

DOI: 10.18721/JEST.26206
УДК 621.74.011:669.1.017:669.018.44

*М.Д. Фукс, М.А. Фролов,
Е.В. Святышева, А.В. Цеменко*

НИЦ «Курчатовский институт» — ЦНИИ КМ «Прометей»,
Санкт-Петербург, Россия

ОСОБЕННОСТИ МИКРОСТРУКТУРЫ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ЖАРОПРОЧНЫХ АУСТЕНИТНЫХ СПЛАВОВ

Экспериментально исследованы микроструктура и фазовый состав сварного соединения центробежнолитых труб из аустенитных жаропрочных сплавов на основе системы Fe-25Cr-35Ni-0,45C. Выполнен анализ макро- и микроструктуры сварного соединения с использованием световой и электронной микроскопии. Установлена выраженная неоднородность структуры в различных участках сварного соединения и образование интерметаллидной фазы в зоне термического влияния. Выявлен сложный характер изменения микротвердости сплава в разных участках сварного соединения. Изучены закономерности перераспределения легирующих элементов в зоне сварного соединения при сварке труб из сплава Fe-25Cr-35Ni-0,45C. Установлено, что характер структуры сплава в разных участках соединения значительно различается по степени дисперсности, анизотропии, морфологии эвтектики и размерам карбидных включений, причем объемная доля эвтектики в металле шва возрастает по сравнению с основным металлом. Предположен характер влияния установленных особенностей формирования структуры сварного соединения исследованного сплава на его механические свойства.

Ключевые слова: жаропрочные аустенитные сплавы, микроструктура, фазовый состав, сварное соединение, работоспособность.

Ссылка при цитировании:

Фукс М.Д., Фролов М.А., Святышева Е.В., Цеменко А.В. Особенности микроструктуры сварных соединений жаропрочных аустенитных сплавов // *Материаловедение. Энергетика.* 2020. Т. 26, № 2. С. 66–87. DOI: 10.18721/JEST.26206

Это статья открытого доступа, распространяемая по лицензии CC BY-NC 4.0 (<https://creativecommons.org/licenses/by-nc/4.0/>)

*M.D. Fuks, M.A. Frolov,
E.V. Svyatysheva, A.V. Tcemenko*

NRC "Kurchatov Institute" — CRISM "Prometey", St. Petersburg, Russia

FEATURES OF THE MICROSTRUCTURE OF WELDED JOINT HEAT-RESISTANT AUSTENITIC ALLOYS

The paper experimentally studied the microstructure and phase composition of the welded joint of centrifugally cast pipes made of austenitic heat-resistant alloys based on the Fe-25Cr-35Ni-0.45C system. We analyzed the macro- and microstructure of the welded joint using light and electron microscopy. There was a significant heterogeneity of the structure in various zones of the welded joint, intermetallic phase forms in the heat-affected zone. We revealed complex nature of the change in the alloy microhardness in different zones of the welded joint and studied the redistribution patterns of alloying elements in the weld joint during welding of Fe-25Cr-35Ni-0.45C alloy pipes. We established that the nature of the alloy structure in different zones of the welded joint varies significantly in dispersion degree, anisotropy, eutectic morphology and carbide inclusions sizes, and the volume fraction of eutectic in the weld metal

increases compared to the base metal. The paper assumed the ways the revealed formation features of the welded joint structure of the alloy affects its mechanical properties.

Keywords: heat-resistant austenitic alloys; microstructure; phase composition; welded joint; workability.

Citation:

M.D. Fuks, M.A. Frolov, E.V. Svyatysheva, A.V. Tcemenko, Features of the microstructure of welded joint heat-resistant austenitic alloys, *Materials Science. Power Engineering*, 26 (02) (2020) 66–87, DOI: 10.18721/JEST.26206

This is an open access article under the CC BY-NC 4.0 license (<https://creativecommons.org/licenses/by-nc/4.0/>)

Введение. Жаропрочные аустенитные сплавы на основе системы Fe-25Cr-35Ni, модифицированные ниобием и титаном, (HP40NbTi), являются основными материалами в нефтехимической, химической и металлургической промышленности для изготовления труб, фланцев, коллекторов и катушек в пиролизных печах, передающих линиях, нагревателях [1–2]. Основными методами изготовления литых заготовок из сплавов HP40NbTi являются статическое литье в песчаную форму (для фасонных деталей) и центробежное литье (для трубных заготовок). Литые детали свариваются при изготовлении промышленного оборудования. Сплавы имеют удовлетворительные характеристики длительной прочности и ползучести, стойкость к окислению и коррозии при высоких температурах. Сплавы работают в чрезвычайно сложных условиях одновременного воздействия высоких температур (800–1000 °С, с локальным перегревом до 1150 °С), внешних нагрузок (5–10 МПа) и агрессивной среды (окисление и науглероживание). Оборудование, изготовленное из этих сплавов, как правило, рассчитано на срок службы 100 000 ч, но из-за повреждений компонентов реальный срок службы варьируется от 30 000 до 60 000 ч [3–7]. При длительной эксплуатации в таких тяжелых условиях микроструктура сплавов претерпевает значительные непрерывные изменения [8–16], которые влияют на сопротивление ползучести и срок службы нагруженных компонентов оборудования [17–26]. В сварных соединениях микроструктура сварного шва и основного металла состоит из одинаковых фаз. В процессе эксплуатации в этих участках соединения протекают одинаковые фазовые превращения [25–30]. Однако изменение структуры и фазового состава в металле шва и зоне термического влияния может начинаться уже во время сварки и, как следствие, при эксплуатации протекать с большей скоростью по сравнению с основным металлом. Вследствие этого, а также из-за неоднородности свойств, температурного градиента, высоких скоростей охлаждения и напряжений, возникающих в процессе сварки, сварное соединение считается потенциальным местом разрушения [31–35]. Однако результаты опубликованных исследований не позволяют сделать вывод, что при длительной эксплуатации разрушение оборудования из литых сплавов HP40NbTi происходит преимущественно в сварных зонах. В связи с этим, необходимы дальнейшие исследования микроструктуры сварных соединений сплавов HP40NbTi и выявление особенностей ее формирования при сварке.

Целью настоящего исследования является детальный экспериментальный анализ структуры сварного соединения из жаропрочного сплава HP40NbTi на макро- и микро- уровнях.

Материал и методика исследования

Для исследования использовали центробежнолитые трубы диаметром 137 мм, с толщиной стенки 9 мм и длиной 3 м из сплава HP40NbTi. Сварку трубных секций выполняли методом MIG/MAG с использованием электрода диаметром 2 мм. Химический состав материала труб и присадочного металла приведен в табл. 1.

На рис. 1 показана схема разделки кромок труб под сварку: использовалось одностороннее стыковое соединение с V-образной фаской с углом скоса $\beta = 37^\circ$ и зазором $b = 2$ мм. Параметры сварки были стандартными для промышленного применения: напряжение и ток составляли

12 В и 100 А соответственно. В качестве защитного и поддерживающего сварочную дугу газа использовали аргон с чистотой 99,9% с расходом 12 л/мин. Для заполнения шва применяли два прохода, промежуток времени между проходами составлял 10 мин. Температура между проходами во время сварки измерялась термопарой К-типа и составляла 150 °С. Проверку герметичности сварного шва проводили методом капиллярной дефектоскопии после корневого прохода.

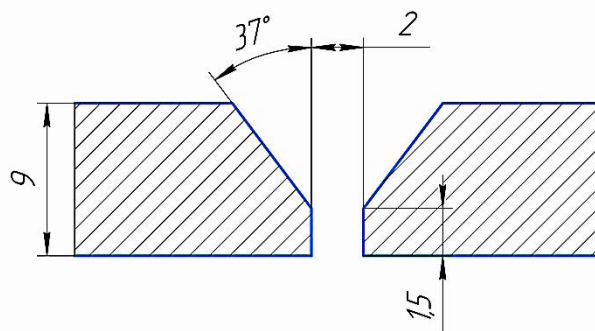


Рис. 1. Схема разделки кромок труб под сварку
Fig. 1. The scheme of cutting the edges of the pipes for welding

Таблица 1

Фактический химический состав металла труб и присадочного материала

Table 1

The actual chemical composition of the metal pipe and filler material

Материал	Содержание химических элементов, масс.%											
	C	Si	Mn	Cr	Ni	Nb	W	Mo	V	Ti	P3M	Fe
Труба	0,43	1,80	0,91	25,60	35,92	1,73	0,34	0,28	0,10	0,24	≤0,5	Bal.
Присадка	0,41	1,75	1,34	26,10	31,60	1,64	0,31	0,16	0,05	0,32	≤0,3	Bal.

Образцы размером 10 × 10 × 15 мм для исследования структуры и измерения микротвердости сплава вырезали с помощью высокоскоростного лезвия из различных участков вдоль и поперек оси трубы (рис. 2).

Металлографические исследования и рентгеновское картирование проводили с использованием светового микроскопа Carl Zeiss Axiovert 40; сканирующего электронного микроскопа (СЭМ) TESCAN VEGA 2 LM, оборудованного полевой эмиссионной пушкой; энергодисперсионного рентгеновского спектрометра Inca X-Max-50. Относительная погрешность рентгено-спектрального микроанализа (РСМА) при определении концентрации химических элементов в фазах в структуре сплава составляла: 3% для Fe, Ni, Cr, Si, Nb, Mo, W, Ti; 20% для С. Для анализа макроструктуры шлифованные темплеты травили в 60% водном растворе соляной кислоты, для выявления микроструктуры применяли электролитическое травление в 10% водном растворе щавелевой кислоты длительностью 30 с.

Микротвердость сплава измеряли на твердомере Виккерса Durascan-20 G5 при нагрузке 10 кгс с интервалом 1 мм между измерениями вдоль оси трубы в середине толщины стенки, а также вблизи наружной и внутренней поверхностей трубы (рис. 3). Профиль измерения микротвердости сварной трубы включал основной металл (ОМ), зону термического влияния (ЗТВ) и металл шва (МШ).

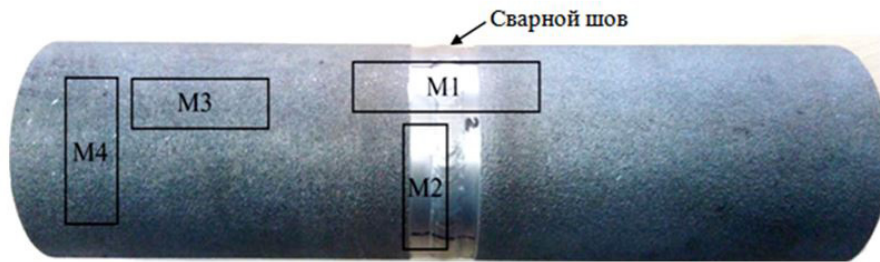


Рис. 2. Участки вырезки образцов из трубного сварного соединения для металлографического анализа и измерения микротвердости сплава

Fig. 2. Plots for cutting samples from a pipe weld for metallographic analysis and microhardness measurements of the alloy

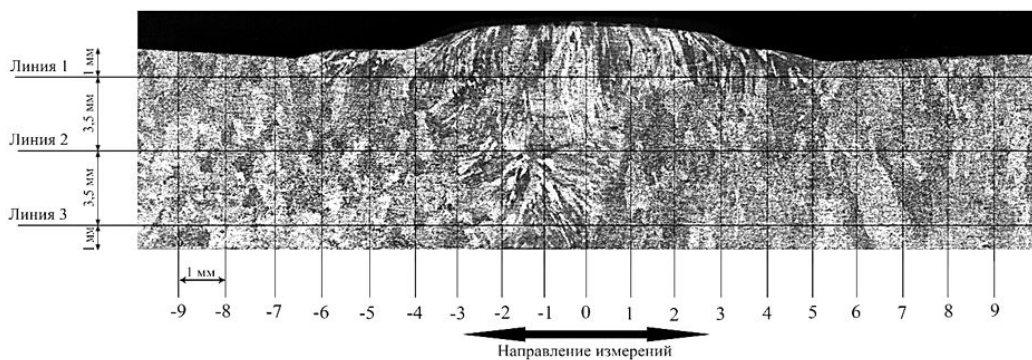


Рис. 3. Схема распределения участков для измерения микротвердости сплава в поперечном сечении трубного сварного соединения

Fig. 3. The distribution scheme of the sites for measuring the microhardness of the alloy in the cross section of the pipe weld

Исследование структуры и измерение твердости сварного соединения на участках ОМ, ЗТВ и МШ проводили после сварки труб в литом состоянии без термической обработки.

Экспериментальные результаты и их обсуждение

Анализ макроструктуры сплава выявил характерные участки сварного соединения: металл шва, зона термического влияния, основной металл (рис. 4, *a-b*). Нарушения сплошности сварного соединения (поры, трещины, несплавление, включения и др.) не обнаружены. Двухслойный сварной шов V-образной формы (от внутренней поверхности трубы к внешней) состоит из четырех участков: первый (корневой) валик, второй валик и два участка усиления сварного шва (рис. 4, *в*). Для обоих валиков характерна выраженная направленность структуры, обусловленная процессом ориентированной кристаллизации. В первом валике столбчатые кристаллы ориентированы в горизонтальном направлении от границы сварной шов/ЗТВ к центру сварочной ванны, во втором валике – в вертикальном направлении вглубь от внешней поверхности трубы. Размер кристаллитов в структуре второго валика в ~ 2 раза больше, чем в первом валике.

Микроструктура сплава во всех участках сварного соединения состоит из дендритов матричного γ -твердого раствора и эвтектических колоний γ -фазы и карбидов Me_xC_y . Однако характер структуры сплава в разных участках соединения значительно различается по степени дисперсности, анизотропии, морфологии эвтектики и размерам карбидных включений, причем объемная доля эвтектики в металле шва возрастает по сравнению с основным металлом (табл. 2).

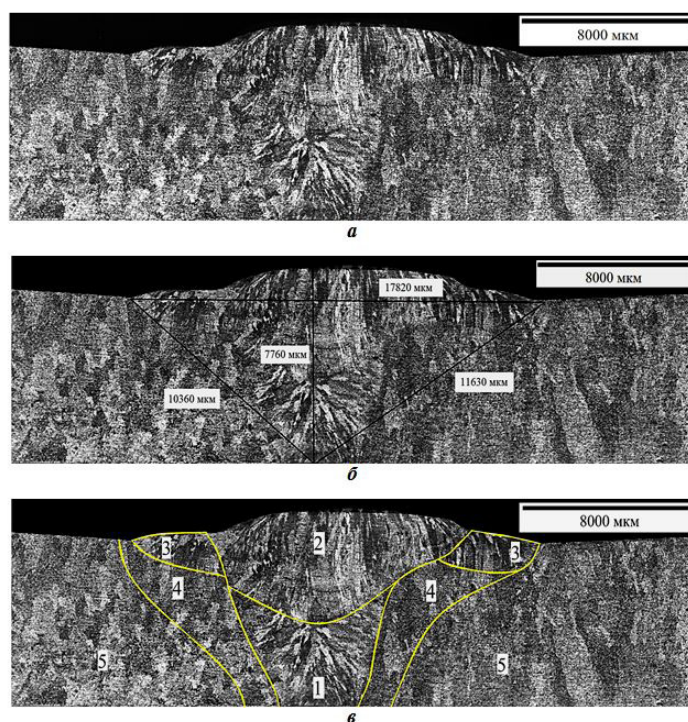


Рис. 4. Макроструктура сплава в поперечном сечении трубного сварного соединения: *a* – общий вид; *b* – вид с размерами металла шва; *c* – вид с выделенными границами различных участков сварного соединения: 1 – первый (корневой) валик, 2 – второй валик, 3 – участок усиления шва, 4 – зона термического влияния, 5 – основной металл

Fig. 4. The macrostructure of the alloy in the cross section of the pipe welded joint: *a* – general view; *b* – view with dimensions of the weld metal; *c* – view with marked boundaries of different sections of the welded joint: 1 – first (root) bead, 2 – second bead, 3 – weld reinforcement, 4 – heat affected zone, 5 – base metal

Таблица 2

Соотношение структурных составляющих в сплаве HP40NbTi в различных участках сварного соединения

Table 2

The ratio of structural components in the HP40NbTi alloy in various sections of the welded joint

Участок сварного соединения		Содержание структурных составляющих, объемн. %	
		γ-твердый раствор	эвтектика и карбиды
Основной металл		75-79	21-25
Металл шва	1-ый валик	68-70	30-32
	2-ой валик	64-68	32-36

В табл. 3 приведены средние значения размера аустенитного зерна в различных участках сварного соединения (рис. 5). Наименьший размер зерна формируется в первом валике, кристаллизующемся и охлаждающемся с максимальной скоростью вследствие контакта малого объема жидкого металла с основным металлом свариваемых труб. Наибольший размер зерна γ-твердого раствора наблюдается во втором валике металла шва, что объясняется его замедленным охлаждением после кристаллизации за счет теплопередачи от первого валика и зоны усиления. Размеры зерна γ-фазы в основном металле и зоне усиления имеют близкие значения. В зоне термического влияния наблюдается существенная разнотернистость структуры. В ЗТВ вблизи границы с металлом шва,

особенно 1-го валика, происходит резкое измельчение аустенитного зерна, вероятно, вследствие рекристаллизации за счет больших внутренних напряжений, возникающих при послесварочном охлаждении сплава. При удалении от границы МШ/ЗТВ размер γ -зерна в ЗТВ постепенно увеличивается и при приближении к границе ЗТВ/ОМ достигает величины зерна в ОМ.

Таблица 3

Средние размеры зерна γ -твердого раствора в структуре сплава HP40NbTi в различных участках сварного соединения

Table 3

The average grain size of the γ -solid solution in the structure of the HP40NbTi alloy in various sections of the welded joint

Участок сварного соединения		Средний размер зерна γ -фазы, мкм	
		Длина	Ширина
Основной металл		580	270
ЗТВ		210-460	110-230
Металл шва	1-ый валик	350	170
	2-ой валик	800	270
Зона усиления		570	160

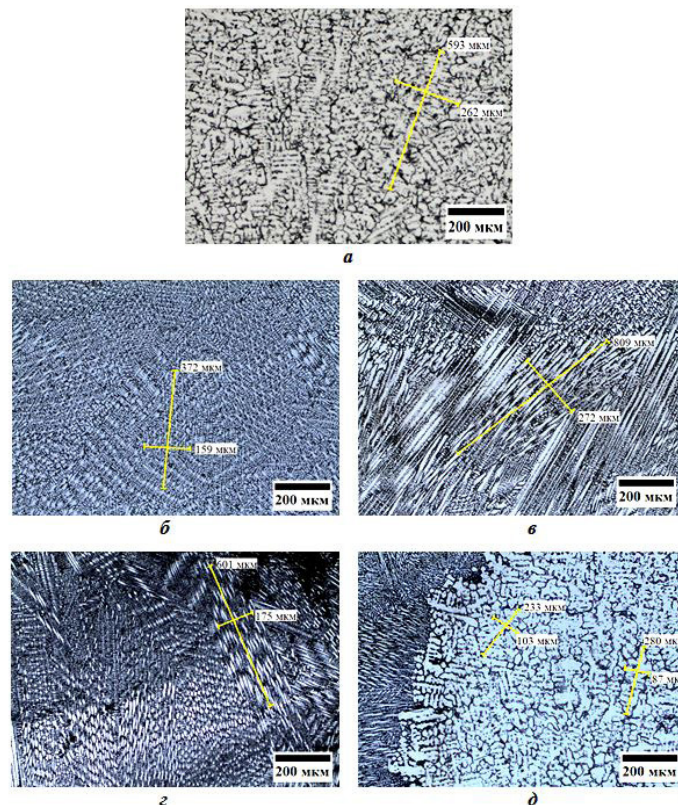


Рис. 5. Размер зерна аустенита в структуре сплава HP40NbTi в различных участках сварного соединения: основной металл (а), МШ 1-го валика (б) и 2-го валика (в), зона усиления (г), граница металла шва 1 валика и ЗТВ (д)

Fig. 5. The austenite grain size in the structure of the HP40NbTi alloy in different sections of the welded joint: the base metal (a), MB of the 1st roll (b) and the 2nd roll (c), the reinforcement zone (d), the weld metal border of 1 roll and HAZ (e)

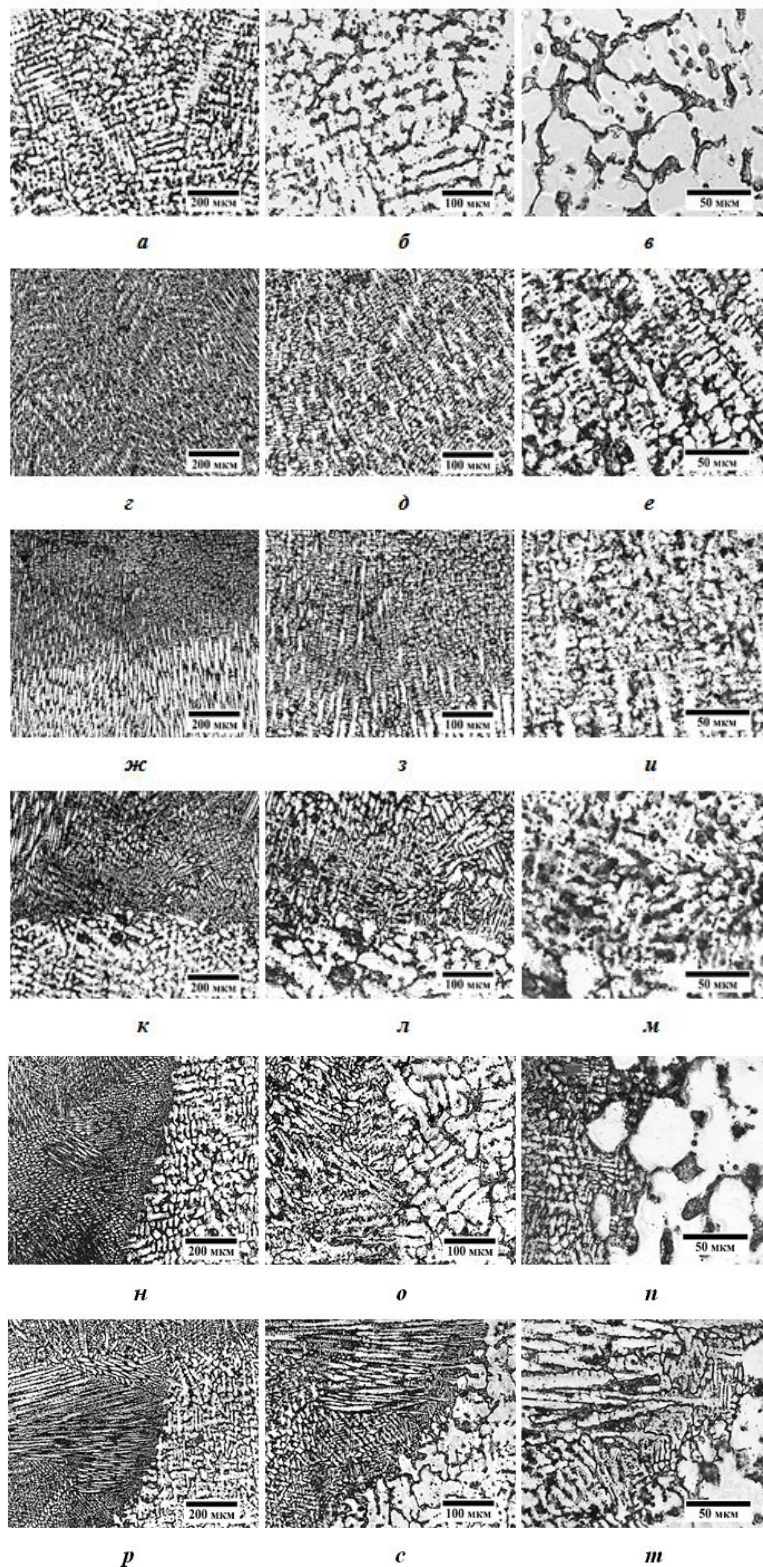


Рис. 6. Микроструктура сплава HP40NbTi в различных участках сварного соединения: основной металл (а-в), МШ 1-го валика (z-e), МШ 2-го валика (ж-и), граница зоны усиления и ЗТВ (к-л), граница МШ 1 валика и ЗТВ (н-н), граница МШ 2 валика и ЗТВ (p-m)

Fig. 6. Microstructure of the HP40NbTi alloy in various sections of the welded joint: base metal (a-c), MB of the 1st roller (d-f), MB of the 2nd roller (g-i), boundary of the gain zone and HAZ (j-l), the boundary of the MB 1 roller and HAZ (m-o), the boundary of the MB 2 roller and HAZ (p-r)

Морфология и размеры дендритов в структуре сплава HP40NbTi также значительно различаются в разных участках сварного соединения (рис. 6). Наиболее крупные дендриты наблюдаются в основном металле. Средний линейный размер дендритной ячейки (дендритных ветвей), измеренный методом случайных секущих, в основном металле составляет 100-130 мкм. В 1-м и 2-м валиках металла шва структура сплава наиболее дисперсная по сравнению с другими участками сварного соединения, причем практически одинаковая в обоих валиках. В металле шва твердый раствор γ -фазы приобретает менее выраженное ячеистое строение, оси дендритов первого и, особенно, второго порядка «размываются», однако структура сплава имеет выраженную направленность в одном направлении. Размер дендритной ячейки МШ составляет 30-50 мкм. Структура сплава в зоне усиления сварного соединения значительно грубее, чем в валиках, но мельче, чем в основном металле; ее направленность практически не выявляется. Размер дендритной ячейки зоны усиления значительно больше, чем участков 1-го и 2-го валиков МШ и составляет 5060 мкм. Структура сплава в ЗТВ по общему характеру и морфологии структурных составляющих близка к основному металлу, но неоднородная по размеру дендритной ячейки, который изменяется в интервале 80-120 мкм, постепенно укрупняясь в направлении от металла шва к основному металлу.

Измерение микротвердости сплава вдоль оси трубы показало, что наибольшие значения 250-260 HV имеет металл шва, микротвердость основного металла и ЗТВ составляют ~ 220 HV и 230-240 HV соответственно (рис. 7). Это согласуется с более высоким содержанием эвтектики (табл. 2) и большей дисперсностью структуры сплава (рис. 6-7) в МШ. При этом максимальные значения микротвердости имеет МШ 1 валика, скорость кристаллизации которого наибольшая.

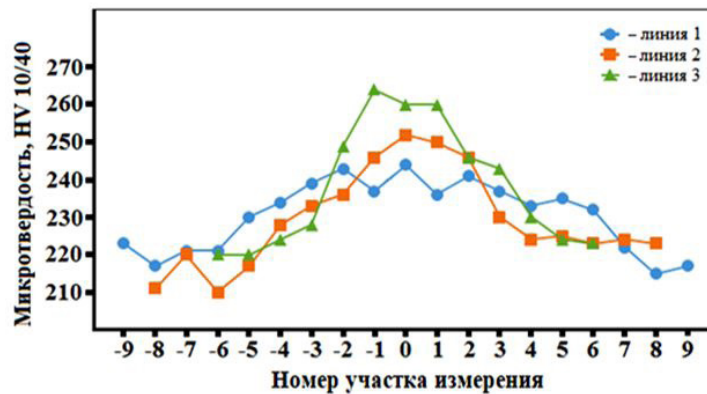


Рис. 7. Изменение микротвердости сплава HP40NbTi вдоль оси сварного трубного соединения. Номера участков и линий измерения – по рис. 3

Fig. 7. Change in microhardness of the HP40NbTi alloy along the axis of the welded pipe joint. The numbers of sections and measurement lines are according to Fig. 3

Исследование микроструктуры сплава с использованием СЭМ подтвердило его качественно одинаковый фазовый состав и существенное различие морфологии эвтектики в разных участках сварного соединения (рис. 8). В структуре основного металла и ЗТВ наблюдается скелетная эвтектика, а в обоих валиках металла шва и зоне усиления – эвтектика типа китайских иероглифов. Эти различия объясняются значительно более высокой скоростью кристаллизации сплава в металле шва по сравнению с основным металлом трубы при литье [36–40], поскольку при сварке образуется малый объем расплавленного металла.

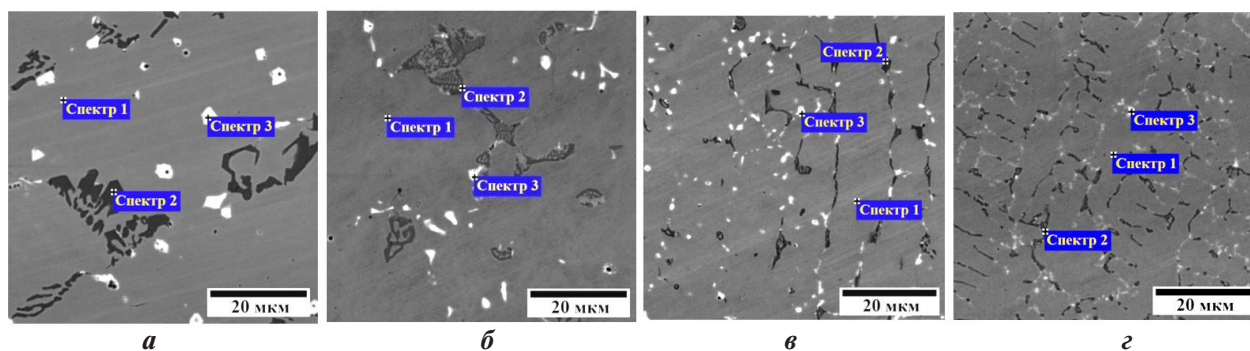


Рис. 8. Микроструктура и химический состав фаз сплава HP40NbTi в различных участках сварного соединения: *a* – основного металла, *б* – ЗТВ, *в* – МШ 1 валика, *г* – МШ 2 валика

Fig. 8. The microstructure and chemical composition of the phases of the HP40NbTi alloy in various sections of the welded joint: *a* – base metal, *b* – HAZ, *c* – MB 1 roller, *d* – MB 2 roller

Спектр №	Фаза	Содержание химических элементов, масс. % (а)										
		Si	Ti	Cr	Fe	Ni	Nb	W	Mn	Mo	V	C
1	γ	1.93	0.06	25.86	34.72	35.60	0.15	0.33	1.03	0.26	0.03	н.о.
2	$Cr_m C_n$	0.04	0.01	79.14	8.35	1.53	0.02	1.30	0.11	0.54	0.02	8.94
3	NbC	0.08	1.15	1.67	0.61	0.66	85.20	0.15	0.03	0.09	0.06	10,30

Примечание. н.о. – содержание элемента не определялось.

Спектр №	Фаза	Содержание химических элементов, масс. % (б)										
		Si	Ti	Cr	Fe	Ni	Nb	W	Mn	Mo	V	C
1	γ	1.26	0.02	25.58	36.23	34.54	0.49	0.23	1.37	0.23	0.02	н.о.
2	$Cr_m C_n$	0.03	0.01	78.24	9.14	2.15	0.02	1.05	0.10	0.54	0.02	8.70
3	NbC	0.13	0.53	0.24	0.42	0.56	87.55	0.18	0.03	0.14	0.07	10,15

Примечание. н.о. – содержание элемента не определялось.

Спектр №	Фаза	Содержание химических элементов, масс. % (в)										
		Si	Ti	Cr	Fe	Ni	Nb	W	Mn	Mo	V	C
1	γ	1.46	0.03	26.55	35.64	33.67	0.43	0.47	1.46	0.24	0.02	н.о.
2	$Cr_m C_n$	0.07	0.02	63.70	15.23	10.65	0.41	0.43	0.15	0.75	0.04	8.55
3	NbC	0.29	2.14	8.32	3.63	5.14	70.25	0.20	0.09	0.16	0.13	9,65

Примечание. н.о. – содержание элемента не определялось.

Спектр №	Фаза	Содержание химических элементов, масс. % (г)										
		Si	Ti	Cr	Fe	Ni	Nb	W	Mn	Mo	V	C
1	γ	1.52	0.04	26.43	34.86	34.66	0.27	0.38	1.57	0.22	0.02	н.о.
2	$Cr_m C_n$	0.25	0.07	64.50	12.67	11.85	0.78	0.32	0.13	0.54	0.04	8.82
3	NbC	0.43	2.56	6.14	4.95	3.32	72.23	0.16	0.06	0.11	0.07	9,94

Примечание. н.о. – содержание элемента не определялось.

Результаты РСМА выявили различие химического состава γ -фазы и карбидов в структуре сплава HP40NbTi в разных участках сварного соединения.

Анализ состава γ -фазы в структуре сплава проводили вдоль оси трубы посередине ее толщины (рис. 9). На рис. 10 показано изменение содержания химических компонентов сплава в ма-

тричном γ -твердом растворе в области сварного соединения, включающей основной металл, зону термического влияния и металла шва. Видно, что концентрация основных легирующих элементов – Fe, Ni, Cr в γ -фазе практически одинаковая во всех участках сварного соединения, как и тугоплавких элементов – Ti, V, Mo. Однако содержание Si, Nb, Mn в разных участках различается в 1,5-2 раза. Концентрация Nb и Mn минимальная в ОМ, возрастает в ЗТВ и максимальная в МШ. Концентрация Si изменяется в противоположном направлении: максимальная в ОМ и минимальная в МШ.

Установленные закономерности изменения концентрации Si и Nb в γ -твердом растворе в разных участках сварного соединения невозможно объяснить различиями в химическом составе металла трубы и сварочной проволоки. Если концентрация Mn в сварочной проволоке, действительно, несколько больше, чем в металле трубы, то концентрация Nb – меньше, а Si – практически одинаковая (табл. 1). Таким образом, полученные результаты показывают, что при сварке труб, в сплаве HP40NbTi в ЗТВ и металле шва протекают процессы, вызывающие обеднение матричной γ -фазы кремнием и обогащение ниобием.



Рис. 9. Расположение участков анализа химического состава γ -твердого раствора в структуре сплава HP40NbTi вдоль оси трубного сварного соединения

Fig. 9. The location of the sections of the analysis of the chemical composition of the γ -solid solution in the structure of the HP40NbTi alloy along the axis of the pipe weld

Химический состав карбидов хрома и карбидов ниобия также различается в разных участках сварного соединения. В металле шва состав карбидов более неоднороден: часть основных карбидообразующих элементов – Nb и Cr замещена Fe и Ni (рис. 8).

Элементный анализ состава фаз выявил еще одну характерную особенность распределения химических элементов в структуре сплава HP40NbTi. Сравнение карт распределения химических элементов в структуре сплава в различных участках сварного соединения показывает существенное различие в характере распределения Si в γ -фазе (рис. 11–13). Если в основном металле кремний равномерно распределен в твердом растворе, то в металле шва и, особенно, в ЗТВ наблюдается явно выраженная сегрегация Si вблизи карбидов ниобия и хрома.

Особенность структуры зоны термического влияния сварного соединения не ограничивается наличием локальных сегрегаций кремния. Использование РЭМ позволило выявить образование светло-серых включений в структуре сплава HP40NbTi в ЗТВ. Наибольшее количество включений присутствует в участках ЗТВ, расположенных вблизи границы с металлом шва (рис. 14). Они располагаются в γ -фазе вблизи с первичными карбидами или на межфазных границах карбид/матрица и сопоставимы по размеру с включениями карбидных фаз. РСМА светло-серых включений в структуре сплава показал, что эта фаза обогащена кремнием, никелем и ниобием, а также содержит хром, железо и титан (рис. 15).

Известно, что в процессе выдержки при температурах 800-950 °C в структуре сплава HP40NbTi происходит превращение карбида NbC с образованием интерметаллидной G-фазы с формулой Nb₆Ni₁₆Si₇ [41–45]. Однако при кратковременной выдержке фазовый переход может не завер-

шаться и, в этом случае, часть никеля и ниобия в интерметаллиде будет замещена хромом и титаном соответственно. Подобные структуры наблюдали в [46–49]. Из полученных результатов следует, что температуры и длительность нагрева сплава HP40NbTi при сварке труб являются достаточными для развития процесса образования G-фазы в его структуре в зоне термического влияния.

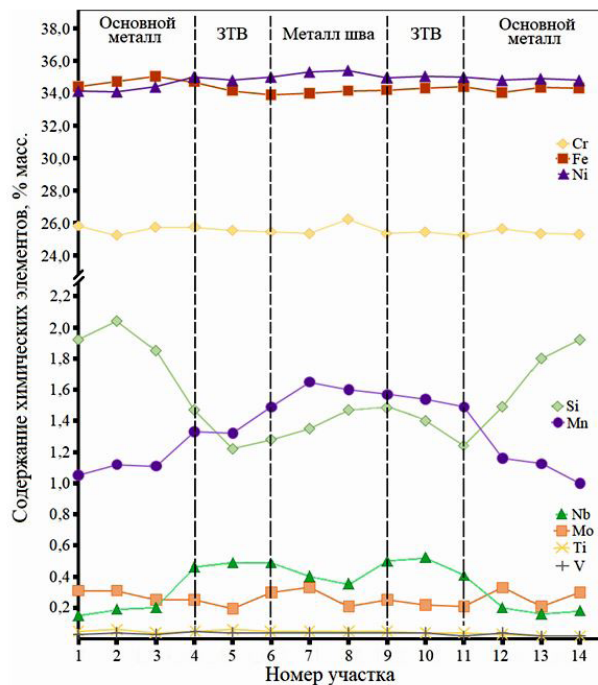


Рис. 10. Изменение содержания химических элементов в γ -твердом растворе в структуре сплава HP40NbTi вдоль оси трубного сварного соединения. Номера участков исследования – по рис. 9

Fig. 10. Change in the content of chemical elements in the γ -solid solution in the structure of the HP40NbTi alloy along the axis of the pipe weld. The numbers of the study sites are according to Fig. 9

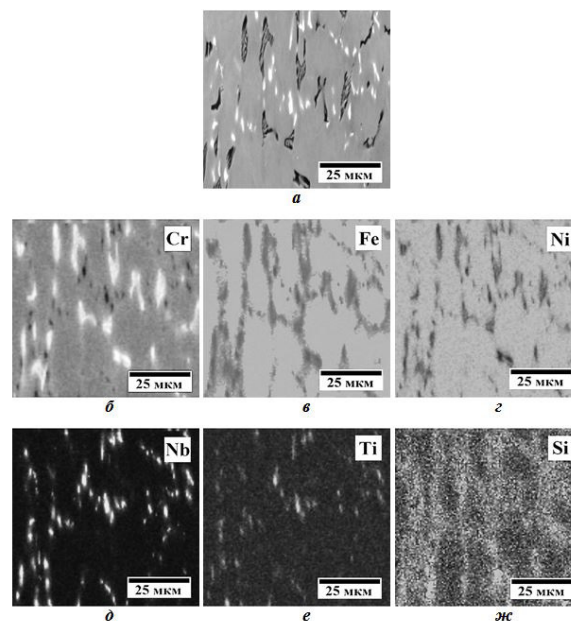


Рис. 11. Микроструктура сплава HP40NbTi в 1-м валике металла шва сварного соединения в обратно-рассеянных электронах (а) и карты распределения Cr (б), Fe (в), Ni (д), Nb (е), Ti (ф), Si (ж)

Fig. 11. The microstructure of the HP40NbTi alloy in the 1st roll of the weld metal in back-scattered electrons (a) and the distribution map Cr (b), Fe (c), Ni (d), Nb (e), Ti (f), Si (g)

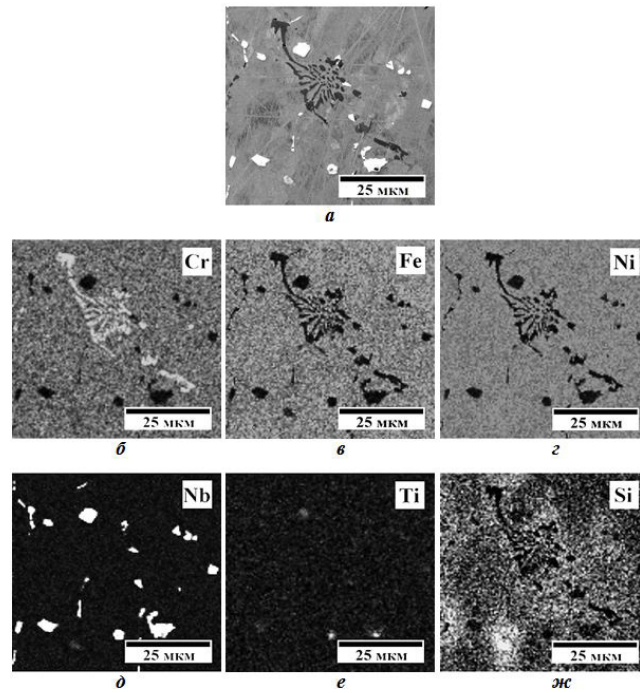


Рис. 12. Микроструктура сплава HP40NbTi в ЗТВ вблизи 1-го валика металла шва сварного соединения в обратно-рассеянных электронах (а) и карты распределения Cr (б), Fe (в), Ni (г), Nb (д), Ti (е), Si (ж)

Fig. 12. Microstructure of the HP40NbTi alloy in the HAZ near the 1st roll of the weld metal in backscattered electrons (a) and the distribution map Cr (b), Fe (c), Ni (d), Nb (e), Ti (f), Si (g)

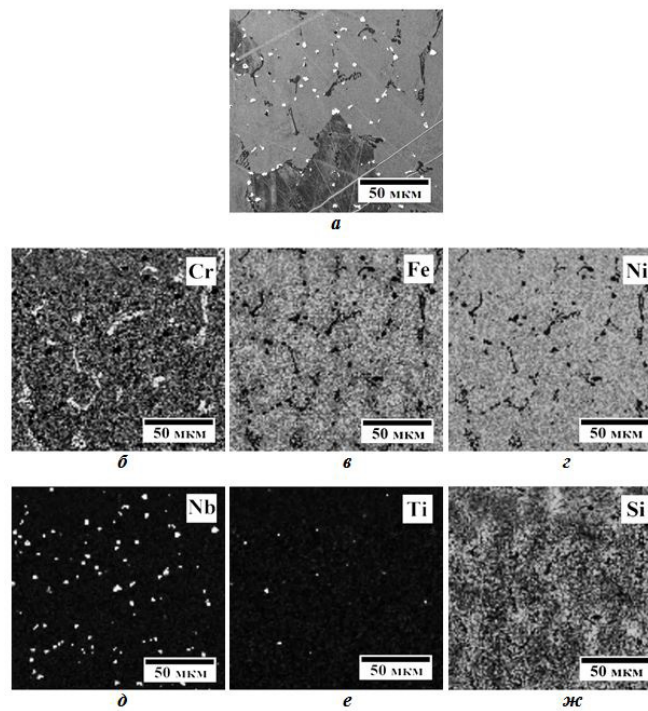


Рис. 13. Микроструктура сплава HP40NbTi в ЗТВ вблизи 2-го валика металла шва сварного соединения в обратно-рассеянных электронах (а) и карты распределения Cr (б), Fe (в), Ni (г), Nb (д), Ti (е), Si (ж)

Fig. 13. Microstructure of the HP40NbTi alloy in the HAZ near the 2nd roll of the weld metal in backscattered electrons (a) and the distribution map Cr (b), Fe (c), Ni (d), Nb (e), Ti (f), Si (g)

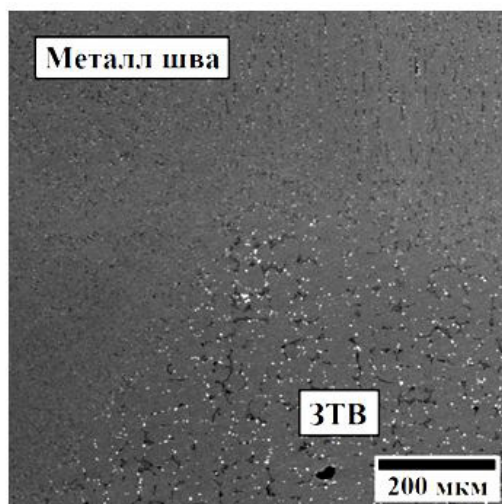


Рис. 14. Микроструктура сплава HP40NbTi в области границы ЗТВ/1-ый валик МШ сварного соединения
 Fig. 14. Microstructure of the HP40NbTi alloy in the region of the HAZ boundary / 1st welded joint roll

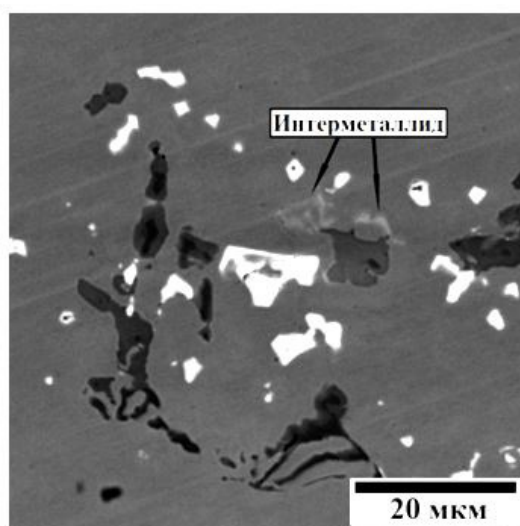


Рис. 15. Микроструктура сплава HP40NbTi в обратно-отраженных электронах в ЗТВ вблизи 2-го валика металла шва сварного соединения и химический состав интерметаллидной фазы

Fig. 15. Microstructure of the HP40NbTi alloy in back-reflected electrons in the HAZ near the 2nd roll of the weld metal and the chemical composition of the intermetallic phase

Фаза	Содержание химических элементов, масс. %					
	Si	Ti	Cr	Fe	Ni	Nb
Интерметаллид	8,02	0,05	23,41	8,19	31,20	29,13

Таким образом, исследование выявило выраженную структурно-фазовую неоднородность сварного соединения центробежнолитых труб из сплава HP40NbTi. Микроструктура металла шва значительно дисперснее и содержит большее количество карбидной фазы по сравнению с основным металлом. Состав карбидов на основе Nb и Cr в этом участке соединения также более неоднородный и содержит, кроме основных карбидообразующих элементов, большее количество других металлических элементов состава сплава. Матричная γ -фаза в металле шва и ЗТВ содержит меньшее количество кремния и большее – ниобия и марганца по сравнению с основным

металлом. Повышенное содержание марганца в γ -фазе в этих участках обусловлено существенно большей его концентрацией в сварочной проволоке (табл. 1). Однако изменение содержания Si и Nb связано с диффузионными процессами в сплаве, провоцируемыми нагревом при сварке труб. Элементное картирование выявило характерную особенность распределения кремния в структуре ЗТВ. Кремний образует значительные сегрегации по границам первичных зерен γ -фазы, концентрируясь вблизи эвтектических карбидов ниобия и хрома (рис. 11–13). Следствием этого является развитие процесса формирования G-фазы, включения которой располагаются вблизи первичных карбидов в структуре сплава в зоне термического влияния сварного соединения (рис. 14–15). Следовательно, нагрев ЗТВ сплава HP40NbTi до температур 600–900 °C при двухпроходной сварке провоцирует протекание превращения NbC \rightarrow G-фаза. Вероятно, этим объясняется уменьшение концентрации Si и увеличение содержания Nb в γ -фазе в ЗТВ и металле шва, определяемое РСМА (рис. 9–10).

Значительная неоднородность структуры и ускоренное образование G-фазы в ЗТВ при сварке труб из сплава HP40NbTi должны приводить к неоднородности механических свойств сварного соединения [6, 50–59]. Это подтверждается существенным различием в уровне микротвердости сплава в разных участках сварного соединения. Вследствие такой неоднородности возникает неопределенность участка разрушения сварных труб при эксплуатации и невозможность прогнозирования ресурса оборудования. Анализ влияния структуры на механические свойства сварного соединения центробежнолитых труб из сплава HP40NbTi является целью дальнейших исследований.

Заключение

Структура сварного соединения центробежнолитых труб из сплава Fe-25Cr-35Ni-0.45C имеет выраженную неоднородность и значительно различается дисперсностью, соотношением и составом фаз в различных участках: основном металле, зоне термического влияния и металле шва. После сварки труб из сплава Fe-25Cr-35Ni-0.45C в зоне термического влияния сварного соединения выявляется локальная повышенная концентрация кремния и образование интерметаллидной фазы вблизи эвтектических карбидов ниобия и хрома. Микротвердость сплава также существенно различается в металле шва, зоне термического влияния и основном металле, что свидетельствует о неоднородности механических свойств трубного сварного соединения и может оказывать отрицательное влияние на его ресурс при эксплуатации.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

- [1] **Garbiak M., Jasinski W., Piekarski B.** Materials for reformer furnace tubes. History of evolution // Archives of Foundry Engineering. 2011. V. 11. Is. 2. P. 47-52.
- [2] **Tawancy H.M., Ul-Hamid A., Mohammed A.I., Abbas N.M.** Effect of materials selection and design on the performance of an engineering product – An example from petrochemical industry // Materials & Design. 2007. V. 28. Is. 2. P.686-703.
- [3] **Ghatak A., Robi P.S.** High-temperature tensile properties and creep life assessment of 25Cr35NiNb micro-alloyed steel // Journal of Materials Engineering and Performance. 2016. V. 25. Is. 5. P. 2000-2007.
- [4] **Ul-Hamid A., Tawancy H.M., Mohammed A-R.I., Abbas N.M.** Failure analysis of furnace radiant tubes exposed to excessive temperature // Engineering Failure Analysis. 2006. V. 13. Is. 6. P. 1005-1021.
- [5] **Bonaccorsi L., Guglielmino E., Pino R., Servetto C., Sili A.** Damage analysis in Fe-Cr-Ni centrifugally cast alloy tubes for reforming furnaces // Engineering Failure Analysis. 2014. V. 36. P. 65-74.
- [6] **Alvino A., Lega D., Giacobbe F., Mazzocchi V., Rinaldi A.** Damage characterization in two reformer heater tubes after nearly 10 2020s of service at different operative and maintenance conditions // Engineering Failure Analysis. 2010. V. 17. Iss. 7-8. P. 1526-1541.

- [7] **Alessio D., Gonzalez G., Fernandez Pirrone V., Iurman L., Moro L.** Variation of creep properties in HP steel by influence of temperature // *Procedia Materials Science*. 2012. V. 1. P. 104-109.
- [8] **Kenik E.A., Maziasz P.J., Swindeman R.W., Cervenka J., May D.** Structure and phase stability in cast modified-HP austenite after long-term ageing // *Scripta Materialia*. 2003. V. 49. Is. 2. P. 117-122.
- [9] **Рудской А.И., Орыщенко А.С., Кондратьев С.Ю., Анастасиади Г.П., Фукс М.Д., Петров С.Н.** Особенности структуры и длительная прочность литого жаропрочного сплава 45X26H33C2B2 // *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2013. № 4 (694). С. 42-47.
- [10] **Borjali S., Allahkaram S.R., Khosravi H.** Effects of working temperature and carbon diffusion on the microstructure of high pressure heat-resistant stainless steel tubes used in pyrolysis furnaces during service condition // *Materials & Design*. 2012. V. 34. P. 65-73.
- [11] **Рудской А.И., Кондратьев С.Ю., Анастасиади Г.П., Орыщенко А.С., Фукс М.Д., Петров С.Н.** Трансформация структуры жаропрочного сплава 0,45С – 26Cr – 33Ni – 2Si – 2Nb при длительной высокотемпературной выдержке // *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2013. № 10 (700). С. 7-14.
- [12] **Рудской А.И., Анастасиади Г.П., Кондратьев С.Ю., Орыщенко А.С., Фукс М.Д.** Влияние фактора числа электронных вакансий на кинетику образования, роста и растворения фаз при длительных высокотемпературных выдержках жаропрочного сплава 0.45C-26Cr-33Ni-2Si-2Nb // *Физика металлов и металловедение*. 2014. Т. 115. № 1. С. 3-13.
- [13] **Орыщенко А.С., Кондратьев С.Ю., Анастасиади Г.П., Фукс М.Д., Петров С.Н.** Особенности структурных изменений в жаропрочном сплаве 0.45C-26Cr-33Ni-2Si-2Nb при температурах эксплуатации. Сообщение 1. Литое состояние // *Научно-технические ведомости СПбГПУ*. 2012. № 1 (142). С. 155-163.
- [14] **Орыщенко А.С., Кондратьев С.Ю., Анастасиади Г.П., Фукс М.Д., Петров С.Н.** Особенности структурных изменений в жаропрочном сплаве 0.45C-26Cr-33Ni-2Si-2Nb при температурах эксплуатации. Сообщение 2. Влияние высокотемпературной выдержки // *Научно-технические ведомости СПбГПУ*. 2012. № 1–1 (147). С. 217-228.
- [15] **Рудской А.И., Анастасиади Г.П., Орыщенко А.С., Кондратьев С.Ю., Фукс М.Д.** Особенности структурных изменений в жаропрочном сплаве 0.45C-26Cr-33Ni-2Si-2Nb при температурах эксплуатации. Сообщение 3. Механизм и кинетика фазовых превращений // *Научно-технические ведомости СПбГПУ*. 2012. № 3–2 (154). С. 143-150.
- [16] **Фукс М.Д., Зеленин Ю.В., Кондратьев С.Ю.** Исследование качества металла толстостенных труб из коррозионно-стойких сталей // *Заготовительные производства в машиностроении*. 2012. № 2. С. 36-38.
- [17] **Santos M., Guedes M., Baptista R., Infante V., Cláudio R.A.** Effect of severe operation conditions on the degradation state of radiant coils in pyrolysis furnaces // *Engineering Failure Analysis*. 2015. V. 56. P. 194-203.
- [18] **Pman M.N., Kusmono.** Analysis of material degradation and life assessment of 25Cr-38Ni-Mo-Ti wrought alloy steel (HPM) for cracking tubes in an ethylene plant // *Engineering Failure Analysis*. 2014. V. 42. P. 100-108.
- [19] **Monobe L.S., Schön C.G.** Microstructural and fractographic investigation of a centrifugally cast 20Cr32Ni+Nb alloy tube in the as cast and aged states // *Journal of Materials Research and Technology*. 2013. V. 2. Is. 2. P. 195-201.
- [20] **Wang W.Z., Xuan F.Z., Wang Z.D., Wang B., Liu C.J.** Effect of overheating temperature on the microstructure and creep behavior of HP40Nb alloy // *Materials & Design*. 2011. V. 32. Is. 7. P. 4010-4016.
- [21] **Guo J., Cheng C., Li H., Zhao J., Min X.** Microstructural analysis of Cr35Ni45Nb heat-resistant steel after a five-2020 service in pyrolysis furnace // *Engineering Failure Analysis*. 2017. V. 79. P. 625-633.
- [22] **Liu C.J., Chen Y.** Variations of the microstructure and mechanical properties of HP40Nb hydrogen reformer tube with time at elevated temperature // *Materials & Design*. 2011. V. 32. Is. 4. P. 2507-2512.

[23] **Mostafaei M., Shamanian M., Purmohamad H., Amini M., Saatchi A.** Microstructural degradation of two cast heat resistant reformer tubes after long term service exposure // *Engineering Failure Analysis*. 2011. V. 18. Is. 1. P. 164-171.

[24] **Alvino A., Ramires D., Tonti A., Lega D.** Influence of chemical composition on microstructure and phase evolution of two HP heat resistant stainless steels after long term plant-service aging // *Materials at High Temperatures*. 2014. V. 31. Is. 1. P. 2-11.

[25] **Hu B., Chen X., Liu C., Lian C., Chen T.** Study on microstructure and properties of centrifugal casting 35Cr45NiNb+MA furnace tubes during service // *Materials at High Temperatures*. 2019. V. 36. Is. 6. P. 489-498.

[26] **Guo J., Cao T., Cheng C., Meng X., Zhao J.** Microstructure evolution and mechanical properties degradation of HPNb alloy after a five-2020 service // *Materials Research Express*. 2018. V. 5. Is. 4. 046509.

[27] **Рудской А.И., Орыщенко А.С., Кондратьев С.Ю., Анастасиади Г.П., Фукс М.Д.** Механизм и кинетика фазовых превращений в жаропрочном сплаве 45Х26Н33С2Б2 при длительных высокотемпературных выдержках. Часть 1 // *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2014. № 1 (703). С. 3-8.

[28] **Рудской А.И., Кондратьев С.Ю., Анастасиади Г.П., Орыщенко А.С., Фукс М.Д.** Механизм и кинетика фазовых превращений в жаропрочном сплаве 45Х26Н33С2Б2 при длительных высокотемпературных выдержках. Часть 2 // *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2014. № 3 (705). С. 12-19.

[29] **Кондратьев С.Ю., Пташник А.В., Анастасиади Г.П., Петров С.Н.** Анализ превращений карбидных фаз в сплаве 25Cr35Ni методом количественной электронной микроскопии // *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2015. № 7 (721). С. 36-43.

[30] **de Almeida L.H., Emygdio P.R.O., Le May I., Ferraz F.C.** Microstructural characterization and geometrical analysis of welded joints of high temperature stainless steel tubes / In: Burke M.G., Clark E.A., Palmiere E.J., editors. *Microstructural science. Understanding microstructure: key to advances in materials*, Vol. 24. Materials Park (OH): ASM; 1996. – P. 193-198.

[31] **Allahkaram S.R., Borjali S., Khosravi H.** Investigation of weldability and property changes of high pressure heat-resistant cast stainless steel tubes used in pyrolysis furnaces after a five-2020 service // *Materials & Design*. January 2012. Vol. 33. P. 476-484.

[32] **Guglielmino E., Pino R., Servetto C., Sili A.** Damage investigation on welded tubes of a reforming furnace // *La Metallurgia Italiana*. 2015. V. 107. Is. 1. P. 53-58.

[33] **Singhatham C., Eidhed K.** The study of welding repair parameters of tube 35Cr-45Ni-Nb alloy of the ethylene heating furnace // *Applied Mechanics and Materials*. 2016. N 848. P. 35-38.

[34] **Maeda T., Terwijn F.** Carburization resistance of high-Cr, high-Ni weld overlaid furnace tubes for ethylene pyrolysis / 2005 AIChE Spring National Meeting, Conference Proceeding. 2005. P. 1039-1048.

[35] **Abbasi M., Park I., Ro Y., Nam J., Ji Y., Kim J., Ayer R.** Microstructural evaluation of welded fresh-to-aged reformer tubes used in hydrogen production plants // *Engineering Failure Analysis*. 2018. V. 92. P. 368-377.

[36] **Анастасиади Г.П., Кондратьев С.Ю., Орыщенко А.С., Петров С.Н., Фукс М.Д.** Влияние циклов «нагрев – охлаждение» на длительную прочность литого жаропрочного сплава 45Х26Н33С2Б2 // *Научно-технические ведомости СПбГПУ*. 2013. № 1 (166). С. 113-120.

[37] **Анастасиади Г.П., Кондратьев С.Ю., Орыщенко А.С., Фукс М.Д.** Влияние скорости охлаждения при технологическом термоциклировании на длительную прочность литого жаропрочного сплава 45Х26Н33С2Б2 // *Научно-технические ведомости СПбГПУ*. 2013. № 2 (171). С. 109-119.

[38] **Kondrat'ev S.Y., Anastasiadi G.P., Ptashnik A.V., Petrov S.N.** Kinetics of the high-temperature oxidation of heat-resistant statically and centrifugally cast HP40NbTi alloys // *Oxidation of Metals*. 2019. Vol. 91. Is. 1-2. P. 33-53.

[39] **Кондратьев С.Ю., Петров С.Н., Анастасиади Г.П., Цеменко А.В.** Структурные особенности высокотемпературного окисления литого жаропрочного сплава HP40NbTi. Часть I. Кинетика окисления // *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2020. № 1 (775). С. 35-46.

- [40] **Кондратьев С.Ю., Петров С.Н., Анастасиади Г.П., Цеменко А.В.** Структурные особенности высокотемпературного окисления литого жаропрочного сплава HP40NbTi. Часть II. Эволюция микроструктуры и фазового состава // *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2020. № 1 (775). С. 47-56.
- [41] **Beattie H.J., Versnyder F.L.** A new complex phase in a high-temperature alloy // *Nature*. 1956. V. 178. P. 208-209.
- [42] **Bergman G., Waugh J.L.T.** The crystal structure of the intermetallic compound M6Si7Cu16 // *Acta Crystallographica*. 1956. V. 9. Pt 3. P. 214–217.
- [43] **Villars P., Calvert L.D. (Eds.)** Pearson's handbook of crystallographic data for intermetallic phases. – 2nd ed., in 4 vols. – Materials Park, Ohio: ASM International, 1991. – V. 3. P. 4531-4532.
- [44] **Chen Y., Dai X., Chen X., Yang B.** The characterization of G-phase in Fe20Cr9Ni cast duplex stainless steel // *Materials Characterization*. 2019. V. 149. P. 74-81.
- [45] **Ribeiro A.F., Borges R.M.T., de Almeida L.H.** Phase transformation in heat resistant steels observed by STEM (NbTi)C–NiNbSi (G-Phase) // *Acta Microscopica*. 2002. V. 11. Is. 1. P. 59-63.
- [46] **Piekarski B.** Effect of Nb and Ti additions on microstructure, and identification of precipitates in stabilized Ni-Cr cast austenitic steels // *Materials Characterization*. 2001. V. 47. Is. 3-4. P. 181-186.
- [47] **Ibañez R.A.P., de Almeida Soares G.D., de Almeida L.H., Le May I.** Effects of Si content on the microstructure of modified-HP austenitic steels // *Materials Characterization*. 1993. V. 30. Is. 4. P. 243-249.
- [48] **Powell D.J., Pilkington R., Miller D.A.** The precipitation characteristics of 20% Cr/25% Ni–Nb stabilised stainless steel // *Acta Metallurgica*. 1988. V. 36. Is. 3. P. 713-724.
- [49] **Yoshida M.** The segregation of silicon on austenite grain boundaries and on austenite/carbide interfaces in high carbon steels // *Scripta Metallurgica*. 1982. Vol. 16. Is. 7. P. 787-790.
- [50] **Chen Q.Z., Thomas C.W., Knowles D.M.** Characterisation of 20Cr32Ni1Nb alloys in as-cast and ex-service conditions by SEM, TEM and EDX // *Materials Science and Engineering: A*. 2004. V. 374. Is. 1-2. P. 398-408.
- [51] **Ecob R.C., Lobb R.C., Kohler V.L.** The formation of G-phase in 20/25 Nb stainless steel AGR fuel cladding alloy and its effect on creep properties // *Journal of Materials Science*. 1987. Vol. 22. Is. 8. P. 2867-2880.
- [52] **Knowles D.M., Thomas C.W., Keen D.J., Chen Q.Z.** In service embrittlement of cast 20Cr32Ni1Nb components used in steam reformer applications // *International Journal of Pressure Vessels and Piping*. 2004. V. 81. Is. 6. P. 499-506.
- [53] **Abbasi M., Park I., Ro Y., Ji Y., Ayer R., Shim J.-H.** G-phase formation in twenty-2020s aged heat-resistant cast austenitic steel reformer tube // *Materials Characterization*. 2019. V. 148. P. 297-306.
- [54] **de Almeida L.H., Ribeiro A.F., Le May I.** Microstructural characterization of modified 25Cr–35Ni centrifugally cast steel furnace tubes // *Materials Characterization*. 2002. V. 49 Is. 3. P. 219-229.
- [55] **Swaminathan J., Guguloth K., Gunjan M., Roy P., Ghosh R.** Failure analysis and remaining life assessment of service exposed primary reformer heater tubes // *Engineering Failure Analysis*. 2008. V. 15. Is. 4. P. 311-331.
- [56] **Andrade A.R., Bolfarini C., Ferreira L.A.M., Souza Filho C.D., Bonazzi L.H.C.** Titanium micro addition in a centrifugally cast HPNb alloy: High temperature mechanical properties // *Materials Science and Engineering: A*. 2015. V. 636. P. 48-52.
- [57] **Alomari A.S., Kumar N., Murty K.L.** Creep behavior and microstructural evolution of a Fe-20Cr-25Ni (mass percent) austenitic stainless steel (Alloy 709) at elevated temperatures // *Metallurgical and Materials Transactions A*. 2019. Vol. 50A. Is. 2. P. 641-654.
- [58] **Sun D., Lee H., Jeon C., Bower A., Kumar S., Park I., Ro Y., Ayer R.** Evolution of microstructure and creep behavior in an Fe-Ni-Cr-Nb-C alloy during service in hydrocarbon cracker tubes // *Journal of Materials Engineering and Performance*. 2019. V. 28. P. 6588–6602.

[59] Liu C., Chen X., Chen T., Nie D., Wang L. Carbide transformation in carburised zone of 25Cr35NiNb+MA alloy after high-temperature service // Materials at High Temperatures. 2016. V. 33. Is. 1. P. 98-104.

СВЕДЕНИЯ ОБ АВТОРАХ

ФУКС Михаил Дмитриевич – зам. нач. НПК 6 - нач. лаб 61, НИЦ «Курчатовский институт» – ЦНИИ КМ «Прометей», канд. техн. наук.
E-mail: stoma_87@mail.ru

ФРОЛОВ Максим Алексеевич – инженер, НИЦ «Курчатовский институт» – ЦНИИ КМ «Прометей», без степени.
E-mail: frolov_maks20@mail.ru

СВЯТЫШЕВА Екатерина Вадимовна – инженер, НИЦ «Курчатовский институт» – ЦНИИ КМ «Прометей», без степени.
E-mail: svyatysheva.ek@yandex.ru

ЦЕМЕНКО Алина Вадимовна – инженер 1-й категории, НИЦ «Курчатовский институт» – ЦНИИ КМ «Прометей», без степени.
E-mail: ptashnik.avp1993@yandex.ru

Дата поступления статьи в редакцию: 30.04.2020

REFERENCES

[1] M. Garbiak, W. Jasinski, B. Piekarski, Materials for reformer furnace tubes. History of evolution // Archives of Foundry Engineering. 2011. V. 11. Is. 2. P. 47-52.

[2] H.M. Tawancy, A. Ul-Hamid, A.I. Mohammed, N.M. Abbas, Effect of materials selection and design on the performance of an engineering product – An example from petrochemical industry // Materials & Design. 2007. V. 28. Is. 2. P. 686-703.

[3] A. Ghatak, P.S. Robi, High-temperature tensile properties and creep life assessment of 25Cr35NiNb micro-alloyed steel // Journal of Materials Engineering and Performance. 2016. V. 25. Is. 5. P. 2000-2007.

[4] A. Ul-Hamid, H.M. Tawancy, A-R.I. Mohammed, N.M. Abbas, Failure analysis of furnace radiant tubes exposed to excessive temperature // Engineering Failure Analysis. 2006. V. 13. Is. 6. P. 1005-1021.

[5] L. Bonaccorsi, E. Guglielmino, R. Pino, C. Servetto, A. Sili, Damage analysis in Fe-Cr-Ni centrifugally cast alloy tubes for reforming furnaces // Engineering Failure Analysis. 2014. V. 36. P. 65-74.

[6] A. Alvino, D. Lega, F. Giacobbe, V. Mazzocchi, A. Rinaldi, Damage characterization in two reformer heater tubes after nearly 10 years of service at different operative and maintenance conditions // Engineering Failure Analysis. 2010. V. 17. Iss. 7-8. P. 1526-1541.

[7] D. Alessio, G. Gonzalez, V. Fernandez Pirrone, L. Iurman, L. Moro, Variation of creep properties in HP steel by influence of temperature // Procedia Materials Science. 2012. V. 1. P. 104-109.

[8] E.A. Kenik, P.J. Maziasz, R.W. Swindeman, J. Cervenka, D. May, Structure and phase stability in cast modified-HP austenite after long-term ageing // Scripta Materialia. 2003. V. 49. Is. 2. P. 117-122.

[9] A.I. Rudskoy, A.S. Oryshchenko, S.Yu. Kondratyev, G.P. Anastasiadi, M.D. Fuks, S.N. Petrov, Osobennosti struktury i dlitelnaya prochnost litogo zharoprochnogo splava 45Kh26N33S2B2 // Metallovedeniye i termicheskaya obrabotka metallov. 2013. № 4 (694). S. 42-47.

[10] S. Borjali, S.R. Allahkaram, H. Khosravi, Effects of working temperature and carbon diffusion on the microstructure of high pressure heat-resistant stainless steel tubes used in pyrolysis furnaces during service condition // Materials & Design. 2012. V. 34. P. 65-73.

- [11] **A.I. Rudskoy, S.Yu. Kondratyev, G.P. Anastasiadi, A.S. Oryshchenko, M.D. Fuks, S.N. Petrov**, Transformatsiya struktury zharoprochnogo splava 0,45C – 26Cr – 33Ni – 2Si – 2Nb pri dlitelnoy vysokotemperaturnoy vyderzhke // *Metallovedeniye i termicheskaya obrabotka metallov*. 2013. № 10 (700). S. 7-14.
- [12] **A.I. Rudskoy, G.P. Anastasiadi, S.Yu. Kondratyev, A.S. Oryshchenko, M.D. Fuks**, Vliyaniye faktora chisla elektronnykh vakansiy na kinetiku obrazovaniya, rosta i rastvoreniya faz pri dlitelnykh vysokotemperaturnykh vyderzhkakh zharoprochnogo splava 0.45C-26Cr-33Ni-2Si-2Nb // *Fizika metallov i metallovedeniye*. 2014. T. 115. № 1. S. 3-13.
- [13] **A.S. Oryshchenko, S.Yu. Kondratyev, G.P. Anastasiadi, M.D. Fuks, S.N. Petrov**, Osobennosti strukturnykh izmeneniy v zharoprochnom splave 0.45C-26Cr-33Ni-2Si-2Nb pri temperaturakh ekspluatatsii. Soobshcheniye 1. Litoye sostoyaniye // *Nauchno-tekhnicheskiye vedomosti SPbGPU*. 2012. № 1 (142). S. 155-163.
- [14] **A.S. Oryshchenko, S.Yu. Kondratyev, G.P. Anastasiadi, M.D. Fuks, S.N. Petrov**, Osobennosti strukturnykh izmeneniy v zharoprochnom splave 0.45C-26Cr-33Ni-2Si-2Nb pri temperaturakh ekspluatatsii. Soobshcheniye 2. Vliyaniye vysokotemperaturnoy vyderzhki // *Nauchno-tekhnicheskiye vedomosti SPbGPU*. 2012. № 1–1 (147). S. 217-228.
- [15] **A.I. Rudskoy, G.P. Anastasiadi, A.S. Oryshchenko, S.Yu. Kondratyev, M.D. Fuks**, Osobennosti strukturnykh izmeneniy v zharoprochnom splave 0.45C-26Cr-33Ni-2Si-2Nb pri temperaturakh ekspluatatsii. Soobshcheniye 3. Mekhanizm i kinetika fazovykh prevrashcheniy // *Nauchno-tekhnicheskiye vedomosti SPbGPU*. 2012. № 3–2 (154). S. 143-150.
- [16] **M.D. Fuks, Yu.V. Zelenin, S.Yu. Kondratyev**, Issledovaniye kachestva metalla tolstostennykh trub iz korrozionno-stoykikh staley // *Zagotovitelnyye proizvodstva v mashinostroyenii*. 2012. № 2. S. 36-38.
- [17] **M. Santos, M. Guedes, R. Baptista, V. Infante, R.A. Claudio**, Effect of severe operation conditions on the degradation state of radiant coils in pyrolysis furnaces // *Engineering Failure Analysis*. 2015. V. 56. P. 194-203.
- [18] **M.N. Ilman, Kusmono**, Analysis of material degradation and life assessment of 25Cr-38Ni-Mo-Ti wrought alloy steel (HPM) for cracking tubes in an ethylene plant // *Engineering Failure Analysis*. 2014. V. 42. P. 100-108.
- [19] **L.S. Monobe, C.G. Schön**, Microstructural and fractographic investigation of a centrifugally cast 20Cr32Ni+ Nb alloy tube in the as cast and aged states // *Journal of Materials Research and Technology*. 2013. V. 2. Is. 2. P. 195-201.
- [20] **W.Z. Wang, F.Z. Xuan, Z.D. Wang, B. Wang, C.J. Liu**, Effect of overheating temperature on the microstructure and creep behavior of HP40Nb alloy // *Materials & Design*. 2011. V. 32. Is. 7. P. 4010-4016.
- [21] **J. Guo, C. Cheng, H. Li, J. Zhao, X. Min**, Microstructural analysis of Cr35Ni45Nb heat-resistant steel after a five-year service in pyrolysis furnace // *Engineering Failure Analysis*. 2017. V. 79. P. 625-633.
- [22] **C.J. Liu, Y. Chen**, Variations of the microstructure and mechanical properties of HP40Nb hydrogen reformer tube with time at elevated temperature // *Materials & Design*. 2011. V. 32. Is. 4. P. 2507-2512.
- [23] **M. Mostafaei, M. Shamanian, H. Purmohamad, M. Amini, A. Saatchi**, Microstructural degradation of two cast heat resistant reformer tubes after long term service exposure // *Engineering Failure Analysis*. 2011. V. 18. Is. 1. P. 164-171.
- [24] **A. Alvino, D. Ramires, A. Tonti, D. Lega**, Influence of chemical composition on microstructure and phase evolution of two HP heat resistant stainless steels after long term plant-service aging // *Materials at High Temperatures*. 2014. V. 31. Is. 1. P. 2-11.
- [25] **B. Hu, X. Chen, C. Liu, C. Lian, T. Chen**, Study on microstructure and properties of centrifugal casting 35Cr45NiNb+MA furnace tubes during service // *Materials at High Temperatures*. 2019. V. 36. Is. 6. P. 489-498.

[26] **J. Guo, T. Cao, C. Cheng, X. Meng, J. Zhao**, Microstructure evolution and mechanical properties degradation of HPNb alloy after a five-year service // *Materials Research Express*. 2018. V. 5. Is. 4. 046509.

[27] **A.I. Rudskoy, A.S. Oryshchenko, S.Yu. Kondratyev, G.P. Anastasiadi, M.D. Fuks**, Mekhanizm i kinetika fazovykh prevrashcheniy v zharoprochnom splave 45Kh26N33S2B2 pri dlitelnykh vysokotemperaturnykh vyderzhkakh. Chast 1 // *Metallovedeniye i termicheskaya obrabotka metallov*. 2014. № 1 (703). S. 3-8.

[28] **A.I. Rudskoy, S.Yu. Kondratyev, G.P. Anastasiadi, A.S. Oryshchenko, M.D. Fuks**, Mekhanizm i kinetika fazovykh prevrashcheniy v zharoprochnom splave 45Kh26N33S2B2 pri dlitelnykh vysokotemperaturnykh vyderzhkakh. Chast 2 // *Metallovedeniye i termicheskaya obrabotka metallov*. 2014. № 3 (705). S. 12-19.

[29] **S.Yu. Kondratyev, A.V. Ptashnik, G.P. Anastasiadi, S.N. Petrov**, Analiz prevrashcheniy karbidnykh faz v splave 25Cr35Ni metodom kolichestvennoy elektronnoy mikroskopii // *Metallovedeniye i termicheskaya obrabotka metallov*. 2015. № 7 (721). S. 36-43.

[30] **L.H. de Almeida, P.R.O. Emygdio, I. Le May, F.C. Ferraz**, Microstructural characterization and geometrical analysis of welded joints of high temperature stainless steel tubes / In: Burke M.G., Clark E.A., Palmiere E.J., editors. *Microstructural science. Understanding microstructure: key to advances in materials*, Vol. 24. Materials Park (OH): ASM; 1996. – P. 193-198.

[31] **S.R. Allahkaram, S. Borjali, H. Khosravi**, Investigation of weldability and property changes of high pressure heat-resistant cast stainless steel tubes used in pyrolysis furnaces after a five-year service // *Materials & Design*. January 2012. Vol. 33. P. 476-484.

[32] **E. Guglielmino, R. Pino, C. Servetto, A. Sili**, Damage investigation on welded tubes of a reforming furnace // *La Metallurgia Italiana*. 2015. V. 107. Is. 1. P. 53-58.

[33] **C. Singhatam, K. Eidhed**, The study of welding repair parameters of tube 35Cr-45Ni-Nb alloy of the ethylene heating furnace // *Applied Mechanics and Materials*. 2016. N 848. P. 35-38.

[34] **T. Maeda, F. Terwijn**, Carburization resistance of high-Cr, high-Ni weld overlaid furnace tubes for ethylene pyrolysis / 2005 AIChE Spring National Meeting, Conference Proceeding. 2005. P. 1039-1048.

[35] **M. Abbasi, I. Park, Y. Ro, J. Nam, Y. Ji, J. Kim, R. Ayer**, Microstructural evaluation of welded fresh-to-aged reformer tubes used in hydrogen production plants // *Engineering Failure Analysis*. 2018. V. 92. P. 368-377.

[36] **G.P. Anastasiadi, S.Yu. Kondratyev, A.S. Oryshchenko, S.N. Petrov, M.D. Fuks**, Vliyaniye tsiklov «nagrev – okhlazhdeniye» na dlitelnyuyu prochnost litogo zharoprochnogo splava 45Kh26N33S2B2 // *Nauchno-tehnicheskkiye vedomosti SPbGPU*. 2013. № 1 (166). S. 113-120.

[37] **G.P. Anastasiadi, S.Yu. Kondratyev, A.S. Oryshchenko, M.D. Fuks**, Vliyaniye skorosti okhlazhdeniya pri tekhnologicheskome termotsiklovanii na dlitelnyuyu prochnost litogo zharoprochnogo splava 45Kh26N33S2B2 // *Nauchno-tehnicheskkiye vedomosti SPbGPU*. 2013. № 2 (171). S. 109-119.

[38] Kondrat'ev S.Y., Anastasiadi G.P., Ptashnik A.V., Petrov S.N. Kinetics of the high-temperature oxidation of heat-resistant statically and centrifugally cast HP40NbTi alloys // *Oxidation of Metals*. 2019. Vol. 91. Is. 1-2. P. 33-53.

[39] **S.Yu. Kondratyev, S.N. Petrov, G.P. Anastasiadi, A.V. Tsemenko**, Strukturnyye osobennosti vysokotemperaturnogo okisleniya litogo zharoprochnogo splava HP40NbTi. Chast I. Kinetika okisleniya // *Metallovedeniye i termicheskaya obrabotka metallov*. 2020. № 1 (775). S. 35-46.

[40] **S.Yu. Kondratyev, S.N. Petrov, G.P. Anastasiadi, A.V. Tsemenko**, Strukturnyye osobennosti vysokotemperaturnogo okisleniya litogo zharoprochnogo splava HP40NbTi. Chast II. Evolyutsiya mikrostruktury i fazovogo sostava // *Metallovedeniye i termicheskaya obrabotka metallov*. 2020. № 1 (775). S. 47-56.

[41] **H.J. Beattie, F.L. Versnyder**, A new complex phase in a high-temperature alloy // *Nature*. 1956. V. 178. P. 208-209.

- [42] **G. Bergman, J.L.T. Waugh**, The crystal structure of the intermetallic compound $M6Si7Cu16$ // *Acta Crystallographica*. 1956. V. 9. Pt 3. P. 214–217.
- [43] **P. Villars, L.D. Calvert (Eds.)**, Pearson's handbook of crystallographic data for intermetallic phases. – 2nd ed., in 4 vols. – Materials Park, Ohio: ASM International, 1991. – V. 3. P. 4531-4532.
- [44] **Y. Chen, X. Dai, X. Chen, B. Yang**, The characterization of G-phase in Fe₂₀Cr₉Ni cast duplex stainless steel // *Materials Characterization*. 2019. V. 149. P. 74-81.
- [45] **A.F. Ribeiro, R.M.T. Borges, L.H. de Almeida**, Phase transformation in heat resistant steels observed by STEM (NbTi)C–NiNbSi (G-Phase) // *Acta Microscopica*. 2002. V. 11. Is. 1. P. 59-63.
- [46] **B. Piekarski**, Effect of Nb and Ti additions on microstructure, and identification of precipitates in stabilized Ni-Cr cast austenitic steels // *Materials Characterization*. 2001. V. 47. Is. 3-4. P. 181-186.
- [47] **R.A.P. Ibañez, G.D. de Almeida Soares, L.H. de Almeida, I. Le May**, Effects of Si content on the microstructure of modified-HP austenitic steels // *Materials Characterization*. 1993. V. 30. Is. 4. P. 243-249.
- [48] **D.J. Powell, R. Pilkington, D.A. Miller**, The precipitation characteristics of 20% Cr/25% Ni–Nb stabilised stainless steel // *Acta Metallurgica*. 1988. V. 36. Is. 3. P. 713-724.
- [49] **M. Yoshida**, The segregation of silicon on austenite grain boundaries and on austenite/carbide interfaces in high carbon steels // *Scripta Metallurgica*. 1982. Vol. 16. Is. 7. P. 787-790.
- [50] **Q.Z. Chen, C.W. Thomas, D.M. Knowles**, Characterisation of 20Cr32Ni1Nb alloys in as-cast and ex-service conditions by SEM, TEM and EDX // *Materials Science and Engineering: A*. 2004. V. 374. Is. 1-2. P. 398-408.
- [51] **R.C. Ecob, R.C. Lobb, V.L. Kohler**, The formation of G-phase in 20/25 Nb stainless steel AGR fuel cladding alloy and its effect on creep properties // *Journal of Materials Science*. 1987. Vol. 22. Is. 8. P. 2867-2880.
- [52] **D.M. Knowles, C.W. Thomas, D.J. Keen, Q.Z. Chen**, In service embrittlement of cast 20Cr32Ni1Nb components used in steam reformer applications // *International Journal of Pressure Vessels and Piping*. 2004. V. 81. Is. 6. P. 499-506.
- [53] **M. Abbasi, I. Park, Y. Ro, Y. Ji, R. Ayer, J.-H. Shim**, G-phase formation in twenty-years aged heat-resistant cast austenitic steel reformer tube // *Materials Characterization*. 2019. V. 148. P. 297-306.
- [54] **L.H. de Almeida, A.F. Ribeiro, I. Le May**, Microstructural characterization of modified 25Cr–35Ni centrifugally cast steel furnace tubes // *Materials Characterization*. 2002. V. 49 Is. 3. P. 219-229.
- [55] **J. Swaminathan, K. Guguloth, M. Gunjan, P. Roy, R. Ghosh**, Failure analysis and remaining life assessment of service exposed primary reformer heater tubes // *Engineering Failure Analysis*. 2008. V. 15. Is. 4. P. 311-331.
- [56] **A.R. Andrade, C. Bolfarini, L.A.M. Ferreira, C.D. Souza Filho, L.H.C. Bonazzi**, Titanium micro addition in a centrifugally cast HPNb alloy: High temperature mechanical properties // *Materials Science and Engineering: A*. 2015. V. 636. P. 48-52.
- [57] **A.S. Alomari, N. Kumar, K.L. Murty**, Creep behavior and microstructural evolution of a Fe-20Cr-25Ni (mass percent) austenitic stainless steel (Alloy 709) at elevated temperatures // *Metallurgical and Materials Transactions A*. 2019. Vol. 50A. Is. 2. P. 641-654.
- [58] **D. Sun, H. Lee, C. Jeon, A. Bower, S. Kumar, I. Park, Y. Ro, R. Ayer**, Evolution of microstructure and creep behavior in an Fe-Ni-Cr-Nb-C alloy during service in hydrocarbon cracker tubes // *Journal of Materials Engineering and Performance*. 2019. V. 28. P. 6588–6602.
- [59] **C. Liu, X. Chen, T. Chen, D. Nie, L. Wang**, Carbide transformation in carburised zone of 25Cr35NiNb+MA alloy after high-temperature service // *Materials at High Temperatures*. 2016. V. 33. Is. 1. P. 98-104.

THE AUTHORS

FUKS Mikhail D. – NRC "Kurchatov Institute" – CRISM "Prometey".
E-mail: stoma_87@mail.ru

FROLOV Maksim A. – *NRC "Kurchatov Institute" – CRISM "Prometey"*.
E-mail: frof_maks20@mail.ru

SVYATYSCHEVA Ekaterina V. – *NRC "Kurchatov Institute" – CRISM "Prometey"*.
E-mail: svyatyscheva.ek@yandex.ru

TCEMENKO Alina V. – *NRC "Kurchatov Institute" – CRISM "Prometey"*.
E-mail: ptashnik.avp1993@yandex.ru

Received: 30.04.2020