austenite increases with decreasing  $T_{\text{max}}$  and the median of the temperature interval between the beginning and the end of the austenite transformation decreases with increasing cooling rate.

LOW-ALLOY STEELS; THERMAL CYCLE; MODELING; STRUCTURE; PROPERTIES; PIPES; WELDING; HAZ.

Потребность нефтегазовой промышленности в огромном количестве труб интенсифицировала разработки высокопрочных низколегированных сталей, технологий, оборудования и сварочных материалов для изготовления труб. В частности, специализированные трубосварочные станы для автоматической двухпроходной многодуговой (до 5 электродов в одну ванну) сварки под флюсом продольных швов труб позволяют при использовании современных сварочных материалов реализовать технологические процессы сварки на высоких скоростях и больших погонных энергиях [1–5].

Известно, что в пределах зоны термического влияния формируется ряд структур, перманентно

изменяющихся в направлении температурного градиента от шва до структуры основного металла [6–8]. Причем, если сварщики умеют управлять и контролировать структуру и свойства металла шва, в том числе путем разработки и применения специальных сварочных материалов и технологических приемов, то применительно к металлу ЗТВ (зоны термического влияния) их возможности ограничиваются контролем над температурной обстановкой (термический цикл). Учитывая, что чувствительность основного металла к кратковременным нагревам определяет свариваемость материала, вопрос деградации свойств основного материала в ЗТВ по мере развития технологий сварки под флюсом в направлении



Рис. 1. Сварное соединение трубы при двух проходной многодуговой сварке

повышения погонных энергий сохраняет свою актуальность. Настоящая работа является продолжением исследований и обобщением результатов ранее представленных в [9–11].

Анализ структур ЗТВ реальных сварных соединений труб различных производителей позволил выявить некоторые особенности, а именно: в ЗТВ при сварке 2-го наружного прохода после 1-го внутреннего (рис. 1) наблюдаются выделения в виде сплошных окантовок зерен, которые по мере приближения к зоне сплавления постепенно исчезают (рис. 2).

Следует отметить, что при однократной сварке такие выделения в структуре ЗТВ отсутствуют. Испытания образцов, вырезанных из сварных соединений труб по ЗТВ, на ударный изгиб при температурах от  $-30$  до  $-60$  °С показали, что отдельные результаты не соответствуют действующим требованиям. В единичных случаях наблюдается снижение работы удара ниже допустимого уровня (см. табл. 1 и требования к работе удара в табл. 2).

Была определена *цель исследования* — поиск взаимосвязи между наблюдаемыми низкими значениями работы удара и особенностями формирования структуры в ЗТВ при сварке труб на основе проведения системных исследований и моделирования тепловых процессов в ЗТВ.

### Методика исследования

В работе применялись металлографические методы исследования, измерение твердости, анализ химического состава, микрорентгеноструктурный анализ (МРСА) и имитационное моделирование. Имитация цикла двухпроходной сварки проводилась на dilatометре Vöhr Thermoanalyse DIL805 с использованием цилиндрических образцов длиной 10 мм, диаметром 4 мм [11–13]. Исследовались образцы после имитации термических циклов, характерных для участка, где ЗТВ от первого прохода перекрывается ЗТВ от второго прохода (см. рис. 1). Моделируемый цикл при однократном нагреве состоял из нагрева индукционным нагревателем со скоростью  $250$  °С/с до  $T_{\max 1}=1350$  °С, кратковременной выдержки при этой температуре, охлаждения со скоростью  $\omega_1$  ( $20$  и  $50$  °С/с) до  $250$  °С, повторного нагрева до  $T_{\max 2}$  ( $700, 750, 800, 850, 900, 950$  °С), кратковременной выдержки и охлаждения со скоростью  $\omega_2$  ( $1$  и  $5$  °С/с), что соответствует тепловой обстановке в ЗТВ от области крупного зерна до области отпуска (рис. 3).

Температуры начала ( $T_s$ ) и конца ( $T_f$ ) превращения аустенита при охлаждении определялись путем обработки полученных dilatометрических кривых [12]. Замеры твердости производились на микротвердометре AFFRI DM

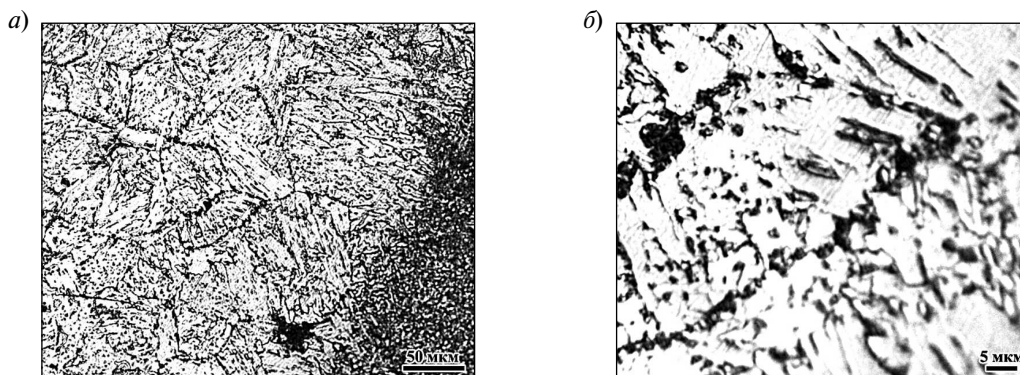


Рис. 2. Микроструктура стали марки К70 в ЗТВ рядом со швом трубы:  
а — структура в области зоны сплавления; б — область крупного зерна

Таблица 1

Результаты испытаний на ударный изгиб сварных соединений труб категории прочности К70, толщиной 27

Температура испытания, °С	Работа удара, KV / KV <sub>ср</sub> , Дж		
	Металл шва	Зона сплавления	Зона сплавления +2мм
-30	<u>171,4; 166,6; 182,2</u> 173,4	<u>70,0; 61,9; 66,9</u> 66,3	<u>205,9; 210,6; 190,4</u> 202,3
-40	<u>160,5; 167,3; 167,1</u> 165,0	<u>44,6; 39,4; 37,5</u> 40,5	–
-60	<u>133,6; 143,8; 148,6</u> 142,0	<u>34,9; 43,5; 36,6</u> 38,3	<u>36,7; 48,0; 51,7</u> 45,5

Таблица 2

Требования к трубам X80, X90, К70 для магистральных трубопроводов

Название параметра, ед. измерения	Значение параметра					
	X80		X90		К70	
	Основной металл	Шов и ЗТВ*	Основной металл	Шов и ЗТВ	Основной металл	Шов и ЗТВ
Предел текучести, МПа	≥ 555	≥ 555	≥625	≥625	≥590	≥590
Предел прочности, МПа	≥ 640	≥ 640	≥695	≥695	≥690	≥690
Относительное удлинение, %	≥ 18		≥17		≥16	
Работа удара KV или ударная вязкость KVC при -40 °С	≥ 250 Дж/см <sup>2</sup>	≥ 70 Дж/см <sup>2</sup>	≥140 Дж	≥40 Дж	≥80 Дж	≥40 Дж

8А с нагрузкой 100 г по телу зерен, по границам зерен и вблизи них как на образцах-имитаторах, так и на реальных сварных соединениях.

Все исследования проводились на сталях для магистральных трубопроводов класса прочности X80, X90, К70 (см. табл. 2).

### Результаты исследований и их обсуждение

Полученные данные по температурам начала ( $T_s$ ) и конца ( $T_f$ ) превращения аустенита при охлаждении позволили построить их зависимости от максимальной температуры ( $T_{max}$ ) и скорости охлаждения ( $\omega_{8/5}$ ) при температурах наименьшей устойчивости аустенита в интервале 800–500 °С (рис. 4).

Анализ этих закономерностей, показывает, что для термических циклов, укладываемых в пределы  $900\text{ °С} \leq T_{max} \leq 1350\text{ °С}$ , независимо от способа сварки при условии  $\omega_{8/5} = \text{const}$  устойчивость аустенита увеличивается по мере снижения  $T_{max}$  (рис. 4, а). Это следует соотносить с известными из практики данными: на участке крупного зерна скорость охлаждения растет при

увеличении толщины деталей, снижении погонной энергии и росте концентрации вводимой энергии. Установлено также, что в исследованном диапазоне параметров при условии  $T_{max} = \text{const}$  с увеличением скорости охлаждения независимо от  $T_{max}$  происходит понижение медианы температурного интервала начала и конца превращения аустенита (рис. 4, б).

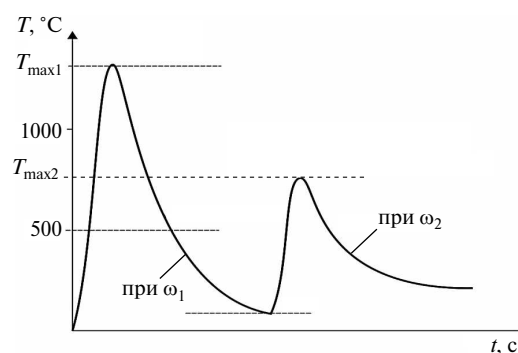


Рис. 3. Схема термического цикла двухпроходной сварки в ЗТВ при его моделировании на образцах-имитаторах

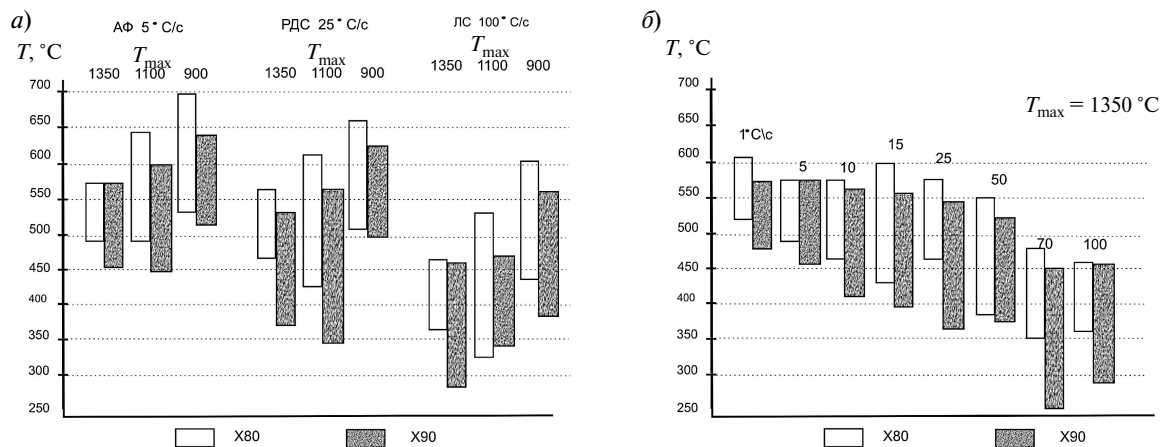


Рис. 4. Температуры начала и конца превращения аустенита при охлаждении в зависимости от максимальной температуры  $T_{\max}$  и скорости охлаждения  $\omega_{8/5}$ ; а — скорости охлаждения соответствуют процессу сварки под флюсом (АФ), ручной, дуговой сварке (РДС) и лазерной сварке (ЛС); б — нагрев до температуры  $T_{\max} = 1350\text{ }^{\circ}\text{C}$  при скорости охлаждения от 1 до  $100\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{c}$

Моделирование процессов на участке крупного зерна ЗТВ показало, что в образцах стали X80 (K65) после нагрева до  $T_{\max} = 1350\text{ }^{\circ}\text{C}$  при низких скоростях охлаждения, характерных для сварки под флюсом, происходит образование бейнита. С увеличением скорости охлаждения (более  $15\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{c}$  для стали X80 и более  $10\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{c}$  для стали X90) в структуре появляется речный мартенсит. При нагреве до  $T_{\max} = 1100\text{ }^{\circ}\text{C}$  во всем исследуемом диапазоне скоростей охлаждения формируются бейнитные структуры. При понижении температуры образцов до  $T_{\max} = 900\text{ }^{\circ}\text{C}$  в широком диапазоне скоростей в структуре исследуемых сталей образуется феррит с участками гранулярного бейнита. С понижением класса прочности сталей происходит расширение интервала скоростей образования феррита. В диапазоне максимальных температур нагрева  $900\text{--}1350\text{ }^{\circ}\text{C}$  с увеличением прочности стали растет дисперсность структуры металла образцов. При нагреве ниже  $850\text{ }^{\circ}\text{C}$  характерна структура бейнита с аустенито-мартенситными участками, образование которых происходит в результате частичного превращения в аустенит при нагреве и последующего охлаждения.

После нагрева до температуры  $900\text{ }^{\circ}\text{C}$  и охлаждения со скоростью  $\omega_{8/5} = 10\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{c}$  (характерной для сварки продольных швов труб) и со скоростью  $\omega_{8/5} = 50\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{c}$  (сварка кольцевых швов труб) в исследуемых сталях происходит снижение твердости не более чем на 5–10 % от

твердости основного металла в результате формирования структуры с преобладанием полигонального феррита. Повышение твердости после нагрева до  $750\text{--}800\text{ }^{\circ}\text{C}$  и охлаждения со скоростями 10 и  $50\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{c}$  связано с процессами частичного превращения структуры в аустенит.

Установлено, что при термическом цикле сварки исследуемых сталей, характерном для ручной сварки с низкой погонной энергией, значительное повышение твердости (более  $300\text{ HV}$ ) возможно при нагреве до  $1350\text{ }^{\circ}\text{C}$  вследствие образования мартенситной структуры (до 25 %). При высокой погонной энергии (сварка под флюсом) основной проблемой может быть снижение твердости как на участке крупного зерна ЗТВ, где образуется бейнитная структура с твердостью менее  $280\text{ HV}$ , так и на участках, нагреваемых до температур  $850\text{--}900\text{ }^{\circ}\text{C}$ .

Имитационные исследования показали, что при сварке продольных швов труб для уменьшения протяженности области с пониженной твердостью на участке полной перекристаллизации ЗТВ (с обеспечением твердости не выше нормы на участке крупного зерна) для стали X90 интервал скоростей охлаждения  $\omega_{8/5}$  должен составлять  $10\text{--}15\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{c}$ , для стали X80 —  $10\text{--}25\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{c}$ .

Исследование реальных сварных соединений труб из стали X80 показало, что на участке крупного зерна ЗТВ происходит формирование бейнитной структуры, а на участке полной перекристаллизации — структуры мелкозернистого

феррита, что согласуется с результатами, полученными на образцах этой стали при имитации термических воздействий при сварке.

Микроструктурный анализ образцов показал отсутствие каких-либо особых выделений на границах зерен после проведения однократного нагрева (рис. 5).

При моделировании двухпроходной многодуговой сварки продольных швов труб из стали К70 установлено, что повторный нагрев влияет на ЗТВ предыдущего валика только в корне шва, и это выражается в основном в измельчении структуры в области крупного зерна, сформированной при сварке первого прохода. Имитация показала, что наиболее существенные изменения претерпевает зона крупного зерна, сформированная в корне шва при первом проходе, под воздействием термического цикла от второго прохода в интервале 950–850 °С и скоростях охлаждения  $\omega_2 \geq 10$  °С/с. Причем при  $T_{\max 2} = 950$  °С степень измельчения структуры очень высока не только при больших, но и при относительно низких скоростях охлаждения (до 5 °С/с). После повторного нагрева образца в структуре металла, соответствующего области вблизи зоны сплавления, происходят специфические изменения.

Установлено, что относительно низкие температуры повторного нагрева (до 700 °С) приводят к появлению выделений в виде сплошных окантовок зерен (рис. 6, а). При повышении температуры (до 750 °С), выделения на границах превращаются в сплошную окантовку (рис. 6, б, в, г). При увеличении температуры повторного нагрева размер выделений уменьшается (рис. 6, е, д), которые с ростом температуры превращаются в цепочки, уменьшаются в размерах при 800 °С

и полностью исчезают при 950 °С (рис. 6, ж). Было отмечено, что количество выделений по границам зерен зависит от скорости охлаждения как при первом, так и втором термическом цикле.

Моделирование процессов при различных режимах первого цикла (1350 °С — 50 °С/с; 1350 °С — 20 °С/с) позволило установить, что с понижением скорости охлаждения происходит укрупнение выделений по границам зерен (рис. 6, в, з). Так как снижение скорости охлаждения соответствует росту погонной энергии при сварке, *установленная при моделировании связь скорости охлаждения с объемом выделений по границам зерен может рассматриваться как одна из причин появления в ЗТВ низких результатов с ростом погонной энергии при испытаниях на ударный изгиб (выпады по работе удара).*

Наблюдаемые выделения в интервале 700–800 °С более четко выражены при большей скорости охлаждения во втором цикле (5 °С/с), что опровергает возможность объяснения причин данных образований как выделения карбидов (рис. 6, б, з). Их появление на границах можно объяснить так: воздействие высоких температур при незначительном времени пребывания металла выше точки  $A_{c3}$  не позволяют выровнять химический состав по объему аустенитных зерен, а поскольку скорость диффузии на границах зерен примерно на 3 порядка выше, чем по телу зерна, то в результате границы обогащаются углеродом и легирующими элементами.

При нагреве в межкритический интервал 800–900 °С образование аустенита начинается не только на границах, но и внутри зерен. Степень обогащения углеродом и легирующими элементами образовавшегося по границам аустенита (по сравнению с вариантом нагрева до



Рис. 5. Структура стали марки К70:

а — исходная; б — после однократного быстрого нагрева до 750 °С и охлаждения со скоростью 5 °С/с;  
в — после однократного быстрого нагрева до 1350 °С и охлаждения со скоростью 50 °С/с

750 °С) уменьшается, соответственно снижается его устойчивость при охлаждении. Если для скорости охлаждения 5 °С/с после нагрева до 800 °С на границах отдельных зерен еще можно наблюдать мартенсито-бейнитную оторочку (рис. 6, е), то при скорости охлаждения 1 °С/с превращение начинается с выделения бейнитного феррита (рис. 6, д). После нагрева до температуры 900 °С (выше точки  $A_{c3}$ ) происходит полная перекристаллизация структуры — границы крупных исходных зерен исчезают, однако химическая неоднородность структуры еще сохраняется, и на месте бывших границ можно наблюдать отдельные участки мартенситно-бейнитной структуры (рис. 6, д).

Для более детального исследования структуры образующихся окантовок зерен был про-

веден многократный нагрев образца по режиму, при котором наблюдается интенсивное образование новой структурной составляющей — нагрев до 750 °С и охлаждение со скоростью 5 °С/с (рис. 7).

Образовавшаяся структурная составляющая состоит из чрезвычайно мелких кристаллов игольчатой формы. Прилегающие к ней внутренние области зерна из-за обеднения легирующими элементами потеряли отпускостойчивость, что привело к исчезновению следов ориентированного превращения. Результаты МРСА подтвердили перераспределение легирующих элементов, в частности увеличение их концентрации в выделениях на 15–20 % и соответствующее обеднение прилегающих к выделениям областей зерен такими легирующими

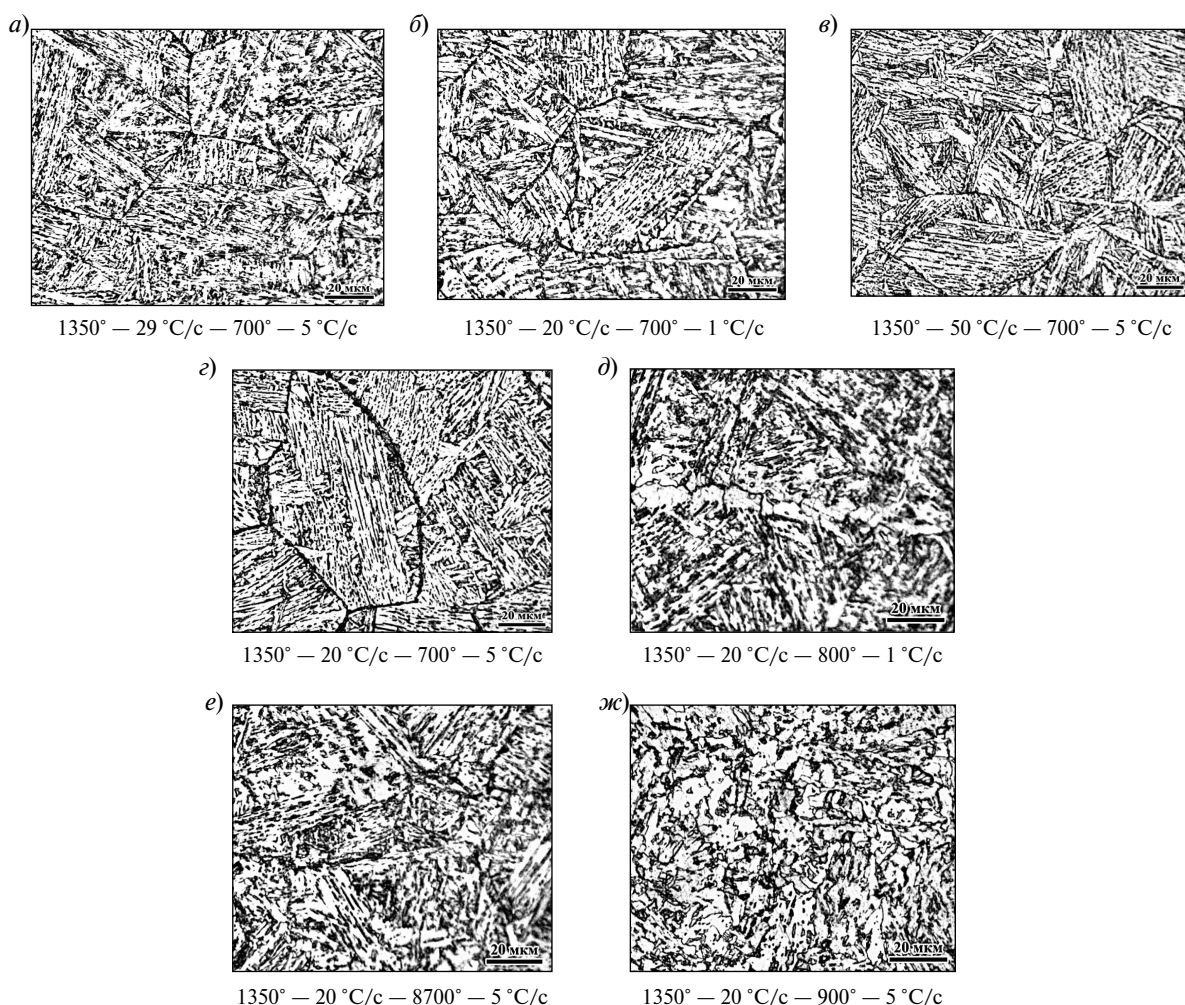


Рис. 6. Структура металла образцов, имитирующая нагрев применительно к ЗТВ рядом со швом (нагрев до 1350 °С), после повторного нагрева до различных температур

элементами как Mn, Ni, Mo и V при среднем содержании в исследуемой стали 1,75 %Mn, 0,30 %Ni, 0,23 %Mo, 0,023 %V. Аналогичные результаты при исследованиях ЗТВ стали марки 10ГН2МФА после сварки с погонной энергией 3–5 кДж/мм были получены А.С. Зубченко и соавторами, которые с помощью МРСА выявили еще более высокое содержание легирующих элементов на границах крупных зерен по сравнению с основой (25 % и более) [14].

Измерения микротвердости образцов после имитационного повторного нагрева до 750 °С показали повышенные ее значения у наблюдаемых выделений по границам (400–430 ед.) по сравнению с металлом вблизи границ (360–370 ед.) и телом зерна (340–350 ед.). На реальных сварных соединениях получены аналогичные результаты (табл. 3).

Таблица 3

## Данные измерений микротвердости, ед.

Место измерения	По границам зерен	Рядом с границей	В теле зерна
Образец-имитатор	396–430	356–368	341–350
ЗТВ трубы	387–420	360–366	324–347

Измерения микротвердости металла при иных режимах моделирования показали максимальный уровень 370 ед., что подтверждает предположение о повышенной хрупкости у выделившихся включений. При верификации этих данных на реальных сварных соединениях получены аналогичные результаты.

Анализ полученных закономерностей при моделировании тепловых воздействий на стали X80, X90, K70 в ЗТВ при двухпроходной сварке труб показывает, что для термических циклов, укладываемых в пределы  $900\text{ °C} \leq T_{\max} \leq 1350\text{ °C}$ , независимо от способа сварки при условии  $\omega_{8/5} = \text{const}$  устойчивость аустенита увеличивается по мере снижения  $T_{\max}$ . Установлено, что в исследованных диапазонах параметров при условии  $T_{\max} = \text{const}$  увеличение скорости охлаждения независимо от  $T_{\max}$  ведет к понижению медианы температурного интервала начала и конца превращения аустенита.

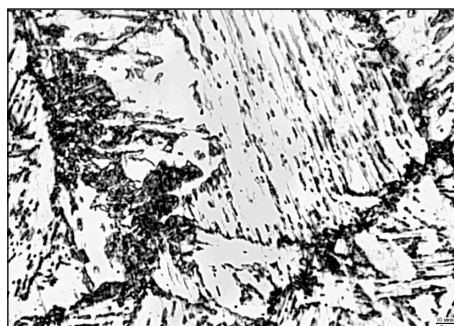


Рис. 7. Микроструктура образца-имитатора после нагрева по режиму: (1350 °С, 50 °С/с)–(750 °С, 5 °С/с) x 5

Выявлена взаимосвязь между режимами имитационного нагрева и наблюдаемыми специфическими структурами при первичном нагреве по режиму  $T_{\max 1} \times \omega_1 = 1350\text{ °C} \times 50\text{ °C/c}$  и повторном нагреве до температур  $T_{\max 2} = 700\text{--}800\text{ °C}$  и скоростях охлаждения  $\omega_2 = 1\text{--}5\text{ °C/c}$ . Специфические структуры в области частичной перекристаллизации ЗТВ образуются при 700 °С и полностью исчезают при 900 °С. Появление их связано исключительно с повторным нагревом (имитирующим второй проход) в области температур точки  $A_{s1}$ . Понижение скорости охлаждения на первом термическом цикле (что соответствует росту погонной энергии) способствует укрупнению выделений по границам зерен. Каждый последующий нагрев в указанном интервале температур также способствует их увеличению в размерах.

Установлено, что появляющаяся при термических воздействиях темнотравящаяся окантовка границ крупных зерен является участками мартенсито-бейнитной структуры, обогащенными углеродом и легирующими элементами. Они имеют низкую сопротивляемость хрупким разрушениям. Это позволяет предположить взаимосвязь между такими образованиями и снижением работы удара в ЗТВ продольных швов труб большого диаметра.

Данные, полученные при имитации режимов сварки, могут быть использованы для прогнозирования свойств и структуры, формирующейся в ЗТВ, и применены при разработке технологических мероприятий по борьбе с деградацией структуры и свойств в ЗТВ при сварке низколегированных сталей в заводских условиях.

## СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. **Русакова В.В., Лобанова Т.Л.** Перспективы применения высокопрочных труб категории прочности К65 (Х80) для проектов дальнего транспорта газа // Наука и техника в газовой промышленности. 2009. №1. С.4–7.
2. **Алексеева Т.Н., Круглова А.А., Орлов В.В., Хлусова Е.И., Немтинов А.А.** Исследование особенностей формирования структуры высокопрочных низколегированных сталей для труб большого диаметра при термомеханической обработке // Вопросы материаловедения. 2007. № 1(49). С. 32–42.
3. **Рыбин В.В., Малышевский В.А., Хлусова Е.И., Орлов В.В. [и др.]** Высокопрочные стали для магистральных трубопроводов // Вопросы материаловедения. 2009. № 3(59). С. 127–137.
4. **Рыбин В.В., Малышевский В.А., Хлусова Е.И.** Структура и свойства хладостойких сталей для конструкций северного исполнения // Вопросы материаловедения. 2006. № 1(45). С. 24–42.
5. **Гежа В.В., Шекин С.И.** Новые материалы для автоматической сварки сталей категорий Х90-Х100 для магистральных трубопроводов // Доклады Санкт-Петербургской междунар. научно-техн. конф., 16–18 октября 2012 г. «Петраньевские чтения. Сварочные материалы— 2012». СПб. Изд-во Политехн. ун-та, 2012. С. 135–140.
6. **Петров Г.Л., Тумарев А.С.** Теория сварочных процессов. М.: Высшая школа. 1977. 392с.
7. **Ардентов В.В., Малышевский В.А., Семичева Т.Г. [и др.]** Структура и свойства зоны термического влияния высокопрочной конструкционной стали // Физика и химия обработки материалов. 1985. №5. С. 119–125.
8. **Горынин И.В., Малышевский В.А., Легостаев Ю.Л., Грищенко Л.В.** Высокопрочные свариваемые стали // Вопросы материаловедения, 1999. №3(20). С. 21–29.
9. **Иванов А.Ю., Иванов С.Ю., Круглова А.А., Орлов В.В., Сулягин Р.В., Шарапова Д.М.** Прогнозирование структуры зоны термического влияния трубной стали класса прочности Х80 // Сб. докл. XV междунар. научн.-техн. конф. «Проблемы ресурса и безопасной эксплуатации материалов и конструкций». Санкт-Петербург 27–29 октября 2009. СПб.: Изд-во СПбГУНиПТ, 2009. С. 243–248.
10. **Шарапова Д.М., Виноградов О.П., Круглова А.А., Орлов В.В.** Моделирование тепловых воздействий в зоне термического влияния высокопрочной трубной стали класса прочности К70 // Тезисы докладов IX конф. молодых учен. и спец. 23–5 июня 2010г., Санкт-Петербург. СПб.: Изд-во ЦНИИ КМ «Прометей», 2010. С. 71.
11. **Иванов А.Ю., Сулягин Р.В., Орлов В.В., Круглова А.А., Шарапова Д.М., Иванов С.Ю.** Исследование структуры зоны термического влияния сварного соединения из стали класса прочности Х80 после имитационного моделирования термических воздействий // Вопросы материаловедения. 2010. № 1 (61). С. 31–39.
12. **Орыщенко А.С., Хлусова Е.И., Шарапов М.Г.** Металловедение конструкционных свариваемых сталей. СПб.: Изд-во Политехн. ун-та, 2012. 66 с.
13. **Шарапова Д.М.** О необходимости применения современного инструментария при исследовании структур в зоне термического влияния судостроительных сталей // Доклады Санкт-Петербургской международной научно-технической конференции «Петраньевские чтения. Сварочные материалы-2012». 16–18 октября 2012 г. СПб.: Изд-во Политехн. ун-та, 2012. С. 202–209.
14. **Зубченко А.С., Федоров А.В., Нечаев Ю.В.** Исследование причин растрескивания сварных соединений толстостенных сосудов давления при последующей термической обработке // Сварка и диагностика. 2009. № 2. С. 21–25.

## REFERENCES

1. **Rusakova V.V., Lobanova T.L.** Perspektivy primeneniya vysokoprochnykh trub kategorii prochnosti K65 (Kh80) dlya proyektov dalnego transporta gaza. *Nauka i tekhnika v gazovoy promyshlennosti*. 2009. №1. S. 4–7. (rus.)
2. **Alekseyeva T.N., Kruglova A.A., Orlov V.V., Khlusova Ye.I., Nemhnov A.A.** Issledovaniye osobennostey formirovaniya struktury vysokoprochnykh nizkolegirovannykh staley dlya trub bolshogo diametra pri termomekhanicheskoy obrabotke. *Voprosy materialovedeniya*. 2007. № 1 (49). S. 32–42. (rus.)
3. **Rybin V.V., Malyshevskiy V.A., Khlusova Ye.I., Orlov V.V. [i dr.]** Vysokoprochnyye stali dlya magistralnykh truboprovodov. *Voprosy materialovedeniya*. 2009. № 3(59). S. 127–137. (rus.)
4. **Rybin V.V., Malyshevskiy V.A., Khlusova Ye.I.** Struktura i svoystva khladostoykikh staley dlya konstruksiy severnogo ispolneniya. *Voprosy materialovedeniya*. 2006. № 1(45). S. 24–42. (rus.)
5. **Gezha V.V., Shekin S.I.** Novyye materialy dlya avtomaticheskoy svarki staley kategoriy Kh90-Kh100 dlya magistralnykh truboprovodov. *Doklady Sankt-Peterburgskoy mezhdunarodnoy nauchno-tekhnicheskoy konferentsii «Petraneyevskiy chteniya. Svarochnyye materialy—2012»*. 16–18 oktyabrya 2012 g. SPb.: Izd-vo Politekhn. un-ta, 2012. S. 135–140. (rus.)



6. **Petrov G.L., Tumarev A.S.** Teoriya svarochnykh protsessov. M.: Vysshaya shkola, 1977. 392 s. (rus.)
7. **Ardentov V.V., Malyshevskiy V.A., Semicheva T.G. [i dr.]**. Struktura i svoystva zony termicheskogo vliyaniya vysokoprochnoy konstruktsionnoy stali. *Fizika i khimiya obrabotki materialov*. 1985. №5. S. 119–125. (rus.)
8. **Gorynin I.V., Malyshevskiy V.A., Legostayev Yu.L., Grishchenko L.V.** Vysokoprochnyye svarivayemye stali. *Voprosy materialovedeniya*. 1999. №3(20). S. 21–29. (rus.)
9. **Ivanov A.Yu., Ivanov S.Yu., Kruglova A.A., Orlov V.V., Sulyagin R.V., Sharapova D.M.** Prognozirovaniye struktury zony termicheskogo vliyaniya trubnoy stali klassa prochnosti Kh80. *Sb. dokladov XV mezhdunar. nauchn.-tekhn. konf. «Problemy resursa i bezopasnoy ekspluatatsii materialov i konstruktsiy»*. Sankt-Peterburg 27–29 oktyabrya 2009g. SPb.: Izd-vo SPbGUNIPT, 2009. S. 243–248. (rus.)
10. **Sharapova D.M., Vinogradov O.P., Kruglova A.A., Orlov V.V.** Modelirovaniye teplovykh vozdeystviy v zone termicheskogo vliyaniya vysokoprochnoy trubnoy stali klassa prochnosti K70. *Tezisy dokladov IX konf. molodykh uchen. i spets. 23–5 iyunya 2010g.*, Sankt-Peterburg. SPb.: Izd. TsNII KM «Prometey», 2010. S. 71. (rus.)
11. **Ivanov A.Yu., Sulyagin R.V., Orlov V.V., Kruglova A.A., Sharapova D.M., Ivanov S.Yu.** Issledovaniye struktury zony termicheskogo vliyaniya svarnogo soyedineniya iz stali klassa prochnosti Kh80 posle imitatsionnogo modelirovaniya termicheskikh vozdeystviy. *Voprosy materialovedeniya*. 2010. № 1 (61). S. 31–39. (rus.)
12. **Oryshchenko A.S., Khlusova Ye.I., Sharapov M.G.** Metallovedeniye konstruktsionnykh svarivayemykh staley. SPb.: Izd-vo Politekhn. un-ta, 2012. 66 s. (rus.)
13. **Sharapova D.M.** O neobkhodimosti primeneniya sovremennogo instrumentariya pri issledovanii struktur v zone termicheskogo vliyaniya sudostroitelnykh staley. *Doklady Sankt-Peterburgskoy mezhdunarodnoy nauchno-tekhnicheskoy konferentsii, «Petranyevskiy chteniya. Svarochnyye materialy-2012»*. 16–18 oktyabrya 2012 g. SPb.: Izd-vo Politekhn. un-ta, 2012. S. 202–209. (rus.)
14. **Zubchenko A.S., Fedorov A.V., Nechayev Yu.V.** Issledovaniye prichin rastreskivaniya svarnykh soyedineniy tolstostennykh sudov davleniya pri posleduyushchey termicheskoy obrabotke. *Svarka i diagnostika*. 2009. № 2. S. 21–25. (rus.)

#### СВЕДЕНИЯ ОБ АВТОРАХ

**ПРЯХИН Евгений Иванович** — профессор доктор технических наук заведующий кафедрой материаловедения и технологии художественной обработки материалов, декан механического факультета Национального минерально-сырьевого университета «Горный»; 199106, Санкт-Петербург, Васильевский остров, 21 линия д.2; e-mail: mthi@spmi.ru.

**ШАРАПОВА Динаида Михайловна** — аспирант кафедры материаловедения и технологии художественной обработки материалов механического факультета Национального минерально-сырьевого университета «Горный»; 199106, Санкт-Петербург, Васильевский остров, 21 линия д.2; e-mail: mthi@spmi.ru.

#### AUTHORS

**PRYAHIN Eugene I.** — Professor, Ph.D., head of the «Materials Science and Technology artistic processing of materials,» the dean of the Faculty of Mechanical, National Mineral Resources University «Gornii», Russia, 199106, St. Petersburg, Vasilievsky Island, 21 line, 2; E-mail: mthi@spmi.ru.

**SHARAPOVA Dinaida M.** — St graduate student «Materials Science and Technology artistic processing of materials» National Mineral Resources University «Gornii», Russia, 199106, St. Petersburg, Vasilievsky Island, 21 line, 2; E-mail: mthi@spmi.ru.