

**СТРУКТУРА,
ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И ДИФФУЗИЯ**

УДК 669.15-194.55:621.791.011

**ЭВОЛЮЦИЯ МИКРОСТРУКТУРЫ ПРИ МОДЕЛИРОВАНИИ
СВАРКИ ФЕРРИТНОЙ/МАРТЕНСИТНОЙ СТАЛИ,
МОДИФИЦИРОВАННОЙ БОРОМ**

© 2019 г. Модассир Ахтар^{a, *}, Ахил Хаджурия^b, В. С. Кумар^c, Р. К. Гупта^c, Шаджу К. Альберт^d

^aФакультет металлостроения и материаловедения., Национальный технологический институт,
Варангал, 506004 Индия

^bФакультет машиностроения, Национальный технологический институт, Джаландхар, 144011 Индия

^cОтдел планирования и технических разработок, CSIR – Национальная металлургическая лаборатория,
Джамшедпур, 831007 Индия

^dОтдел материаловедения, Центр атомных исследований имени Индиры Ганди, Калпаккам, 603102 Индия

*e-mail: amodassir@student.nitw.ac.in

Поступила в редакцию 19.02.2018 г.

После доработки 19.09.2018 г.

Принята к публикации 12.02.2019 г.

Образование зоны термического влияния (ЗТВ) при сварке считается наиболее слабым звеном в направлении поперек линии сплавления. Определение характеристик этой зоны является важнейшим способом уменьшения эффекта охрупчивания путем выбора соответствующих параметров сварки. В настоящей работе выполнено моделирование ЗТВ для ферритной/ мартенситной стали P91, модифицированной бором, с применением комплекса Gleeble. Было обнаружено, что матрица имеет мартенситную природу для крупнозернистой ЗТВ/мелкозернистой ЗТВ, тогда как для межкритической ЗТВ матрица представляет собой феррит + мартенсит, с содержанием первичных карбидов. Размер и доля карбидов изменяется в зависимости от максимальной температуры. Наличие бора влияет на микроструктурные характеристики различных зон за счет выделений и изменения доли содержащихся фаз. Получено существенное изменение твердости до и после послесварочной термической обработки (ПСТО). В этом отношении моделируемые образцы обнаруживают максимальную твердость в крупнозернистой ЗТВ, причем после ПСТО эта же самая область обладает минимальной твердостью. Выполнено испытание ползучести моделируемых суб-ЗТВ кратковременным вдавливанием, которое выявило эффект охрупчивания для межкритической ЗТВ, тогда как после ПСТО наблюдали охрупчивание крупнозернистой ЗТВ. Исходя из условной классификации дефектов сварного шва, подтверждено, что в стали P91, модифицированной бором, ПСТО приводит к замене дефектов типа IV (межкритическая ЗТВ) на дефекты типа III (крупнозернистая ЗТВ).

Ключевые слова: бор, сталь P91, зона термического влияния, послесварочная термическая обработка, испытание ползучести вдавливанием, дефект типа III/IV

DOI: 10.1134/S0015323019070052

ВВЕДЕНИЕ

Ферритные/мартенситные стали широко используются на предприятиях по выработке электроэнергии. В ходе эксплуатации эти материалы подвергаются воздействию сильных напряжений и высоких температур. На протяжении многих лет предпринимаются постоянные усилия по повышению энергетического КПД электростанций при уменьшении выбросов CO₂. Одним из способов достижения этого является разработка нового типа сплавов, способных выдерживать более жесткие рабочие условия по сравнению с существующими сплавами. Сталь P91, первоначально разработанная для реакторов-размножителей на быстрых нейтронах, была модифицирована V/Nb для повышения сопротивления ползучести [1–3].

Как правило, для изготовления компонент электростанций из модифицированной P91 используется сварка плавлением. Тепло, подводимое при сварке плавлением, приводит к образованию ядра сварной точки и зоны термического влияния (ЗТВ) в направлении поперек линии сплавления. Максимальная температура и скорость охлаждения в ядре сварной точки можно регулировать путем изменения теплового состояния; однако непосредственный контроль характеристик в ЗТВ затруднителен [4, 5]. Что же касается прочности сварного соединения, ЗТВ играет наиболее важную роль, так как большинство переходных сварных соединений подвержены ослаблению или разрушению именно вблизи ЗТВ. По тепловому профилю при сварке ЗТВ разделяется на крупнозернистую, мелкозернистую и межкритическую

Таблица 1. Химический состав стали P91B

C	Cr	Mo	Mn	Si	V	Nb	Al	B	P	Ti	N	S	Fe
0.1	8.3	0.9	0.3	0.3	0.2	0.06	0.03	0.01	0.006	0.0041	0.004	0.003	Основа

ЗТВ [2, 4]. Неоднородности приводят к трехосности, способствующей образованию пустот при высокой рабочей температуре [4]. В ходе эксплуатации такие пустоты соединяются вместе с образованием полостей, подверженных ползучести [5, 6]. Были сделаны попытки дополнительно модифицировать сплав добавлением небольшого количества бора (90–130 частей на миллион). Модифицированный таким образом сплав оказался перспективным в отношении повышения сопротивления ползучести через ЗТВ [7–9]. Было установлено, что бор выделяется на границах бывшего аустенитного зерна (PAGB) и препятствует укрупнению карбидов $M_{23}C_6$. Как следствие, ограничивается скольжение по границам зерен и повышается сопротивление ползучести [8]. Сообщается также [10, 11], что такие явления как растворение вторичных фаз, выделение новых фаз, фазовые превращения, рекристаллизация зерен матричной фазы и изменение свойств дефектов также влияют на изменение ползучести ЗТВ [10, 11]. Однако роль, которую играет бор в модифицированной стали, не полностью понятна [12]. Имитация ЗТВ при сварке с использованием обычного способа термообработки затруднительна, поэтому в настоящем исследовании моделирование выполняли с применением комплекса Gleeble для минимизации количества экспериментов и строгого контроля параметров. Целью настоящего исследования было выяснение: 1 – структурных неоднородностей в пределах ЗТВ, 2 – роли бора в эволюции фаз в ЗТВ и 3 – влияния микроструктурных изменений на механические свойства различных субзон.

ОПИСАНИЕ ЭКСПЕРИМЕНТА

Пластина из стали P91B размером $500 \times 220 \times 12$ мм³ была нормализована при 1050°C/30 мин, с последующим отпуском при 760°C/2 ч. Для моделирования на комплексе Gleeble-3800 из пластины изготавливали прямоугольные образцы размером $78 \times 11 \times 11$ мм³. Химический состав стали P91B приведен в табл. 1.

Критические точки A_{c1} и A_{c3} этого сплава составляют 800 и 890°C соответственно [13]. Интенсивность подачи тепла при моделировании поддерживали на уровне ~1.1 кДж/мм, что соответствовало процессу дуговой сварки под флюсом (SAW). Это значение было определено с помощью системы сбора данных в реальном времени при дуговой сварке под флюсом с образованием стыкового соединения шириной 12 мм. Уравнение 1 отражает экспоненциальный профиль температуры при охлаждении [10]:

$$T = T_p e^{-0.47t/\Delta t} \quad (1)$$

Здесь T_p – максимальная температура (°C), t – время (с) и Δt – интервал времени для охлаждения от 800 до 500°C (с). Наличие различных зон при сварке схематически показано на рис. 1а. Образец после моделирования на комплексе Gleeble изображен на рис. 1б. Температуру измеряли с помощью термопары К-типа (хромель-алюмель), спай которой приварен по центру поверхности образца. На рис. 2 показаны термические циклы, реализуемые при моделировании различных субзон ЗТВ. Профиль исходной температуры показан черной линией. Значение $t_{8/5}$ составляло 15 с

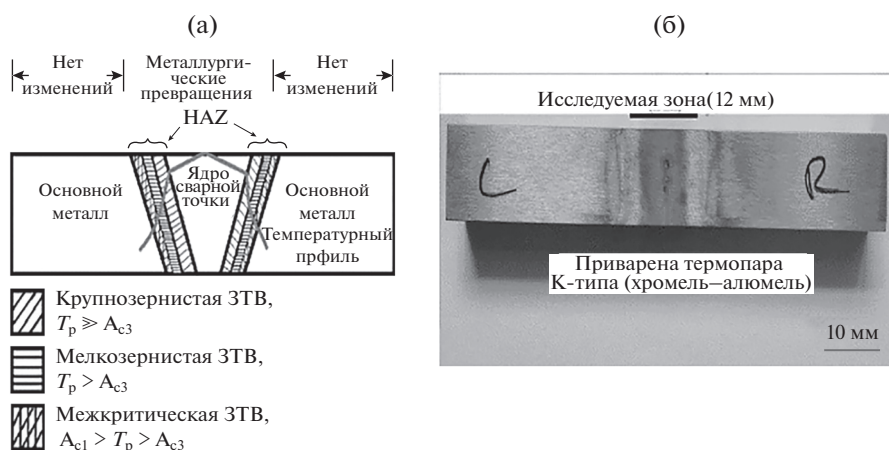


Рис. 1. Образование различных зон в направлении поперек линии сплавления (а) и образец после моделирования (б).

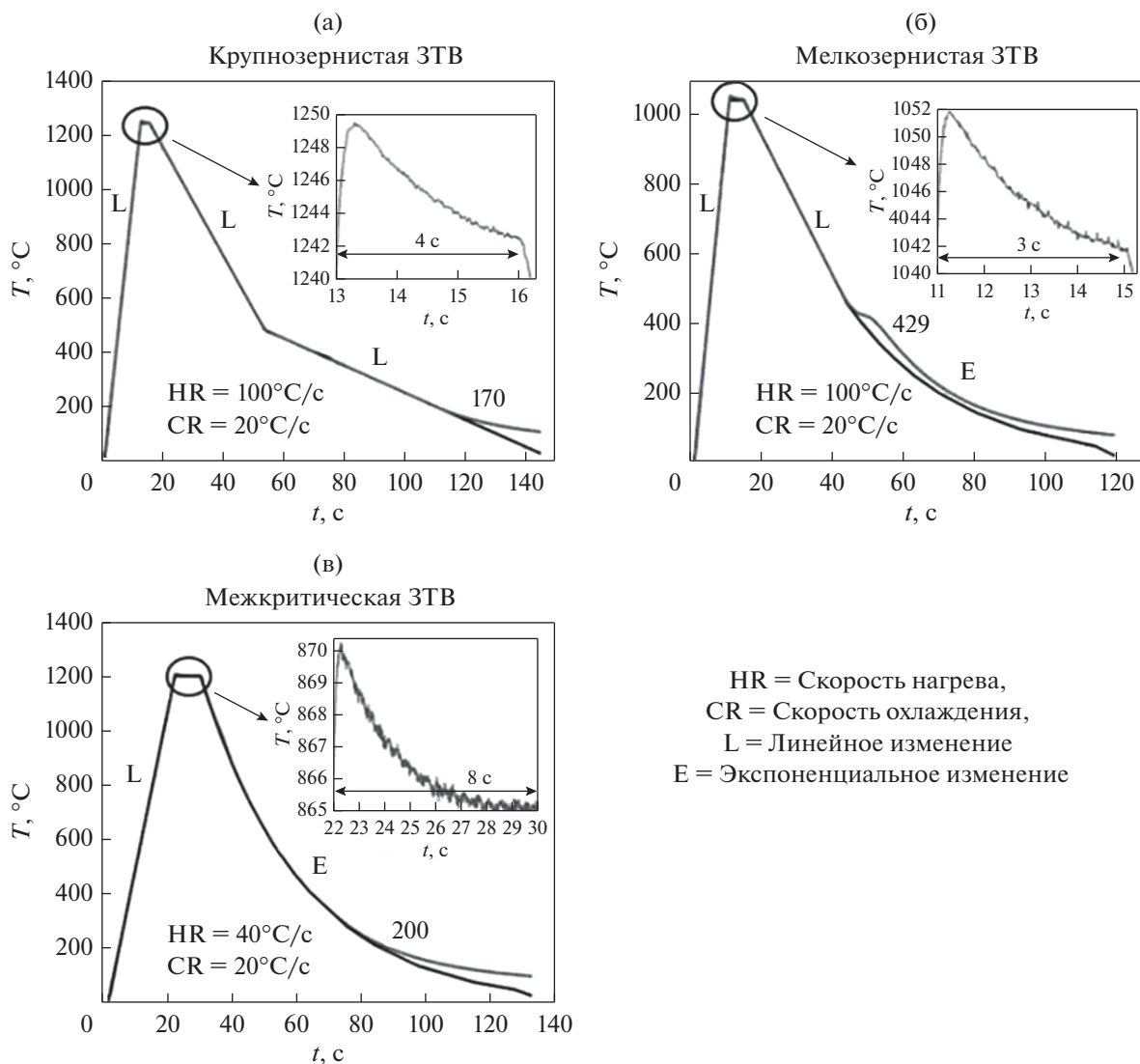


Рис. 2. Изменение температуры различных образцов при моделировании.

на каждые 10 мм при охлаждении для всех образцов. Для другого набора образцов для моделирования выполняли послесварочную термообработку (ПСТО) при температуре ~760°C/3 ч, с последующим охлаждением на воздухе.

Фазовые превращения и содержание бора в феррите/мартенсите после моделирования и ПСТО прогнозировали с использованием программы ThermoCalc на основе баз данных TCFE7 и MOBFE2 термодинамических свойств и подвижности, соответственно. Для определения микроструктурных характеристик образцы готовили с использованием обычных способов подготовки образцов для металлографических исследований. Предварительное травление выполняли в 15%-ном нитале, с последующим травлением в составе Vilella. При этом для просвечивающей электронной микроскопии (ТЕМ) на микроскопе JEOL JEM-2200FS, выполняли электрополировку об-

разцов в растворе 10%-ной перхлорной кислоты + 90%-ной уксусной кислоты при 28 В/85 мА. Рентгеноструктурный анализ (XRD) выполнен на полированной поверхности в медном излучении на длине волны $\lambda = 1.54 \text{ \AA}$ в интервале сканирования 30°–110° с шагом 0.01°/с. Исходя из характеристических пиков была оценена плотность дислокаций ρ [14]. Размер исходного кристаллита (L , Å) и среднеквадратичное значение микродеформации ($\langle \epsilon^2 \rangle^{1/2}$) были определены из уравнения Вильямсона–Холла (уравнение 2) [15]. В дальнейшем эти значения использовали в уравнении 3 [14].

$$\frac{\beta \cos \theta}{K\lambda} = \frac{1}{L} + \frac{2\langle \epsilon^2 \rangle^{1/2} \sin \theta}{K\lambda}, \quad Y = C + mX, \quad (2)$$

$$\rho = 2\sqrt{3} \frac{\langle \epsilon^2 \rangle^{1/2}}{L \times b}. \quad (3)$$

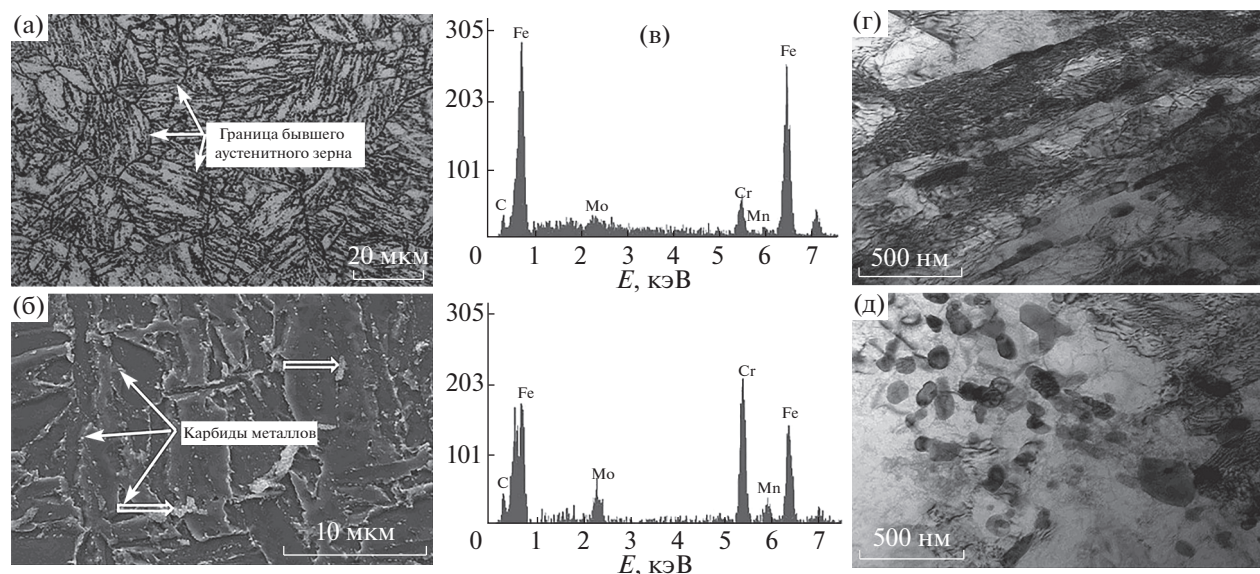


Рис. 3. Микроструктура основного металла (а) в оптическом микроскопе, (б) в сканирующем электронном микроскопе; (в) качественный анализ рентгеновского спектра области, отмеченной на рис. 3б; (г), (д) в просвечивающем электронном микроскопе.

Здесь $\beta = \sqrt{\beta_o^2 - \beta_i^2}$ фактическое уширение (в радианах), β_o – наблюдаемое уширение, определенное непосредственно из характеристического пика, β_i – инструментальное уширение, рассчитанное при сканировании стандартного образца NIST, θ = угол рассеивания, константа

$K = 0.94$, вектор Бюргера $b = \frac{a}{2}[110]$ (в Å), a – параметр решетки (в Å).

Микротвердость определяли на слабо протравленных образцах при нагрузке 50 г-сил с временем выдержки 15 с. Было выполнено испытание на ползучесть вдавливанием, чтобы определить сопротивление ползучести основного металла и моделируемых субзон ЗТВ. Для испытания на ползучесть вдавливанием требуются небольшие образцы ($10 \times 10 \times 10 \text{ мм}^3$) при относительно меньшем времени испытания, чем при одноосном испытании. Однако нагрузка при испытании на ползучесть вдавливанием имеет сложный характер, что делает обязательными преобразования соответствующего одноосного напряжения. Для компенсации этих напряженных состояний при испытании ползучести вдавливанием использовали корреляционный множитель 3.33 [16–18]. Для всех образцов обеспечивали одинаковый уровень напряжений, составляющий 350 МПа, эквивалентный 105 МПа при 625°C:

$$\sigma_{\text{impression}} = \frac{4W}{\pi d^2}. \quad (4)$$

Здесь W – прилагаемая сжимающая нагрузка (в ньютонах), d – диаметр индентора из карбида вольфрама. Был выбран индентор диаметром 2 мм, чтобы получить достаточную деформацию

для получения минимальной скорости ползучести (MCR, с^{-1}). Испытания на ползучесть выполняли в вакуумной камере при давлении $\sim 10^{-6}$ мбар для защиты образцов от окисления.

РЕЗУЛЬТАТЫ

Исследование микроструктуры

Микроструктура основного металла состоит из отпускаемого мартенсита с границами бывших аустенитных зерен (рис. 3). Размер бывшего аустенитного зерна (PAG) составляет $\sim 18 \text{ мкм}$ (рис. 3а). Обнаружено наличие вторичных фаз вдоль границы реек (рис. 3б, 3г, 3д). Как показал количественный анализ энергодисперсионного рентгеновского спектра (EDS), вторичная фаза образована в основном карбидами Cr и Mo (рис. 3в). В нескольких местах наблюдали признаки реечного мартенсита с плотно расположенными дислокациями (рис. 3г). Но в основном микроструктура содержит полигональный феррит с включениями крупных карбидов типа $M_{23}C_6$.

Максимальная температура крупнозернистой ЗТВ составляла $\sim 1240^\circ\text{C}$. В этой температурной области размер бывшего аустенитного зерна (PAG) соответствует $\sim 530 \text{ мкм}$ (рис. 4б, 5а). Охлаждение на воздухе приводит к образованию мелкого реечного мартенсита, содержащего распределение вторичной фазы (рис. 5б). Размер вторичной фазы составляет порядка 40–180 нм (рис. 5б, 5в). ПСТО приводит к двум значительным изменениям микроструктуры: отпуску мартенсита и появлению мелких зерен феррита (менее 8 мкм, рис. 5г). Изменение геометрии или раз-

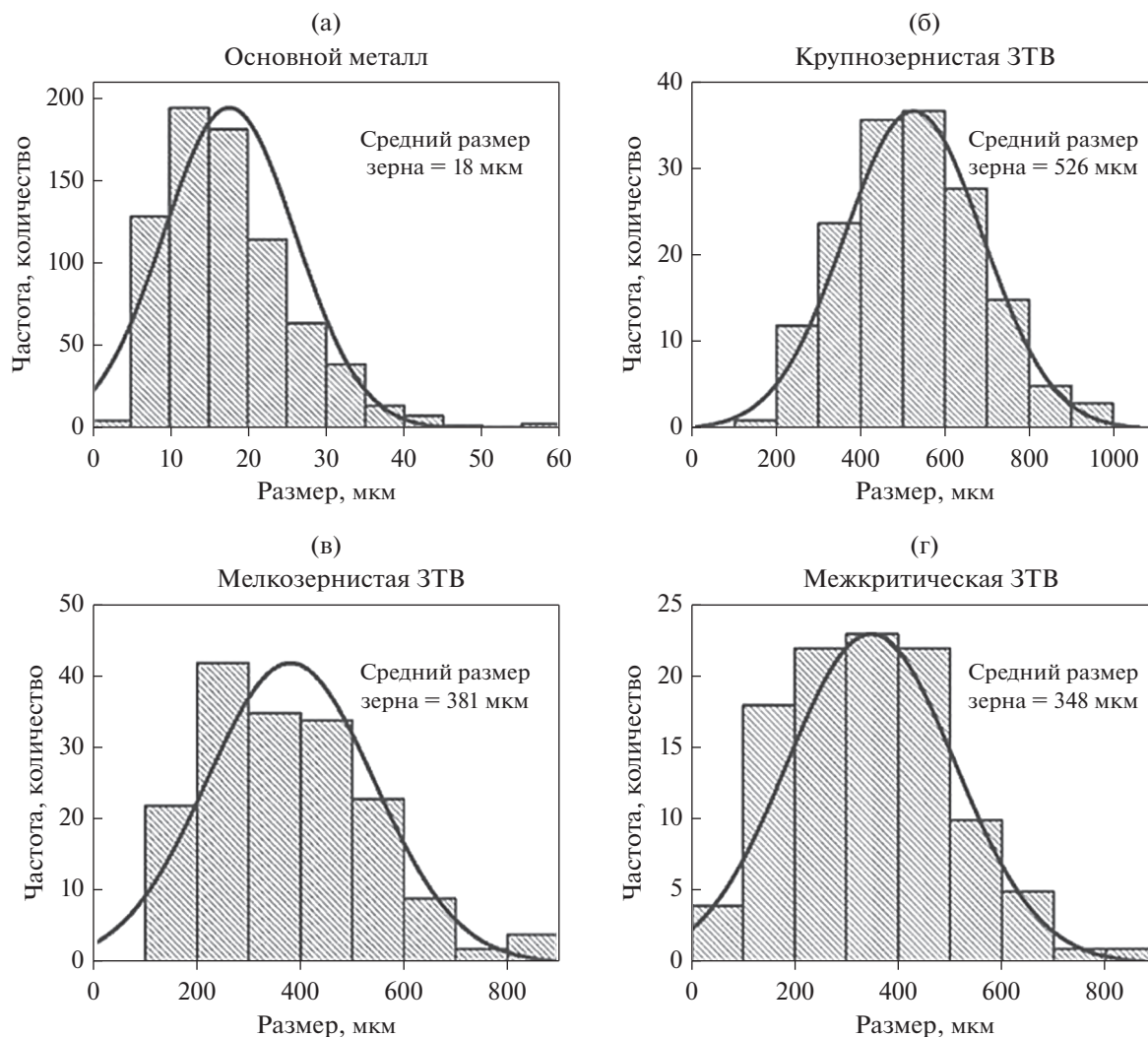


Рис. 4. Распределение бывшего аустенитного зерна по размеру с погрешностью в пределах 4%.

меров выделений при этом незначительны; однако их доля по площади значительно увеличивается (рис. 10в).

Максимальная температура крупнозернистой ЗТВ при моделировании составляла ~1040°C, которая выше температуры A_{c3} для сплава. Матричная микроструктура превратилась в аустенит. Максимальная температура была ниже, чем в предыдущей зоне, размер бывшего аустенитного зерна (PAG) уменьшился, по сравнению с крупнозернистой ЗТВ и составил ~380 мкм (рис. 4в, 6а). Последующее охлаждение после моделирования привело к образованию реечного мартенсита в сочетании с мелкомасштабным распределением карбидов металлов (рис. 6б, 6в). Средний размер карбидов порядка 20–130 нм. После ПСТО структура похожа на микроструктуру крупнозернистой ЗТВ, то есть отпущенный мартенсит и несколько полигональных зерен (рис. 6г). Доля вторичной

фазы увеличилась после ПСТО по сравнению с моделируемым образцом и стала выше, чем у крупнозернистой ЗТВ. Максимальная температура межкритической ЗТВ при моделировании составляла ~865°C.

При этой температуре совместно присутствуют ОЦК- и ГЦК-фазы. Размер бывшего аустенитного зерна (PAG) в этой области наименьший (~348 мкм) по сравнению с предыдущими двумя зонами (рис. 4г, 7а). При охлаждении аустенит превращается в реечный мартенсит. Из-за ограниченного диффузионного эффекта рост/коалесценция ранее существовавших карбидов металлов был ограничен. Средний диапазон размеров этих карбидов составляет ~60–200 нм (рис. 7в). ПСТО приводит к двум значительным изменениям микроструктуры: 1) существенному изменению доли вторичной фазы (рис. 7г, 10ж) и 2) превращению реечного мартенсита в реечный феррит и полигональный феррит (рис. 7б).

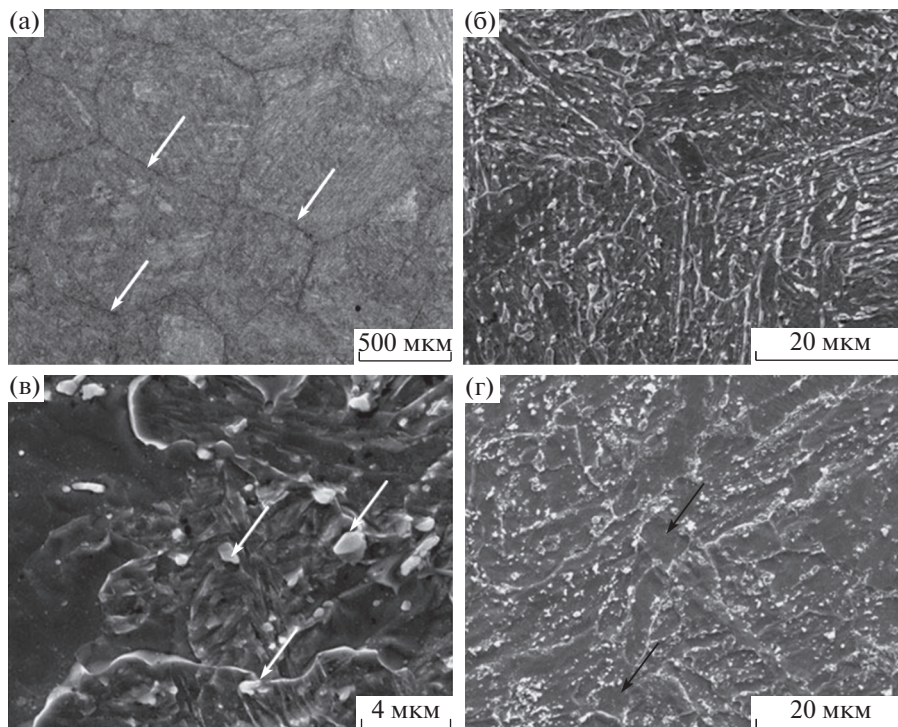


Рис. 5. Микроструктура крупнозернистой ЗТВ: (а) указана область границы бывшего аустенитного зерна (РАGB); (б) мелкий реечный мартенсит; (в) указано распределение вторичных фаз по границе реек; (г) указана область полигонального феррита после отпуска.

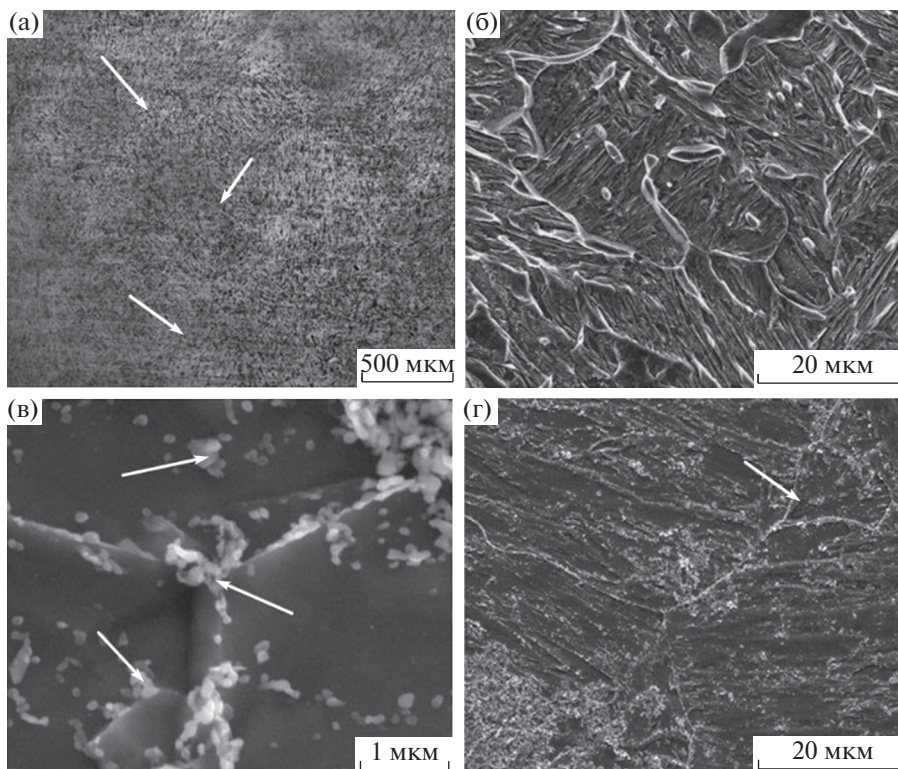


Рис. 6. Микроструктура крупнозернистой ЗТВ: (а) указана область границы бывшего аустенитного зерна (РАGB); (б) реечный мартенсит; (в) указано распределение вторичных фаз по границе реек; (г) ферритное зерно и вторичные карбиды после отпуска.

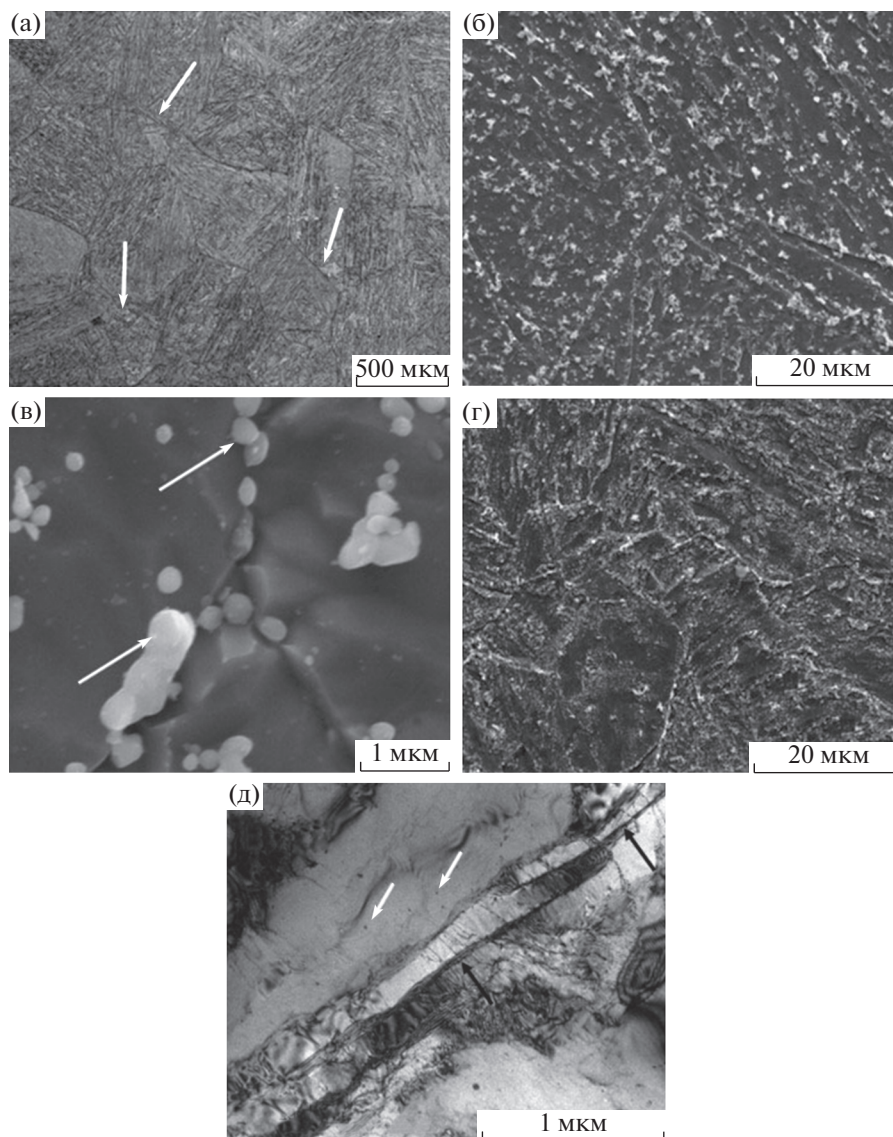


Рис. 7. Микроструктура межкритической ЗТВ: (а) указана область границы бывшего аустенитного зерна (б) пакетный мартенсит, (в) указано распределение вторичных фаз на границе, (г) структурные изменения после отпуска и (д) черной стрелкой показан реечный феррит и белыми стрелками показаны карбонитриды ванадия после отпуска.

Распределение твердости

Среднемассовая твердость основного металла составляет ~ 264 по Виккерсу (HV) (рис. 8а). Распределение микротвердости показывает более низкие значения для мелкозернистой ЗТВ ($\sim 390 HV$) по отношению к крупнозернистой ЗТВ CGHAZ ($\sim 475 HV$). При этом межкритическая ЗТВ имеет минимальную твердость ($\sim 197 HV$) и, как видно из рисунка, значительно ниже, чем твердость основного металла (рис. 8е). ПСТО приводит к снижению твердости всех зон, за исключением межкритической ЗТВ (рис. 8в, 8д, 8ж). Для крупнозернистой ЗТВ и мелкозернистой ЗТВ снижение твердости составляет 32 и 28% соответственно.

При этом твердость межкритической ЗТВ возрастает на 57%.

Испытания ползучести вдавливанием

Ползучесть всех образцов при испытаниях вдавливанием определяли исходя из глубины вдавливания (DOI, h) в зависимости от времени (рис. 11а, 11б) как при моделировании, так и после ПСТО. Кроме того, DOI дифференцировали по времени (t) для оценки скорости вдавливания ($v_{impression}$, мм/с) (рис. 11в, 11г):

$$v_{impression} = dh/dt. \quad (5)$$

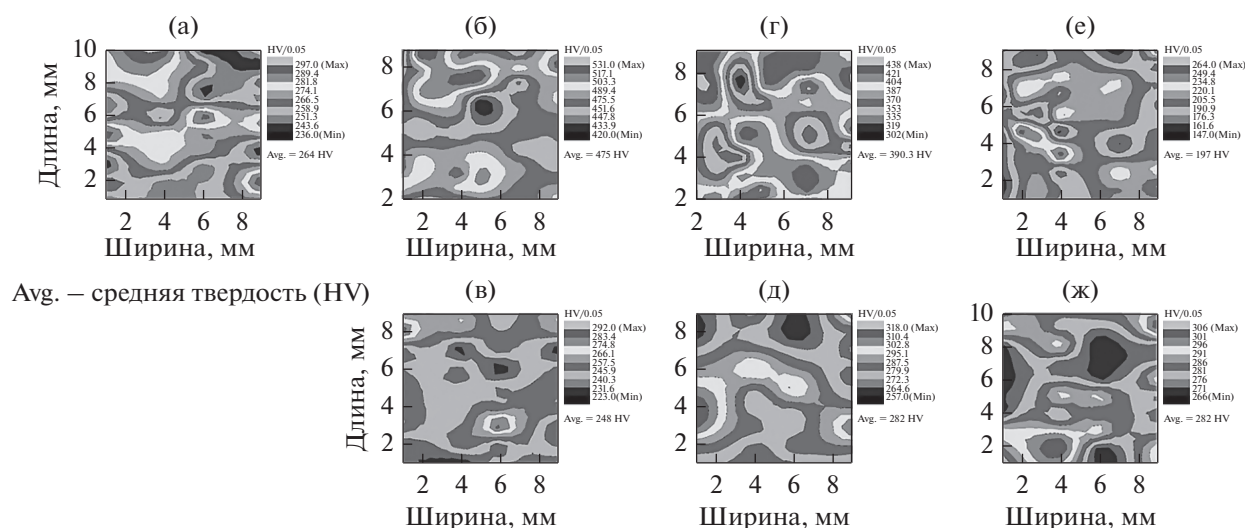


Рис. 8. Карты изолиний, показывающие распределение твердости: (а) основной металл, (б) крупнозернистая ЗТВ после моделирования, (в) крупнозернистая ЗТВ после ПСТО, (г) мелкозернистая ЗТВ после моделирования, (д) мелкозернистая ЗТВ после ПСТО, (е) межкритическая ЗТВ после моделирования, (ж) межкритическая ЗТВ после ПСТО.

Окончательно полученное значение $v_{\text{impression}}$ делили на диаметр индентора для определения минимальной скорости ползучести (MCR, с^{-1}) [17, 18]:

$$\text{MCR} = v_{\text{impression}} / \eta d. \quad (6)$$

Здесь $\eta = 1$. Значение минимальной скорости ползучести (MCR) после моделирования и после ПСТО приведено в табл. 2. Обнаружено, что после моделирования MCR является наибольшей для межкритической ЗТВ, с последующим уменьшением для крупнозернистой ЗТВ и мелкозернистой ЗТВ. Однако после ПСТО значение MCR для крупнозернистой ЗТВ значительно увеличивается, несущественно снижается для межкритической ЗТВ и остается неизменным для мелкозернистой ЗТВ. Для основного металла значение MCR оказывается промежуточным между значениями MCR для межкритической ЗТВ и крупнозернистой ЗТВ.

ОБСУЖДЕНИЕ

Расчеты с использованием программы *Thertocalc*

Эта программа использована для расчетной оценки фаз после моделирования и ПСТО для

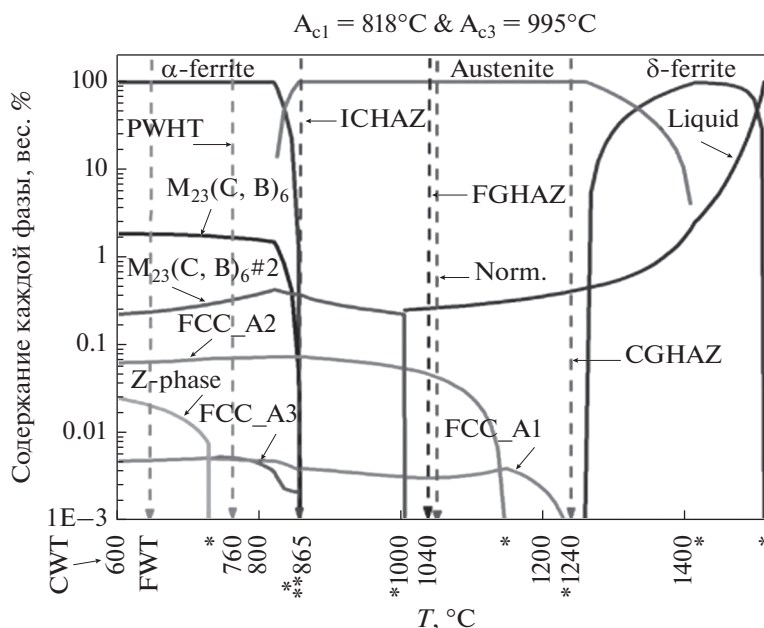
различных образцов (рис. 9). Обнаружено, что выделения отсутствуют при температуре ниже $\sim 650^\circ\text{C}$. При этом температура $\sim 800^\circ\text{C}$ является оптимальной для появления всех возможных выделений. Поэтому в настоящем исследовании температура отпуска составляла $\sim 760^\circ\text{C}$, т.е. примерно посередине между двумя крайними температурами. Примечательно, что с ростом температуры распределение химических элементов при переходе от феррита/мартенсита к аустениту становится более ярко выраженным, чем это дают расчеты с помощью программы (табл. 3 и 4). Очевидно, что распределение элементов внедрения является доминирующим при повышении температуры по сравнению с их металлическими аналогами (табл. 4). Расчетными основными фазами являются V/Nb(C,V) и M_{23}C_6 ($\text{M} \sim \text{Cr/Mo/V/Fe}$) в интервале температур $868\text{--}1250$ и $875\text{--}1012^\circ\text{C}$ соответственно.

Эволюция микроструктуры

Максимальная температура крупнозернистой ЗТВ образца оказалась значительно выше, чем As_3 , и ожидалось, что при этой температуре обра-

Таблица 2. Минимальная скорость ползучести (MCR, с^{-1}) всех образцов

Образец	MCR (с^{-1})	
	После моделирования	После ПСТО
Основной металл	—	$2.25\text{E}-6$
Крупнозернистая ЗТВ	$7.5\text{E}-7$	$8.33\text{E}-5$
Мелкозернистая ЗТВ	$5\text{E}-7$	$5\text{E}-7$
Межкритическая ЗТВ	$2.3\text{E}-5$	$1.91\text{E}-5$



* – Температура растворения; CWT – условная рабочая температура
 Norm. – температура нормализации; FWT – достигнутая рабочая температура

Рис. 9. Эволюция возможных фаз и изменение их характеристик при различных термических условиях.

зуется однофазный аустенит. Как указано выше, происходит существенный рост зерна. Об увеличении размеров в крупнозернистой ЗТВ сообщали при моделировании обработки в печи стали P91 (~36–250 мкм) [15, 19, 20]. При охлаждении происходит мартенситное превращение, так как при данном моделировании действующая скорость охлаждения была значительно выше критического значения, требуемого для мартенситного превращения [10]. Термодинамический расчет показал, что образование δ -феррита может происходить при ~1250°C и вокруг границы бывшего мартенситного зерна (PAGB). Бор добавляли для задержки образования δ -феррита [9, 21, 22]. Однако Мэйр в [23] сообщает о наличии 4 об. % δ -феррита при моделировании стали 9Cr, легированной бором. Чтобы избежать образования δ -феррита, эквивалент Cr должен быть менее 11%. В настоящем исследовании эквивалент Cr больше 11%. Для уменьшения влияния Cr требуется некоторое количество Ni (~4 вес. %). Из-за отсутствия Ni существовала постоянная возможность образования δ -феррита. При ПСТО углерод диффундирует из δ -феррита с образованием метастабильного соединения M_7C_3 . Этот метастабильный карбид затем превращается в стабильное соединение $M_{23}C_6$ и появляется на границе раздела γ/δ [24]. Мартенситное превращение сопровождалось присутствием остаточного аустенита (RA). Для количественного определения выполнен рентгеноструктурный анализ (XRD); однако объемное содержание оказалось ниже поро-

вого предела. Количество остаточного аустенита (RA) теоретически рассчитано по уравнению Коистинена–Марбургера (K–M) [23] и приведено в табл. 5. При термообработке после закалки мартенсит отпускался с выделением вторичных фаз (≤ 50 нм), что обусловлено потерей растворимости [10, 25].

Температура T_p для межкритической ЗТВ образца была несколько выше температуры A_{c3} . Температура и время недостаточны для полного растворения вторичной фазы [26, 27]. Эти остаточные карбиды ограничивают рост аустенитного зерна, и размер зерна становится меньше, чем для крупнозернистой ЗТВ. При последующем охла-

Таблица 3. Доля фаз при различных температурах (вес. %)

$T, ^\circ\text{C}$	Феррит/Мартенсит	Аустенит
25	97.06	–
600	97.68	–
650	97.81	–
760	97.91	–
800	97.96	–
865	5.35	93.98
1040	–	99.95
1050	–	99.953
1240	–	99.99

Таблица 4. Изменение концентрации элементов (вес. %) в феррите/мартенсите при различных температурах, рассчитанное с помощью программы ThermoCalc

T, °C	25	600	650	760	800	865
Fe	91.75	91.40	89.78	89.61	89.52	89.80
Cr	7.30	7.25	7.02	7.16	7.25	8.09
Mo	0.56	0.52	0.54	0.64	0.70	1.58
Mn	0.27	0.33	0.33	0.33	0.32	0.16
V	0.11	0.17	0.14	0.15	0.15	0.31
Nb	0.004	0.003	0.002	0.002	0.003	0.005
B	1E-7	2E-5	5E-5	1E-4	2E-4	4E-4
C	4E-10	1E-5	6E-5	0.001	0.003	0.006
N	8E-11	5E-8	4E-7	1E-5	4E-5	6E-5

Таблица 5. Количество остаточного аустенита (RA), рассчитанное по уравнению К–М

Образец	QT, °C	RA = $\exp[-0.011(411 - QT)]$
Крупнозернистая ЗТВ	104	3.41
Мелкозернистая ЗТВ	84	2.74
Межкритическая ЗТВ	75	2.48

ждении происходит мартенситное превращение при наличии остаточного аустенита (RA) [5, 10]. Толщина мартенситных реек оказалась несколько больше (≤ 120 нм) в этой области, по отношению к крупнозернистой ЗТВ (≤ 80 нм), из-за снижения максимальной температуры [15].

Количество остаточного аустенита (RA) уменьшилось из-за низкой степени стабилизации (табл. 5). Стабилизация стала ограниченной из-за снижения распределения химических элементов при низкой температуре [4, 10, 13, 15]. Низкая максимальная температура приводит к неполному растворению ранее существующих выделений, которые действуют как прекурсоры зарождения дополнительных выделений при последующем термическом цикле. Это явление обуславливает уменьшение средней доли сложных карбидов по площади по отношению к крупнозернистой ЗТВ. [22]. При ПСТО мартенсит отпускается и появляются очень мелкие вторичные выделения (≤ 40 нм). Поэтому распределение вторичных выделений по размерам остается почти одинаковым как для крупнозернистой ЗТВ, так и для межкритической ЗТВ.

Для межкритической ЗТВ максимальная температура составляет $\sim 865^\circ\text{C}$, между температурами A_{c1} и A_{c3} . Феррит и аустенит совместно существуют при выдерживании такой температуры, и феррит препятствует росту аустенитного зерна. Этим объясняется малый размер аустенитного зерна. Снижение температуры выдержки ведет к замедлению распределения легирующих элемен-

тов, и стабильность аустенита уменьшается. Кроме того, температура выдержки для данного образца находится очень близко к температуре начала растворения вторичных фаз; поэтому сложные вторичные фазы не претерпевают каких-либо значительных изменений при нагреве [28, 29]. Плохая упрочняемость аустенита приводит к мартенситному превращению при охлаждении. Присутствует некоторое количество остаточного аустенита (RA) (~ 2.5 об. %, табл. 5) [10]. При ПСТО реечный мартенсит отпускается с образованием полигонального феррита при сохранении локальной реечной структуры (рис. 7д) с мелкомасштабным распределением карбидов металлов [30–32].

Дислокационная структура

По отношению к основному металлу плотность дислокаций во всех моделируемых образцах значительно повысилась (табл. 6). Максимальное увеличение отмечено для крупнозернистой ЗТВ и минимальное увеличение для межкритической ЗТВ. Плотность дислокаций для мелкозернистой ЗТВ находится между этими значениями.

Повышение плотности дислокаций может быть непосредственно связано с резкостью закалки. Для крупнозернистой ЗТВ резкость охлаждения максимальна и поэтому термические напряжения являются основным стимулирующим фактором для того, чтобы плотность дислокаций достигла максимально возможного значения. Для

межкритической ЗТВ резкость закалки резко снижается, что снижает величину термических напряжений, и как следствие, появляется наименьшее количество дислокаций. Для мелкозернистой ЗТВ умеренная резкость закалки проявляется в плотности дислокаций, промежуточной между крупнозернистой ЗТВ и межкритической ЗТВ. Резкость закалки в данном случае не соответствует действующей скорости охлаждения; скорее всего она характеризует разницу между максимальной температурой и температурой закалки (QT). ПСТО приводит к снятию напряжений, поэтому плотность дислокаций во всех зонах уменьшается [10, 25]. Уменьшение плотности дислокаций может быть связано с классическим процессом их аннигиляции. При одинаковой термообработке уменьшение плотности дислокаций должно быть больше для образца с большим количеством дислокаций, и этот факт наблюдали в предыдущих исследованиях [15, 33].

Влияние бора

Наличие бора приводит к иной микроструктуре стали при моделировании по сравнению со сталью, не содержащей бора. Далее будет описано влияние бора на различных стадиях обработки.

Если бор присутствует в стали в виде нитридов бора/карбидов бора/борида железа, температура растворения этих фаз составляет порядка 1127–1176°C [34, 35]. Поэтому в крупнозернистой ЗТВ эти конкретные выделения полностью переходят в раствор, в мелкозернистой ЗТВ растворение происходит частично, а в межкритической ЗТВ растворение незначительно.

Добавление бора в количестве ~130 ppm к стали P91 приводит к укрупнению бывшего аустенитного зерна (PAG), причем его размер может достигать величины ~1000 мкм [12]. Напротив, в стали, не содержащей бор, размер зерна составляет ~100 мкм при одинаковой термообработке [12]. В данном исследовании для всех моделируемых образцов размер бывшего аустенитного зерна (PAG) составляет 350–525 мкм, что подтверждает доминирующее влияние бора на размер зерна при аустенитизации. Это явление может быть объяснено по аналогии с нитридами AlN. Нитриды BN образуются раньше по отношению к AlN. Однако AlN более эффективно влияет на закрепление границ зерен. Нитриды в стали, модифицированной бором, образуются на ранней стадии, поэтому закрепление границы зерна за счет AlN становится незначительным из-за уменьшения количества нитрида и размер аустенитного зерна увеличивается [36].

Параметры зарождения аустенита при нагреве контролировали по выделениям боридов. Границы рек являются активными центрами зарожде-

Таблица 6. Оценка плотности дислокаций для стали P91В

Образец	Плотность дислокаций ρ , м^{-2}	
	После моделирования	После ПСТО
Основной металл	–	5.81E+13
Крупнозернистая ЗТВ	1.02E+15	3.64E+13
Мелкозернистая ЗТВ	3.05E+14	1.55E+14
Межкритическая ЗТВ	8.67E+13	6.48E+13

ния вторичной фазы. В этом отношении важнейшим выделением является $\text{M}_{23}(\text{B,C})_6$. Недостаток С и В в матрице приводит к подавлению превращения из альфа- в гамма-фазу. При задержке аустенитного превращения в течение определенного периода времени также ограничивается рост зерна. Поэтому размер бывшего аустенитного зерна (PAG) в настоящем исследовании хоть и увеличился, но все же не в такой степени, как в работе [12].

Окончательный размер зерна аустенита может быть также объяснен, исходя из параметров растворения выделений, обогащенных бором. Для крупнозернистой ЗТВ центров зарождения было меньше по сравнению с мелкозернистой и межкритической ЗТВ из-за полного растворения выделений боридов в первом случае. Остаток вторичной фазы характеризуется большим количеством центров гетерогенного зарождения аустенита. Поэтому размер бывшего аустенитного зерна (PAG) в мелкозернистой ЗТВ меньше по сравнению с крупнозернистой ЗТВ. В межкритической ЗТВ, помимо присутствия борида/нитрида бора, граница раздела между вторичными фазами и матрицей действует как дополнительный центр зарождения аустенита; поэтому размер зерна еще сильнее уменьшается.

Охлаждение при моделировании привело к мартенситному превращению в крупнокристаллической/мелкокристаллической ЗТВ. Бор существенно повлиял на упрочняемость стали. Упрочняемость зависит от размера зерна во время закалки. При увеличении зерна бывшего аустенита с одновременным существенным насыщением легирующими элементами PAG мартенситное превращение замедляется. Поэтому общая доля мартенсита при распаде аустенита уменьшается (табл. 5). Бор имеет двойную природу в аустенитной решетке. Он может находиться в замещенных или межузельных положениях. При превращении в зависимости от движущей силы он изменяет свое положение с замещенного на межузельное. При одинаковой скорости охлаждения движущие силы близки по значению друг к другу; однако энергия активации для фазового превращения

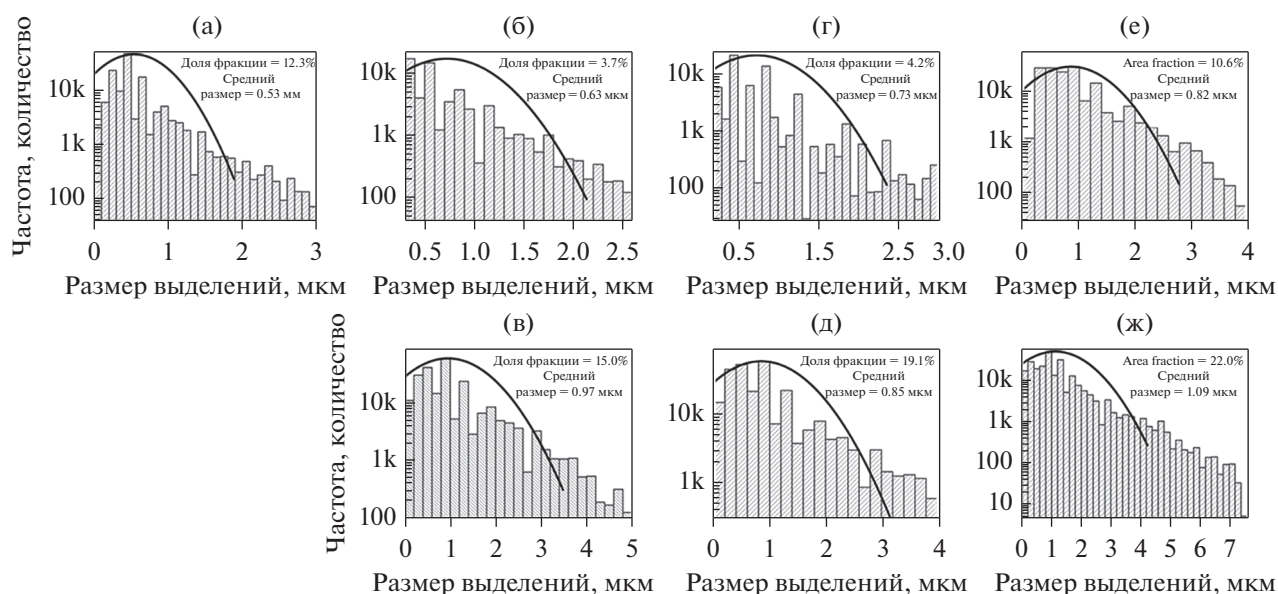


Рис. 10. Распределение вторичной фазы с указанием среднего размера и доли по площади кластерных выделений (а) основной металл; после моделирования: (б) крупнозернистая ЗТВ, (г) мелкозернистая ЗТВ, (е) межкритическая ЗТВ; после ПСТО: (в) крупнозернистая ЗТВ, (д) мелкозернистая ЗТВ, (ж) межкритическая ЗТВ.

была больше для аустенита, содержащего большее количество бора в твердом растворе замещения при относительно высокой температуре. Этим объясняется задержка мартенситного превращения [36]. Такая же особенность была обнаружена при постепенном уменьшении доли остаточного аустенита в различных моделируемых образцах.

Сообщалось, что частицы карбида $M_{23}C_6$ зарождаются только на границах бывшего аустенитного зерна (PAGB) в стали P91 при редком появлении карбида M_7C_3 при охлаждении. Но для стали P91В приоритетным первичным выделением становится карбид $M_{23}(B,C)_6$, который используется для зарождения как на границах реек, так и на границах бывшего аустенитного зерна (PAGB) [37, 38]. Плотность и средний размер этих выделений различаются в зависимости от максимальной температуры каждой области (рис. 10). Растворение бора в крупнозернистой ЗТВ уменьшает вероятность гетерогенного зарождения, что приводит к уменьшению плотности выделений (рис. 10б). Напротив, остаток боросодержащей фазы способствует эффективному зарождению борокарбидов в мелкозернистой ЗТВ (рис. 10г). Межкристаллическая ЗТВ имеет ранее существующую двухфазную микроструктуру с различным типом границ раздела и нерастворенными вторичными фазами. Поэтому количество вторичной фазы увеличивается (рис. 10е).

Добавление бора в процессе отпуска приводит к стабилизации отпущенного мартенсита [38]. Распад мартенсита при отпуске стимулируется за

счет низкого содержания углерода в мартенсите [39]. Углерод имеет тенденцию к выделению в ранее существующей фазе, обогащенной бором, при охлаждении. За счет этого содержание углерода в мартенсите уменьшается при охлаждении, что приводит к уменьшению термодинамического стимула распада мартенсита. Усиленное влияние отпуска мартенсита в большей степени способствует формированию вторичной фазы в мелкозернистой ЗТВ по сравнению с крупнозернистой ЗТВ (рис. 10ж).

Распределение микротвердости

Микротвердость моделируемых образцов зависела от 1) размера зерна, 2) природы и количества компонент в фазе и 3) плотности дефектов. Размер бывшего аустенитного зерна (PAG) оказывает минимальное влияние; доминирующую роль, скорее всего, играет разность максимальной температуры и температуры закалки [31, 32]. Крупнозернистая ЗТВ содержит мелкие рейки мартенсита при высокой плотности дислокаций (табл. 6). Хотя средняя доля по площади вторичной фазы была небольшой из-за ограниченных центров зарождения (рис. 8б, 10б), при этом из-за наличия мелкомасштабной твердой фазы и высокой плотности дефектов достигалась наибольшая твердость (~475 по Виккерсу) для крупнозернистой ЗТВ среди других моделируемых образцов. В мелкозернистой ЗТВ расстояние между мартенситными рейками стало больше и плотность дислокаций (табл. 6) уменьшилась по сравнению с крупнозернистой ЗТВ. Хотя доля вторичной фа-

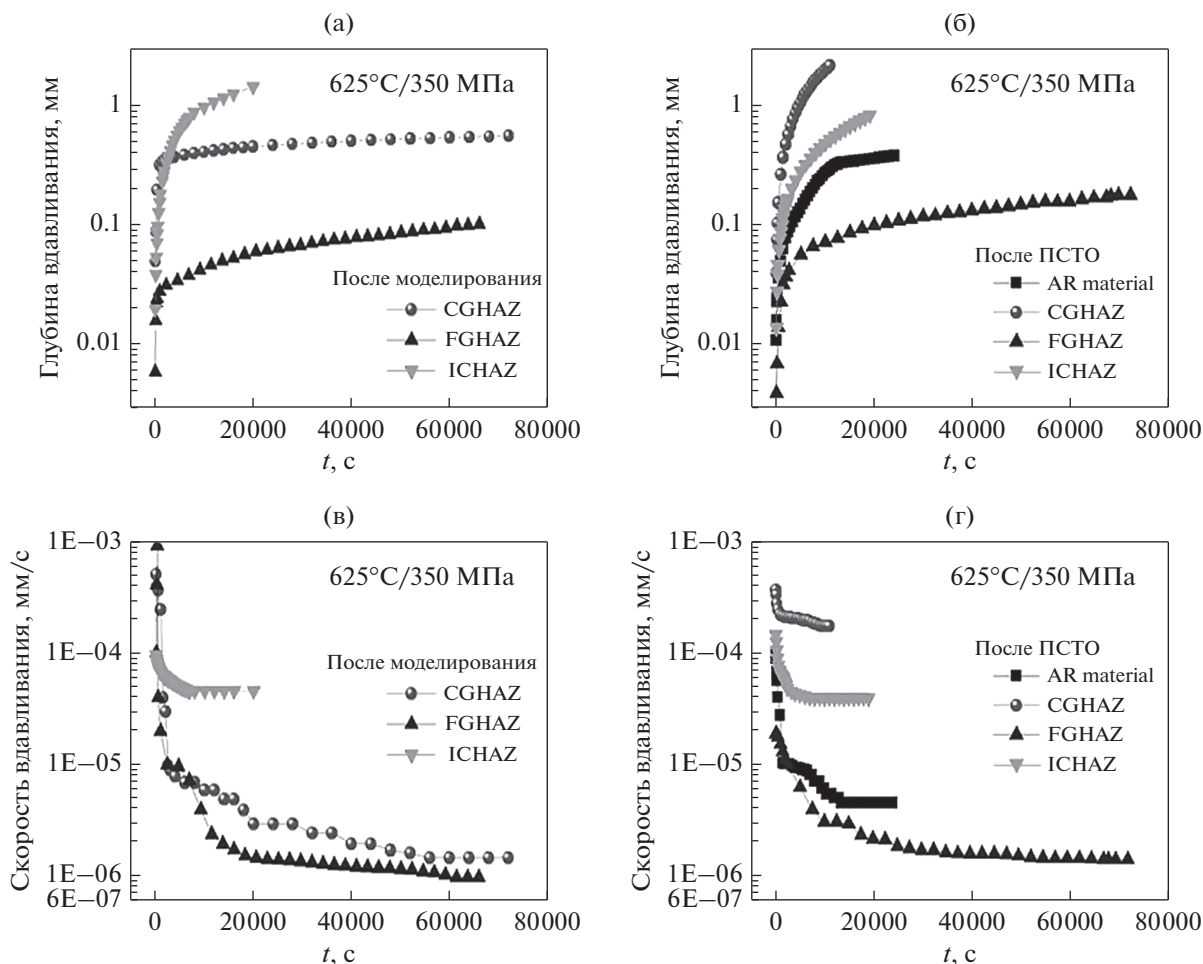


Рис. 11. Графики, показывающие: (а), (б) – глубину вдавливания; (в), (г) – скорость вдавливания после моделирования и ПСТО, соответственно.

зы увеличилась незначительно (рис. 10г), этого оказалось недостаточно для компенсации общего снижения твердости в этой области (~390 по Виккерсу). В межкритической ЗТВ присутствует ферритная/мартенситная структура с минимальной плотностью дислокаций и крупной вторичной фазой (табл. 6 и рис. 10е); поэтому эта область имеет наименьшую среднюю твердость по сравнению с другими двумя областями.

После ПСТО для крупнозернистой/мелкозернистой ЗТВ средняя твердость уменьшается из-за отпуска мартенсита; однако это уменьшение более значительно для первой зоны по сравнению со второй. Этому есть два объяснения, во-первых, относительное уменьшение плотности дислокаций больше в крупнозернистой ЗТВ, чем в мелкозернистой ЗТВ (табл. 6). Во-вторых, хотя средняя доля сложной вторичной фазы в крупнозернистой ЗТВ увеличилась, но была меньше, чем для мелкозернистой ЗТВ (рис. 10в, 10д). По отношению к этим зонам в межкритической ЗТВ твердость после отпуска уменьшилась. Влияние от-

пуска на мартенсит/феррит оказалось минимальным. Среднее увеличение доли вторичной фазы было максимальным по сравнению с другими зонами. Эти два момента способствовали уменьшению твердости межкритической ЗТВ.

Поведение деформации ползучести

Характер ползучести зависит от размера бывшего аустенитного зерна (РА), размера выделений, твердости и плотности дислокаций. Результаты показывают, что межкритическая ЗТВ после сварки представляет наиболее слабое звено из-за двухфазной области с относительно небольшим размером бывшего аустенитного зерна РА₀ и с крупными выделениями. В то же время ПСТО приводит к смягчению и разбиению бывшего аустенитного зерна на крупнокристаллической ЗТВ на мелкие полигональные и рекристаллизованные ферритные зерна. В предыдущих исследованиях обычного сплава 9Сг сообщается о наличии дефектов сварного шва в мелкозернистой ЗТВ, представляющих собой растрескивание IV

типа [2, 4–6]. Исходя из результатов испытания ползучести вдавливанием, можно предполагать, что при сварке стали P91 в межкритической ЗТВ должно происходить растрескивание типа IV, тогда как ПСТО такого сварного шва будет приводить к дефектам III типа. На рис. 5–8 показано, что крупнозернистая ЗТВ имеет небольшое количество выделений, и уменьшение твердости/дислокаций после ПСТО становится основной причиной ухудшения ползучести. Выделения в мелкозернистой ЗТВ становятся мелкими (рис. 6) после ПСТО, которая компенсирует мартенситное превращение в феррит, и эти зерна в дальнейшем связываются мелкими выделениями. Это явление приводит к значительному изменению минимальной скорости ползучести (MCR) для мелкозернистой ЗТВ (рис. 11). Микрофотографии, полученные при просвечивающей электронной микроскопии (ТЕМ), показывают закрепление границы зерна в выделениях для межкристаллической ЗТВ, что приводит к ее упрочнению после ПСТО.

ВЫВОДЫ

В настоящем исследовании выполнено термическое моделирование стали P91, модифицированной бором, для получения различных зон термического влияния (ЗТВ). Определение микроструктурных характеристик сочеталось с оценкой твердости и ползучести термообработанных образцов. Были получены следующие результаты:

1. В моделированном состоянии как крупнозернистая ЗТВ, так и мелкозернистая ЗТВ содержат мартенсит, тогда как межкритическая ЗТВ состоит из феррита и мартенсита. Расстояние между мартенситными рейками минимально, и количество остаточного аустенита больше для крупнокристаллической ЗТВ по сравнению с другими образцами.

2. Основной вторичной фазой в моделированных образцах являются выделения, обогащенные бором. Средняя доля по площади таких выделений больше всего для межкритической ЗТВ и меньше всего для крупнокристаллической ЗТВ, как после моделирования, так и после ПСТО.

3. Распределение твердости определяется в основном микроструктурными характеристиками. В этом отношении крупнозернистая ЗТВ имеет наибольшую твердость, причем отпуск приводит к максимальному ее уменьшению.

4. Определение микроструктурных характеристик и оценка твердости моделируемых образцов ЗТВ после термообработки показали, что наибольшие изменения происходят в крупнозернистой ЗТВ. Эта область подвержена наибольшим изменениям двух вышеуказанных параметров, по сравнению с основным металлом (ВМ). Следовательно, не сочетание субзон ЗТВ, а скорей всего крупнозернистая ЗТВ ответственна за окончательное качество сварного соединения. Помимо эволюции

объемной фазы, присутствие бора играет значительную роль для характеристик этой зоны.

5. Испытание ползучести подтверждает, что присутствие бора приводит к охрупчиванию межкритической ЗТВ при моделировании сварного шва, тогда как после ПСТО происходит охрупчивание крупнозернистой ЗТВ. Минимальная скорость ползучести (MCR) основного металла оказывается больше, чем для мелкозернистой ЗТВ, но при этом MCR для мелкозернистой ЗТВ остается одинаковой до и после ПСТО.

БЛАГОДАРНОСТИ

Авторы выражают свою благодарность директору CSIR – Национальной металлургической лаборатории, г. Джамшедпур, за высокую оценку настоящей работы. Авторы также благодарны директору Центра атомных исследований имени Индиры Ганди, г. Калпакам, за предоставленные материалы. Господин Модассир также выражает искреннюю благодарность своему руководителю, профессору Т. Джаякумару, авторитетному ученому из Национального технологического института, г. Варангал, за его руководство и ценные советы.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. *Goswami P. P(T) 91 Steel-A Review of Current Code and Fabrication Practices // Adv. Mater. Technol. Fossil Power Plants, Proc. Conf., 6th, La Fonda, USA, 2010. P. 762–786.*
2. *Laha K., Chandravathi K.S., Parameswaran P., Bhanu Sankara Rao K., Mannan S.L. Characterization of Microstructures Across the Heat-Affected Zone of the Modified 9Cr–1Mo Weld Joint to Understand its Role in Promoting Type IV Cracking // Met. Mater. Trans. A. 2007. V. 38. P. 58–68.*
3. *Fedoseeva A.E., Kozlov P.A., Dudko V.A., Skorobogatikh V.N., Shchenkova I.A., Kaibyshev R.O. Microstructural changes in steel 10Kh9V2MFBR during creep for 40000 hours at 600°C // Phys. Met. Metallogr. 2015. V. 116. № 10. P. 1047–1056.*
4. *Albert S.K., Tabuchi M., Hongo H., Watanabe T., Kubo K., Matsui M. Effect of Welding Process and Groove Angle on Type IV Cracking Behaviour of Weld Joints of a Ferritic Steel // Sci. Technol. of Weld. Joining. 2005. V. 10. P. 149–157.*
5. *Wang Y., Li L. Microstructure Evolution of Fine-grained Heat Affected Zone in Type IV Failure of P91 Welds // Weld. J. 2016. V. 95. P. 27–36.*
6. *Shakhova Ya.E., Belyakov A.N., Kaibyshev R.O. Mechanical characteristics and microstructure of weld joint of high-temperature martensitic steel containing 9% Cr // Phys. Met. Metall. 2016. V. 117. № 4. P. 378–389.*
7. *Abe F. Precipitate Design for Creep Strengthening of 9% Cr Tempered Martensitic Steel for Ultra-supercritical Power Plants // Sci. Technol. Adv. Mater. 2008. V. 9. P. 1–15.*
8. *Abe F., Tabuchi M., Tsukamoto S., Liu Y. Alloy Design of Tempered Martensitic 9Cr-Boron Steel for A-USC*

- Boilers // Adv. Mater. Technol. Fossil Power Plants, Proc. Conf., 7th, Waikoloa, Hawaii. 2013. P. 1127–1138.
9. *Dudko V.A., Fedoseeva A.E., Belyakov A.N., Kaibyshev R.O.* Influence of the carbon content on the phase composition and mechanical properties of P92-type steel // *Phys. Met. Metal.* 2015. V. 116. № 11. P. 1165–1174.
 10. *Akhtar M.* Metallurgical Characterisation of Simulated Heat Affected Zone In Boron Modified P91 Steel. Diss. Master Thesis, National Institute of Technology, Warangal (2017).
 11. *Samsiah S.* Structure of Properties of the Heat affected Zone of P91 Creep Resistant Steel // Diss. PhD Thesis, University of Wollongong, Australia (2007).
 12. *Abe F., Tabuchi M., Kondo M., Tsukamoto S.* Suppression of Type IV fracture and Improvement of Creep Strength of 9Cr Steel Welded Joints by Boron Addition // *Int. J. Pressure Vessels Piping.* 2007. V. 84. P. 44–52.
 13. *Lomozik M., Zienlinska-Lipiec A.* Microscopic Analysis of the Influence of Multiple Thermal Cycles on Simulated HAZ Toughness in P91 Steel // *Arch. Metall. Mater.* 2008. V. 53. P. 1025–1034.
 14. *Mhadhbi M., Khitouni M., Escoda L., Sunol J.J., Damak M.* Characterization of Mechanically Alloyed Nanocrystalline Fe(Al): Crystallite Size and Dislocation Density // *J. Nanomater.* 2010. V. 2010. P. 82.
 15. *Nishiyama Z.* Martensitic Transformation, ed. Morris E. Fine, M. Meshii, C. M. Wayman. New York: Academic Press, 1978.
 16. *Yang F., Li J.C.M.* Impression test—A review // *Mater. Sci. Eng. R.* 2013. V. 74. № 8. P. 233–253.
 17. *Vijayanand N.V.D., Ganesan V., Laha K., Mathew M.D.* Evaluation of creep deformation behaviour of different microstructural zones of 316LN SS weld joint using impression creep testing technique // *Mater. Sci. Technol.* 2014. V. 30. № 10. P. 1223–1228.
 18. *Khajuria A., Akhtar M., Kumar R., Swaminathan J., Bedi R., Shukla D.K.* Effect of Boron Modified Microstructure on Impression Creep Behaviour of Simulated Multi-Pass Heat Affected Zone of P91 Steel // *National Conf. on Adv. Mater., Manuf. Metrol. (NCAMMM-2018).* 2018. P. 150–157.
 19. *Das C.R., Albert S.K., Bhaduri A.K., Murthy B.S.* Effect of Boron Addition and Initial Heat-Treatment Temperature on Microstructure and Mechanical Properties of Modified 9Cr–1Mo Steels Under Different Heat-Treatment Conditions // *Metall. Mater. Trans. A.* 2013. V. 44A. P. 2171–2186.
 20. *Vuherer T., Dunder M., Milović Lj., Zrilić M., Samardžić I.* Microstructural Investigation of The Heat-Affected Zone of Simulated Welded Joint of P91 Steel // *Metallurgija.* 2013. V. 52. № 3. P. 317–320.
 21. *Sakuma T., Honeycombe R.W.K.* Microstructures of Isothermally Transformed Fe–Nb–C alloys // *Metal Sci.* 1984. V. 18. № 9. P. 449–454.
 22. *Holzer I.* Modelling and Simulation of Strengthening in Complex Martensitic 9–12% Cr Steel and a Binary Fe–Cu Alloy. Diss. PhD thesis, Graz University of Technology, Austria, 2010.
 23. *Mayr P.* Evolution of Microstructure and Mechanical Properties of the Heat Affected Zone in B-containing 9% Chromium Steels. Diss. PhD thesis, Graz University of Technology, Austria, 2007.
 24. *Durand-Charre M.* Microstructure of Steels and Cast Irons. Springer Science & Business Media, 2004.
 25. *Fedoseeva A.E., Dudova N.R., Kaibyshev R.O.* Effect of stresses on the structural changes in high-chromium steel upon creep // *Phys. Met. Metal.* 2017. V. 118. № 6. P. 591–600.
 26. *Brozda J., Zeman M.* Weldability of 9Cr1MoNb, V P91 Steel Intended for Service in the Power Industry // *Welding International,* 1996. V. 10. № 5. P. 370–380.
 27. *Sawada K., Hara T., Tabuchi M., Kimura K., Kubushiro K.* Microstructure Characterization of Heat Affected Zone after Welding in Mod. 9Cr–1Mo Steel // *Mater. Charact.* 2015. V. 101. P. 106–113.
 28. *Lee H.Y., Park K.S., Lee J.H., Heo Y.U., Suh D.W., Bhadeshia H.K.D.H.* Dissolution Behaviour of NbC During Slab Reheating // *ISIJ International.* 2014. V. 54. №7. P. 1677–1681.
 29. *Wang Y., Zhou M., Pang X., Volinsky A.A., Chen M., Gao K.* Applications and Thermodynamic Analysis of Equilibrium Solution for Secondary Phases in Ti–N–C Gear Steel System with Nano-Particles // *Metals.* 2017. V. 7. № 4. P. 110.
 30. *Gutiérrez N.Z., Alvarado J.V., de Cicco H., Danón A.* Microstructural Study of Welded Joints in a High Temperature Martensitic-Ferritic ASTM A335 P91 steel // *Procedia Mater. Sci.* 2015. V. 8. P. 1140–1149.
 31. *Hongo H., Tabuchi M., Watanabe T.* Type IV Creep Damage Behavior in Gr. 91 Steel Welded Joints // *Metall. Mater. Trans. A.* 2012. V. 43. № 4. P. 1163–1173.
 32. *Maruyama K., Sawada K., Koike J.* Strengthening Mechanisms of Creep Resistant Tempered Martensitic Steel // *ISIJ Inter.* 2001. V. 41. № 6. P. 641–653.
 33. *Kaybyshev R.O., Skorobogatykh V.N., Shchenkova I.A.* New martensitic steels for fossil power plant: Creep resistance // *Phys. Met. Metal.* 2010. V. 109. № 2. P. 186–200.
 34. *Fountain R.W., Chipman J.* Solubility and Precipitation of Boron Nitride in Iron-Boron Alloys // *Trans. Met. Soc. AIME.* 1962. V. 224. P. 599–606.
 35. *Churyumov A.Yu., Khomutov M.G., Tsar'kov A.A., Pozdnyakov A.V., Solonin A.N., Efimov V.M., Mukhanov E.L.* Study of the structure and mechanical properties of corrosion-resistant steel with a high concentration of boron at elevated temperatures // *Phys. Met. Metallogr.* 2014. V. 115. № 8. P. 809–813.
 36. *Gao Y.L., Xue X.X., Yang H.* Influence of Boron on Initial Austenite Grain Size and Hot Deformation Behavior of Boron Microalloyed Steels // *Crystals.* 2015. V. 5. P. 592–607.
 37. *Akhtar M., Khajuria A., Sahu J.K., Swaminathan J., Kumar R., Albert S.K.* Phase Transformations and Numerical Modelling in Simulated HAZ of Nanostructured P91B Steel for High Temperature Applications // *Appl. Nanosci.* 2018. P. 1–17. <https://doi.org/10.1007/s13204-018-0854-1>
 38. *Kobayashi S., Toshimori K., Nakai K., Ohmori Y., Ashai H. and Muraki T.* Effects of Boron Addition on Tempering Processes in an Fe–9Cr–0.1C Alloy Martensite // *ISIJ International, Suppl.* 2002. V. 42. P. S72–S76.
 39. *Alekseev A.A., Grinberg E.M.* Effect of Boron on the Kinetics of Low Temperature Decomposition of Martensite in Quenched Medium Carbon Steel // *Phys. Met. Metal.* 2016. V. 117. № 3. P. 295–298.