

DOI: 10.18721/JEST.27105

УДК 669.017.15:669.018.44:620.18:621.791.051

*М.Д. Фукс, М.А. Фролов, А.В. Цеменко*ФГУП "ЦНИИ КМ "ПРОМЕТЕЙ" им. И.В. Горынина" – НИЦ "КУРЧАТОВСКИЙ ИНСТИТУТ",
Санкт-Петербург, Россия

АНАЛИЗ СТРУКТУРЫ, ФАЗОВОГО СОСТАВА И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ТРУБНОГО СВАРНОГО СОЕДИНЕНИЯ ИЗ ЖАРОПРОЧНОГО СПЛАВА HP40NBТИ

Методами световой и сканирующей электронной микроскопии, энергодисперсионной спектроскопии исследованы микроструктура и фазовый состав трубного сварного соединения из сплава HP40NbTi на основе системы Fe-25Cr-35Ni печи пиролиза этилена. Определены кратковременные механические свойства при комнатных и повышенных температурах, а также длительная прочность основного металла трубы и сварного соединения. Показано, что структурная неоднородность сварного шва и образование G-фазы в структуре сплава HP40NbTi в зоне термического влияния практически не влияют на прочностные и пластические характеристики сварного соединения при комнатной температуре и несущественно снижают пластичность при повышенных температурах, однако значительно снижают длительную прочность при температурах эксплуатации установок пиролиза. Исследованы характер разрушения основного металла и сварного соединения, выявлена роль G-фазы в образовании трещин при эксплуатации сварного соединения из сплава HP40NbTi.

Ключевые слова: жаропрочные аустенитные сплавы, сварное соединение, микроструктура, фазовый состав, G-фаза, механические свойства.

Ссылка при цитировании:

Фукс М.Д., Фролов М.А., Цеменко А.В. Анализ структуры, фазового состава и механических свойств трубного сварного соединения из жаропрочного сплава HP40NbTi // Материаловедение. Энергетика. 2021. Т. 27, № 1. С. 51–73. DOI: 10.18721/JEST.27105

Эта 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, A.V. Tcemenko"CENTRAL RESEARCH INSTITUTE OF STRUCTURAL MATERIALS "PROMETEI"
NAMED BY I.V. GORYNIN OF NATIONAL RESEARCH CENTER "KURCHATOV INSTITUTE",
St. Petersburg, Russia

ANALYSIS OF THE STRUCTURE, PHASE COMPOSITION AND MECHANICAL PROPERTIES OF A PIPE WELDED JOINT MADE OF HEAT-RESISTANT HP40NBТИ ALLOY

The authors studied the microstructure and phase composition of a pipe welded joint made of HP40NbTi alloy based on the Fe-25Cr-35Ni system of an ethylene pyrolysis furnace using light and scanning electron microscopy and energy-dispersive spectroscopy. The short-term mechanical properties at room and elevated temperatures, as well as the long-term strength of the base metal of the pipe and the welded joint are determined. The paper shows that the structural heterogeneity of the weld and the formation of the G-phase in the structure of the HP40NbTi alloy in the thermal influence zone have the following impact: the strength and

plastic characteristics of the welded joint are not affected at room temperature; the ductility is slightly reduced at elevated temperatures; the long-term strength is significantly reduced at operating temperatures of pyrolysis plants. The paper investigates the nature of the fracture of the base metal and the welded joint. The results reveal the role of the G-phase in the formation of cracks during the operation of the welded joint made of the HP40NbTi alloy.

Keywords: heat-resistant austenitic alloys, welded joint, microstructure, phase composition, G-phase, mechanical properties.

Citation:

M.D. Fuks, M.A. Frolov, A.V. Tcemenko, Analysis of the structure, phase composition and mechanical properties of a pipe welded joint made of heat-resistant HP40NbTi alloy, *Materials Science. Power Engineering*, 27 (01) (2021) 51–73, DOI: 10.18721/JEST.27105

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 HP40NbTi на Fe-Cr-Ni основе, модифицированные титаном и ниобием, являются основными материалами для изготовления змеевиковых систем высокотемпературных установок нефтехимических, химических и металлургических производств [1–3]. Сплавы имеют высокие сопротивление ползучести, длительную прочность, стойкость к окислению и науглероживанию [4–20]. Хорошие литейные свойства и удовлетворительная свариваемость [21–26] позволяют изготавливать из них трубы и фитинги соответственно методами центробежного и статического литья и сваривать сложные металлоемкие змеевиковые системы. Поскольку условия эксплуатации оборудования являются чрезвычайно жесткими (температура 800–900 °C с локальными перегревами до 1150–1200 °C, нагрузка 5–10 МПа, агрессивная коррозионная среда), это приводит к постепенной эволюции структуры и деградации свойств сплавов HP40NbTi. В результате, фактический ресурс оборудования не превышает 3–6 лет, что значительно меньше расчетного, составляющего 100 000 ч (11,4 года) [27–34]. При этом считается, что наиболее слабыми участками печи пиролиза являются сварные соединения [35–39].

Микроструктура основного металла и сварного шва состоит из одинаковых фаз и общий характер процессов, протекающих в структуре сплава HP40NbTi в этих участках сварного соединения в процессе эксплуатации, также одинаковый [40–57]. Однако скорость фазовых превращений и изменение структуры в сварном шве и зоне термического влияния отличаются от основного металла вследствие большей неоднородности химического состава, формирующейся при сварке из-за температурного градиента, высоких скоростей охлаждения и напряжений [26–29]. В [55–57] экспериментально показано, что уже при сварке в структуре сплава HP40NbTi в металле шва и, особенно, в ЗТВ начинается образование интерметаллидных фаз. Это может приводить к быстрому снижению механических свойств сплава при высокотемпературной эксплуатации, учитывая, что сварные соединения из сплавов серии HP имеют относительно низкую трещиностойкость. Опубликовано несколько исследований сварных соединений труб печей пиролиза из сплавов серии HPNbTi после эксплуатации [22–23, 35–39]. Однако систематизированная информация о влиянии микроструктуры сварного соединения на механические свойства сплава HP40NbTi в процессе эксплуатации отсутствует, а причины и характер их разрушения не определены и требуют дополнительного изучения.

Целью работы является экспериментальное исследование влияния структуры сварного соединения из жаропрочного сплава HP40NbT на его эксплуатационные свойства и анализ характера разрушения.

Материал и методика исследований

Для исследования использовали центробежнолитые трубы длиной 3 м, диаметром 137 мм и толщиной стенки 9 мм из сплава HP40NbTi. Сварку трубных секций выполняли методом

MIG/MAG с использованием электрода диаметром 3,2 мм и сварочной проволоки сплошного сечения диаметром 2,4 мм – для корневого шва (1 валик) и 3,2 мм – для облицовочного шва (2 валик). Химический состав материала труб и присадочного металла приведен в табл. 1.

Таблица 1

Фактический химический состав основного (труба) и присадочного металлов сварного соединения

Table 1

Actual chemical composition of the main (pipe) and filler metals of the welded joint

Металл	Содержание химических элементов, масс.%											
	C	Si	Mn	Cr	Ni	Nb	W	Mo	V	Ti	PЗМ	Fe
Основной	0,43	1,80	0,91	25,60	35,92	1,73	0,34	0,23	0,10	0,29	≤0,5	Ост.
Присадка	0,41	1,75	1,34	26,10	31,60	1,64	0,31	0,16	0,05	0,32	≤0,3	Ост.

На рис. 1, *a* 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. Двухслойный нормальный сварной шов выполняли в несколько проходов (рис. 1, *б*). Параметры сварки были стандартными для промышленного применения: напряжение 12 В, ток 70 А – при корневом проходе (мягкий режим) и 110 А – при формировании второго валика. В качестве защитного и поддерживающего сварочную дугу газа использовали аргон чистотой 99,9% с расходом 10 л/мин при обеспечении спокойного, ламинарного потока аргона, подающегося с помощью газовой линзы. Температура аргона на выходе из газовой линзы вблизи сварочной ванны составляла 16–20 °С. 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.

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, *a*). Образцы для механических испытаний вырезали вдоль оси трубы на участках основного металла и сварного соединения (рис. 2, *б*).

Металлографические исследования, анализ изломов и рентгеновское картирование проводили с использованием светового микроскопа Carl Zeiss Axiovert 40; сканирующего электронного микроскопа TESCAN VEGA 2 LM, оборудованного полевой эмиссионной пушкой; энергодисперсионного рентгеновского спектрометра Inca X-Max-50. Относительная погрешность рентге-

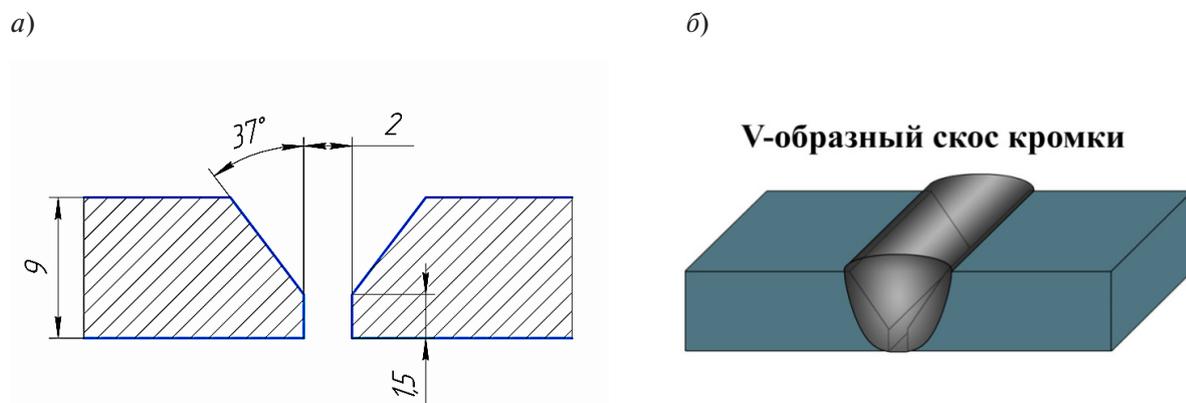


Рис. 1. Схема разделки кромок труб под сварку (*a*) и общий вид сварного шва (*б*)

Fig. 1. The scheme of cutting the edges of pipes for welding (*a*) and the general view of the weld (*b*)

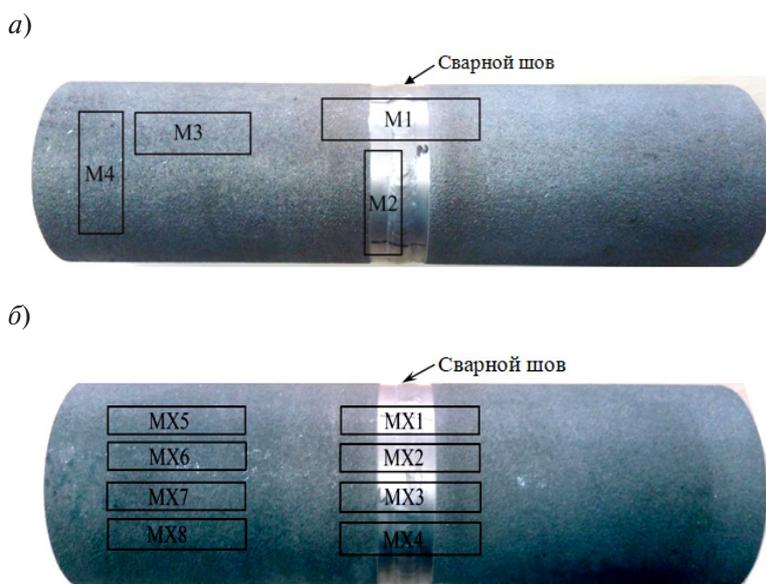


Рис. 2. Участки вырезки образцов из трубного сварного соединения:

a – для металлографического анализа и измерения микротвердости, *б* – для определения механических свойств

Fig. 2. Sections of cutting samples from a pipe welded joint:

a – for metallographic analysis and measurement of microhardness, *b* – for determination of mechanical properties

носпектрального микроанализа при определении концентрации химических элементов в фазах в структуре сплава составляла: 3% для Fe, Ni, Cr, Si, Nb, Mo, W, Ti; 20% для C. Для анализа макроструктуры шлифованные темплеты травили в 60% водном растворе соляной кислоты, для выявления микроструктуры при использовании светового микроскопа 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. Профиль измерения микротвердости сварной трубы включал основной металл (ОМ), зону термического влияния (ЗТВ) и металл шва (МШ).

Ударную вязкость определяли при испытаниях прямоугольных образцов размером $2 \times 6 \times 30$ мм без надреза при комнатной температуре на маятниковом копре с номинальным значением потенциальной энергии маятника 7,5 Дж и скоростью падения 4,0 м/с. Статические испытания на растяжение проводили при комнатной температуре и при 870 °С в соответствии со стандартом ASTM A608, используя цилиндрические пятикратные образцы с начальным диаметром рабочей части 3 см (рис. 3,а). Значения ударной вязкости, характеристик прочности и пластичности при статическом растяжении принимали как среднее из трех испытаний на точку.

Испытания на длительную прочность образцов уменьшенного размера с начальными диаметромом и длиной рабочей части соответственно 4,2 мм и 31 мм (рис. 3,б) проводили при температуре 870 °С и нагрузке 50 МПа на воздухе. За характеристики длительной прочности принимали время до разрушения (τ), относительные удлинение и сужение (%). Значения характеристик длительной прочности принимали как среднее из двух испытаний на точку в соответствии со стандартом ASTM E139-11.

Исследование структуры, поверхности изломов и определение механических свойств различных участков сварного соединения проводили после сварки труб в литом состоянии без термической обработки и после механических испытаний.

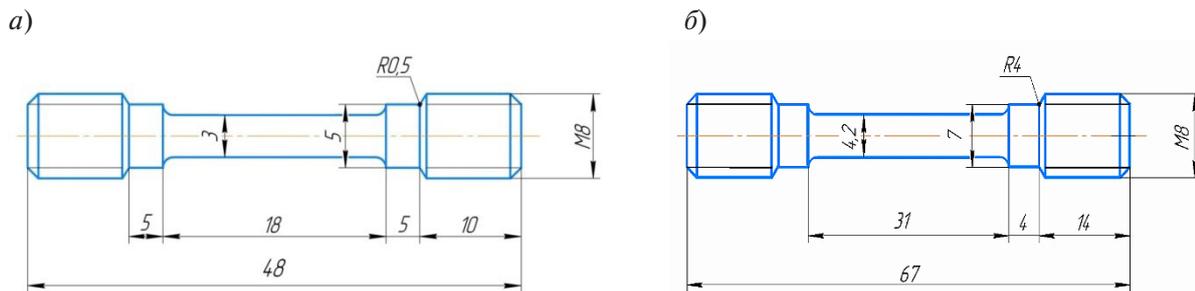


Рис. 3. Чертежи образцов для испытаний на статическое растяжение (а) и длительную прочность (б)
 Fig. 3. Drawings of static tensile (a) and long-term strength (b) test samples

Результаты исследований и их обсуждение

Металлографический анализ выявил характерные участки сварного соединения: основной металл (ОМ), зона термического влияния ЗТВ) и двухслойный сварной шов, который состоит из первого (корневого) валика, второго валика и двух участков усиления сварного шва (рис. 4). Для обоих слоев металла шва (МШ) характерна выраженная направленность структуры.

Фазовый состав сплава во всех участках сварного соединения одинаковый и содержит матричный γ -твердый раствор и эвтектику ($\gamma + Me_xC_y$). Однако морфология структуры сплава в металле шва, ЗТВ и основном металле значительно различается. Если в основном металле объемная доля γ -твердого раствора составляет 75-79 об.%, то в металле шва уменьшается до 65-70 об.% за счет увеличения содержания карбидной фазы. При этом средние значения длины и ширины ориентированных по направлению теплоотовода зерен γ -твердого раствора в основном металле составляют соответственно 580 мкм и 270 мкм, что больше по сравнению с первым валиком – 350/170 мкм и меньше, чем во втором – 800/270 мкм. Это объясняется максимальной скоростью кристаллизации первого валика металла шва вследствие контакта малого объема жидкого металла с металлом свариваемых труб и замедленным охлаждением второго валика после кристаллизации за счет теплопередачи от первого валика и зоны усиления.

В ЗТВ наблюдается существенное измельчение γ -зерна по сравнению с основным металлом и большая разнорзернистость: длина и ширина зерен составляют 210-460 мкм и 110-230 мкм со-

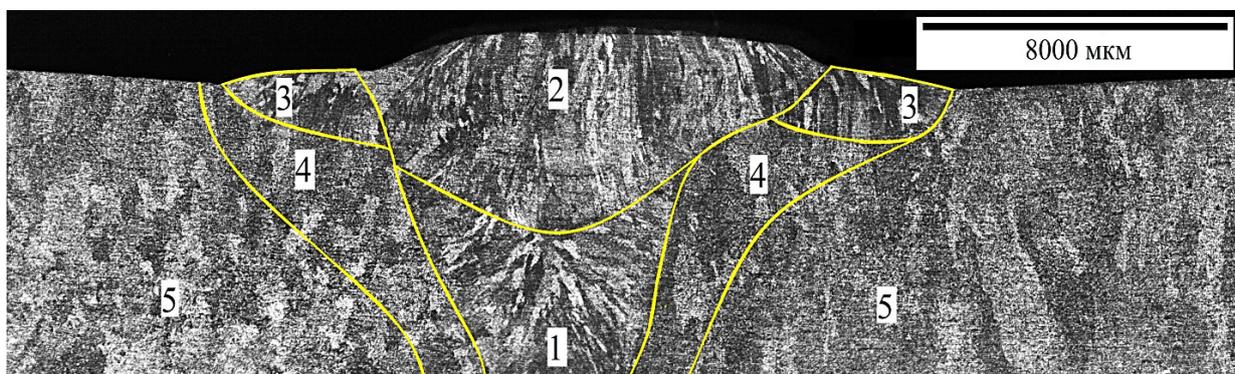


Рис. 4. Макроструктура сплава в поперечном сечении трубного сварного соединения с выделенными границами различных участков: 1 – первый (корневой) валик, 2 – второй валик, 3 – участок усиления шва, 4 – зона термического влияния, 5 – основной металл

Fig. 4. The macrostructure of the alloy in the cross-section of the pipe welded joint with the selected boundaries of different sections: 1 – the first (root) roller, 2 – the second roller, 3 – the area of the seam reinforcement, 4 – the zone of thermal influence, 5 – the base metal

ответственно. Наименьший размер аустенитного зерна в ЗТВ наблюдается вблизи границы с металлом шва, особенно 1-го валика, вероятно, вследствие рекристаллизации за счет внутренних напряжений, возникающих при послесварочном охлаждении.

Морфология и размеры дендритов γ -фазы в структуре сплава HP40NbTi также значительно различаются в разных участках сварного соединения (рис. 5). Наибольший средний линейный размер дендритной ячейки, измеренный методом случайных секущих, наблюдается в ОМ, наименьший – в МШ: 100-130 мкм и 30-50 мкм соответственно. Структура сплава в ЗТВ по морфологии структурных составляющих близка к ОМ, но неоднородная по размеру дендритной ячейки, который изменяется в интервале 80-120 мкм, постепенно укрупняясь в направлении от МШ к ОМ.

Выявленные различия в характере структуры в разных участках сварного соединения оказывают существенное влияние на микротвердость сплава (рис. 6). Наибольшее содержание эвтектики и степень дисперсность структуры сплава в металле шва согласуются с его максимальными значениями микротвердости 250-260 НВ. Микротвердость ОМ и ЗТВ составляет ~220 НВ и 230-240 НВ соответственно.

Рентгеноспектральный микроанализ γ -фазы и карбидов в структуре сплава HP40NbTi показал, что не только морфология, но и химический состав фаз в разных участках сварного соединения различается (табл. 2). При этом в ЗТВ и, особенно, в МШ состав фаз очень неоднороден. Матричная γ -фаза в металле шва и ЗТВ содержит меньшее количество кремния и большее – ниобия по сравнению с основным металлом, а карбиды на основе Nb и Cr в МШ содержат, кроме основных карбидообразующих элементов, большее количество других металлических элементов состава сплава.

Характерной особенностью структуры сварного соединения сплава HP40NbTi является сильно выраженная неоднородность распределения кремния в γ -фазе в МШ и ЗТВ (рис. 7). Если в основном металле Si равномерно распределен в твердом растворе, то в металле шва и, особенно, в ЗТВ он образует значительные сегрегации по границам первичных γ -зерен, концентрируясь вблизи эвтектических карбидов ниобия и хрома. При этом в отдельных участках ЗТВ, особенно вблизи границы с МШ, преимущественно на межфазных границах карбид/матрица в структуре сплава наблюдается образование светло-серых включений сопоставимых по размеру с включениями карбидных фаз. Элементный анализ этих включений показал, что образующаяся фаза обогащена кремнием, никелем и ниобием и имеет переменный состав: 6,7-9,4 Si; 29,2-32,4 Ni; 27,9-33,6 Nb; 21,4-26,2 Cr; 7,4-9,6 Fe; 0,02-0,07 Ti.

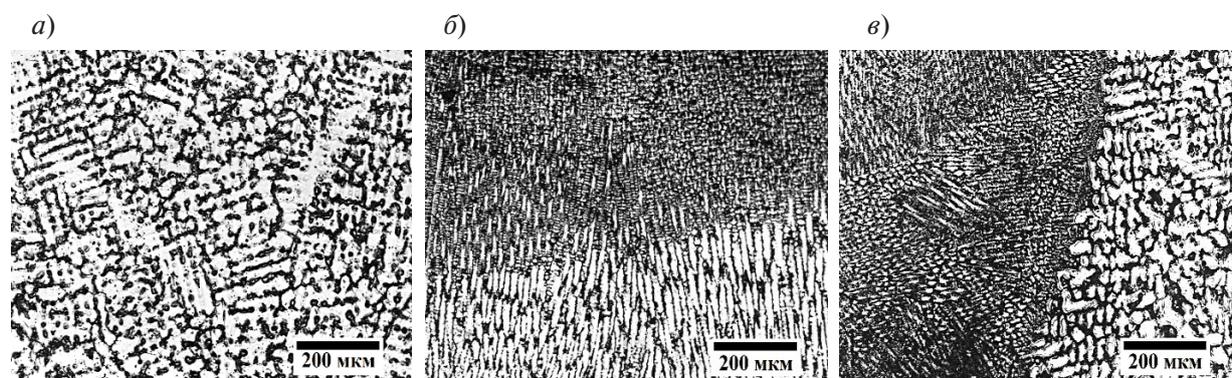


Рис. 5. Микроструктура сплава HP40NbTi в различных участках сварного соединения: основной металл (а), 2-й валик (б), к-м – граница зоны усиления и ЗТВ, граница 1-го валика и ЗТВ (в)

Fig. 5. The microstructure of the HP40NbTi alloy in various sections of the welded joint: the base metal (a), the 2nd roller (b), k-m-the boundary of the reinforcement zone and the ZTV, the boundary of the 1st roller and the ZTV (c)

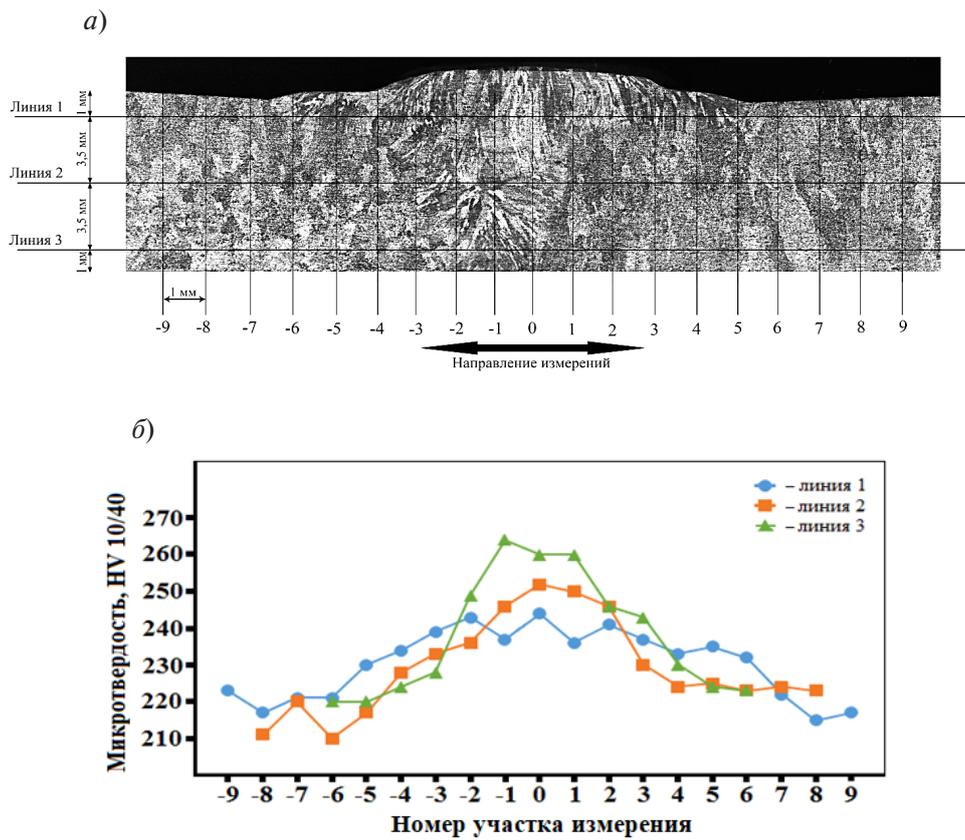


Рис. 6. Схема распределения участков для измерения (а) и изменение микротвердости сплава HP40NbTi (б) в поперечном сечении вдоль оси сварного трубного соединения
 Fig. 6. The distribution scheme of the measuring areas (a) and the change in the microhardness of the HP40NbTi melt (b) in the cross-section of the longitudinal welded pipe joint

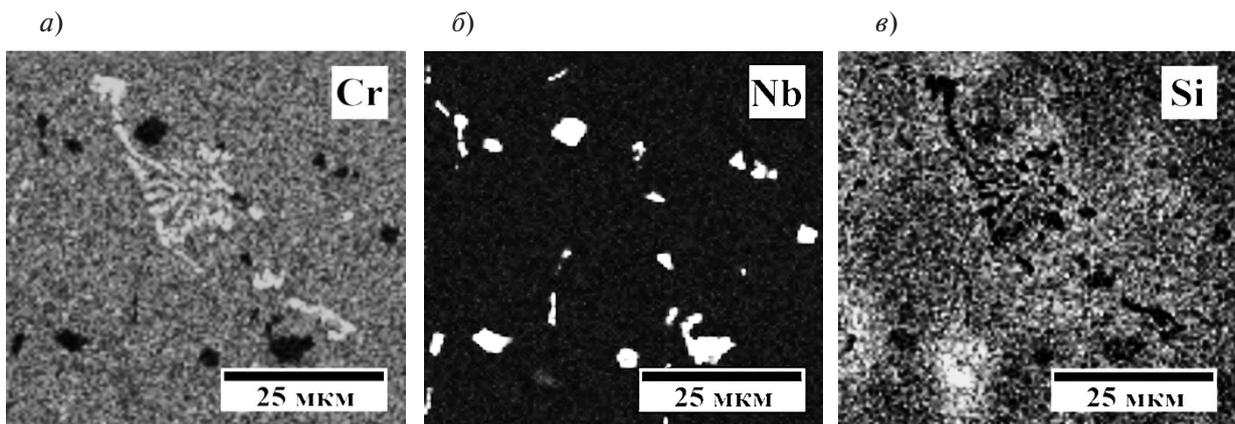


Рис. 7. Карты распределения Cr (а), Nb (б), Si (в) в структуре сплава HP40NbTi в ЗТВ вблизи границы с 1^м валиком металла шва сварного соединения
 Fig. 7. Distribution maps of Cr (a), Nb (b), Si (c) in the structure of the HP40NbTi alloy in the ZTE near the boundary with the 1st roller of the weld metal

Таблица 2

Химический состав фаз сплава HP40NbTi в различных участках сварного соединения

Table 2

Actual chemical composition of the main (pipe) and filler metals of the welded joint

Фаза	Участок сварного соединения	Содержание химических элементов, масс.%										
		Si	Ti	Cr	Fe	Ni	Nb	W	Mn	Mo	V	C
γ	ОМ	1,93	0,06	25,86	34,72	35,60	0,15	0,33	1,03	0,26	0,03	н.о.
	ЗТВ	1,26	0,02	25,58	36,23	34,54	0,49	0,23	1,37	0,23	0,02	н.о.
	МШ, 1 валик	1,46	0,03	26,55	35,64	33,67	0,43	0,47	1,46	0,24	0,02	н.о.
	МШ, 2 валик	1,52	0,04	26,43	34,86	34,66	0,27	0,38	1,57	0,22	0,02	н.о.
Cr _m C _n	ОМ	0,04	0,01	79,14	8,35	1,53	0,02	1,30	0,11	0,54	0,02	8,94
	ЗТВ	0,03	0,01	78,24	9,14	2,15	0,02	1,05	0,10	0,54	0,02	8,70
	МШ, 1 валик	0,07	0,02	63,70	15,23	10,65	0,41	0,43	0,15	0,75	0,04	8,55
	МШ, 2 валик	0,25	0,07	64,50	12,67	11,85	0,78	0,32	0,13	0,54	0,04	8,82
NbC	NbC	0,08	1,15	1,67	0,61	0,66	8,20	0,15	0,03	0,09	0,06	10,30
		0,13	0,53	0,24	0,42	0,56	87,55	0,18	0,03	0,14	0,07	10,15
		0,29	2,14	8,32	3,63	5,14	70,25	0,20	0,09	0,16	0,13	9,65
		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.

Известно, что при температурах ниже 1000 °С карбид NbC является термодинамически не устойчивым и претерпевает превращение с образованием интерметаллидных фаз, преимущественно G-фазы (Nb₆Ni₁₆Si₇) [2, 33, 31, 41–43, 48–53, 58–67]. Фазовый переход происходит по диффузионному механизму и на промежуточных стадиях имеет переменный состав. Подобные структуры наблюдали в [68–71]. Полученные результаты позволяют заключить, что нагрев при многопроходной сварке провоцирует протекание превращения NbC→G-фаза в структуре сплава HP40NbTi в зоне термического влияния.

Можно предположить, что установленная структурно-фазовая неоднородность сварного соединения центробежнолитых труб из сплава HP40NbTi и образование G-фазы в зоне термического влияния должны оказывать влияние на его эксплуатационные характеристики.

На рис. 8 сопоставлены результаты определения механических свойств основного металла и сварного соединения из сплава HP40NbTi при испытаниях на ударный изгиб при комнатной температуре и статическое растяжение при 20 °С и 870 °С. Анализ полученных экспериментальных данных показывает, что при комнатной температуре характеристики прочности и пластичности сварного соединения практически одинаковые, а ударная вязкость несколько ниже по сравнению с основным металлом трубы (рис. 8,а). Из этого следует, что при 20 °С обнаруженные различия в структуре сплава в ОМ, ЗТВ и МШ не оказывают влияния на кратковременные механические характеристики сварного соединения, а незначительное понижение динамических свойств обусловлено наличием неизбежных дефектов в сварном шве.

При повышении температуры до 870 °С проявляется влияние структурных особенностей МШ и ЗТВ, однако оно не является значительным. В этом случае при испытаниях на растяжение прочностные характеристики сварного соединения несколько выше, а пластичность — ниже по сравнению с ОМ (рис. 8,б). Это согласуется с повышенной твердостью МШ и ЗТВ вследствие большего содержания карбидных фаз в структуре и ее большей дисперсности по сравнению с ОМ.

Разрушение образцов при обеих температурах испытания на растяжение происходит на участках металла шва или ЗТВ (рис. 9). При этом в процессе испытания при 870 °С на участке основ-

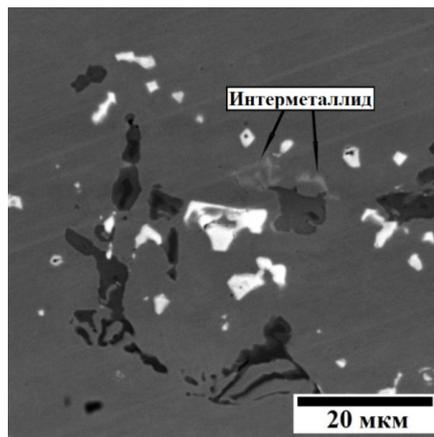


Рис. 8. Микроструктура сплава HP40NbTi в обратно-отраженных электронах в ЗТВ вблизи границы со 2-м валиком металла шва сварного соединения
 Fig. 8. Microstructure of the HP40NbTi alloy in back-reflected electrons in the ZTV near the boundary with the 2nd roller of the weld metal

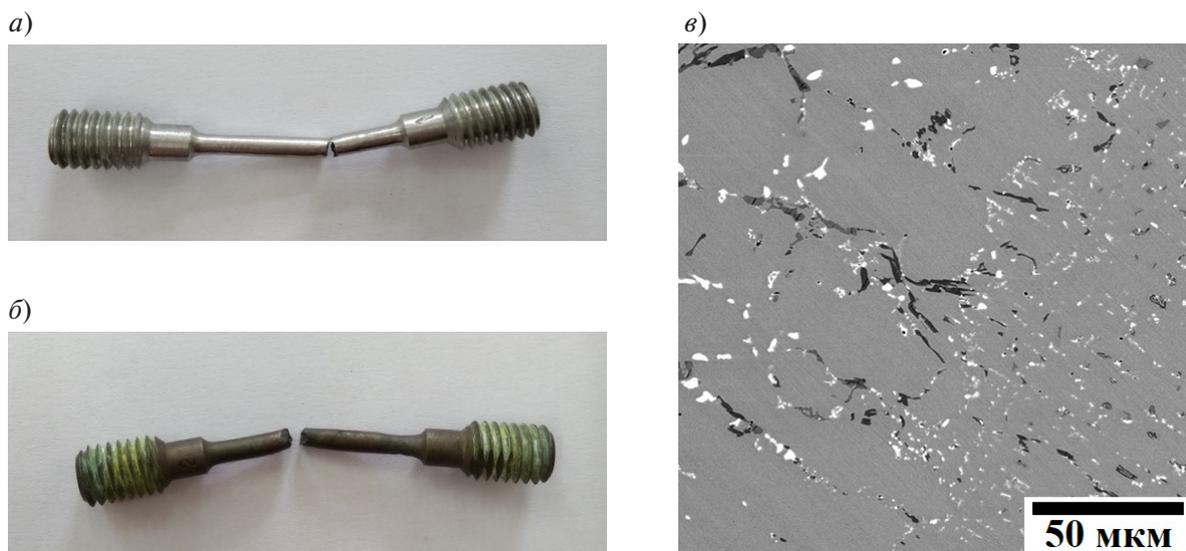


Рис. 9. Внешний вид и микроструктура вблизи поверхности разрушения образцов, изготовленных из сварного соединения сплава HP40NbTi, после испытаний на статическое растяжение при 20 °С (а, в) и 900 °С (б)

Fig. 9. General view and microstructure near the fracture surface of samples made of HP40NbTi alloy welded joint after static tensile tests at 20 °C (a, c) and 900 °C (b)

ного металла наблюдается локальное уменьшение площади поперечного сечения образцов на 20-30%, т.е. происходит сосредоточенная деформация.

Излом всех образцов после испытаний при обеих температурах имеет однородную макрогеометрию и выглядит матовым, серого цвета (рис. 10). Морфология поверхности разрушения является дендритной с характерными столбчатыми кристаллами с четко выраженным рельефом элементов дендритного строения структуры сплава. При большем увеличении видно, что поверхность излома состоит из плоских параллельных террас, чередующихся с областями с ямочным микрорельефом (рис. 11). Вероятно, разрушение сплава на этих участках происходит соответственно по межфазной границе аустенит/карбид и областям аустенита не содержащим карбид-

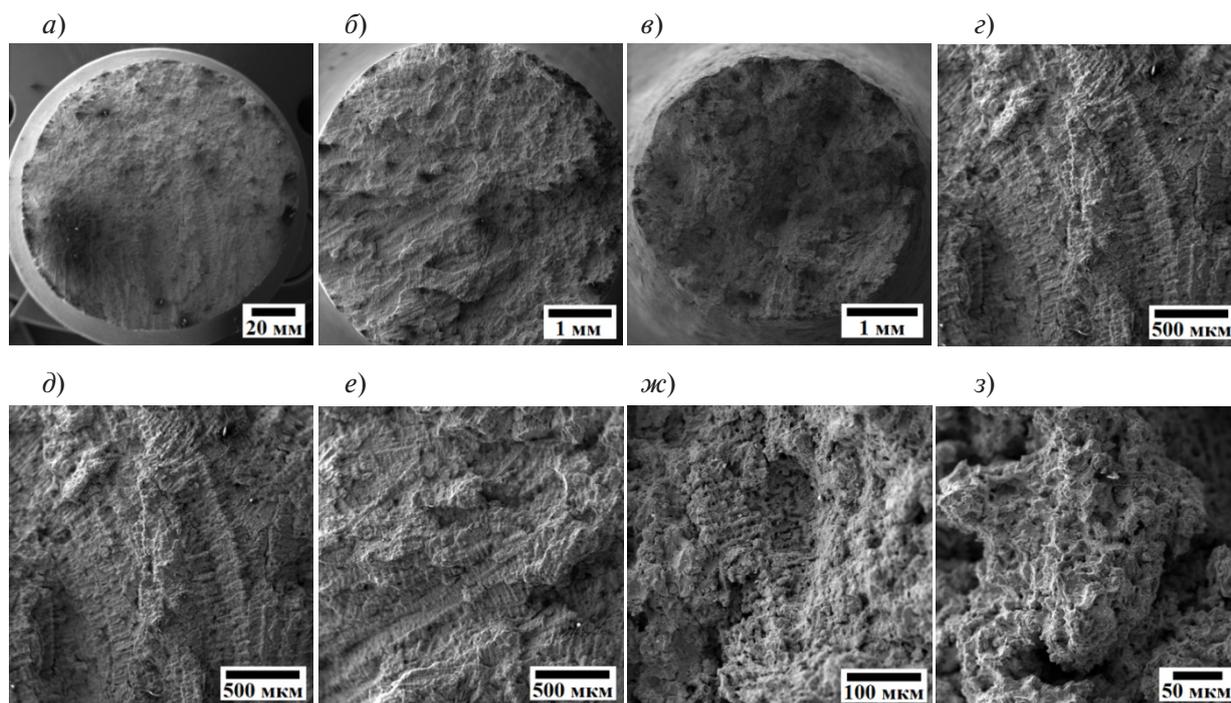


Рис. 10. Поверхность разрушения образцов (при разных увеличениях), изготовленных из сварного соединения (а, в, д, ж) и металла трубы (б, г, е, з) из сплава HP40NbTi, после испытаний на статическое растяжение при 20 °С (а, б, д, е) и 900 °С (в, г, ж, з)

Fig. 10. Fracture surface of samples (at different magnifications) made of welded joint (a, c, e, g) and pipe metal (b, d, f, h) made of HP40NbTi alloy, after static tensile tests at 20 °C (a, b, e, f) and 900 °C (c, d, g, h)

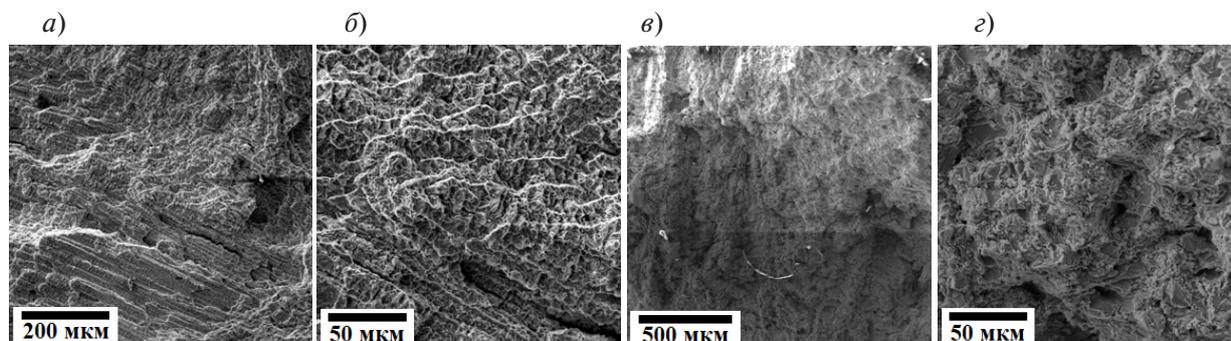


Рис. 11. Поверхность разрушения образцов (при разных увеличениях), изготовленных из сварного соединения сплава HP40NbTi, после испытаний на статическое растяжение при 20 °С (а, б) и 900 °С (в, г)

Fig. 11. Fracture surface of samples (at different magnifications) made of a welded joint of the HP40NbTi alloy, after static tensile tests at 20 °C (a, b) and 900 °C (c, d)

ных включений. Кроме того, поверхность излома содержит участки с хрупкими микротрещинами и пустоты. Элементный анализ выявил, что микротрещины образуются в частицах карбидов на основе хрома и на основе ниобия (рис. 12), а пустоты, вероятно, возникают в результате их скалывания.

Характерно, что образование многочисленных микротрещин в частицах карбидов ниобия и, особенно, хрома (рис. 13,а) не приводит к образованию макротрещин в вязкой аустенитной матрице. Макротрещина развивается по карбидной сетке на границах γ -зерен, причем преимуще-

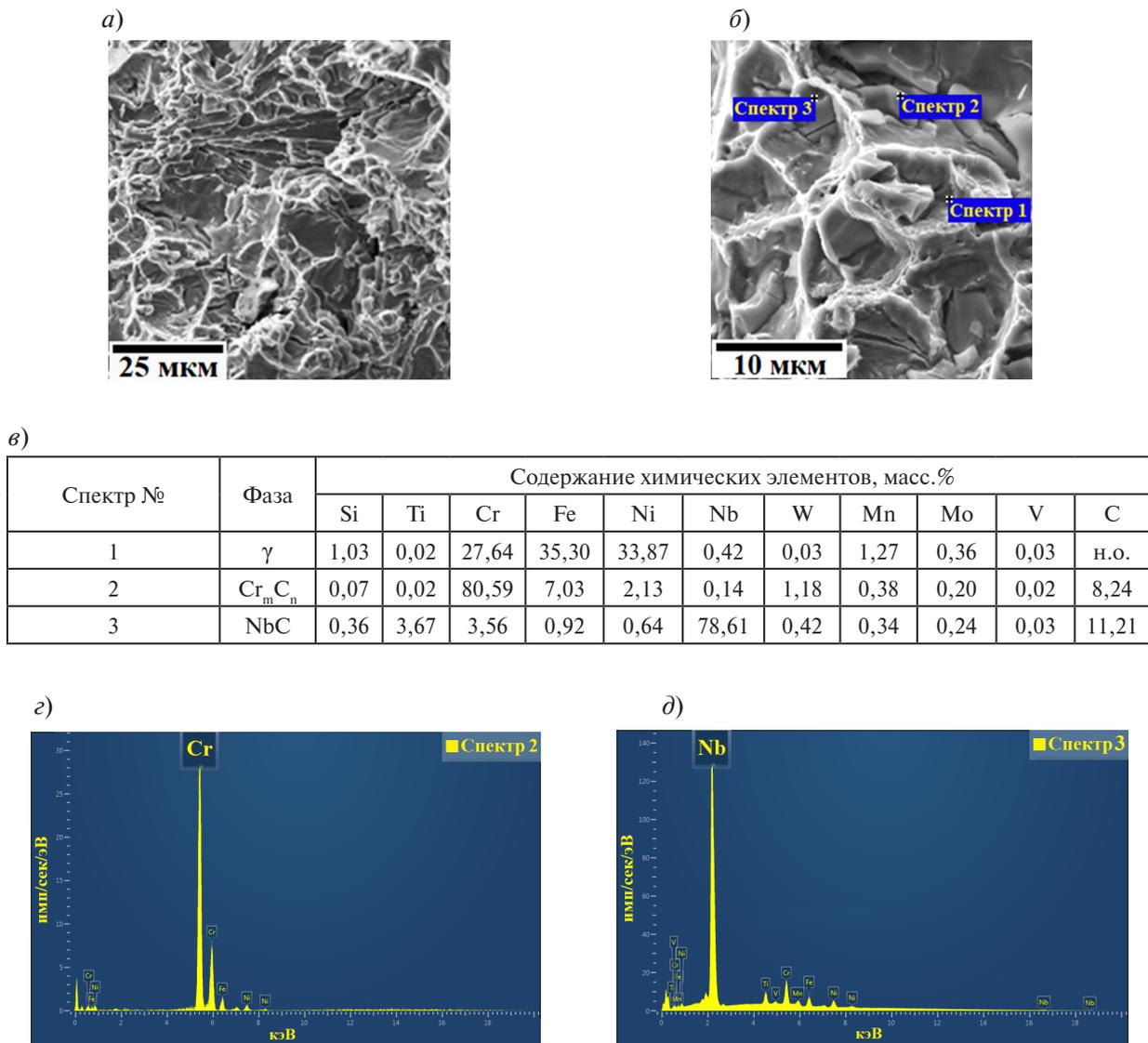


Рис. 12. Поверхность разрушения (а, б) и химический состав фаз (в-д) в изломе образца, изготовленного из сварного соединения сплава HP40NbTi, после испытаний на статическое растяжение при 20 °С

Fig. 12. Fracture surface (a, b) and chemical composition of the phases (c-e) in the fracture of a sample made of a welded joint of the HP40NbTi alloy, after static tensile tests at 20 °C

ственно в местах скопления частиц карбидов ниобия (рис. 13,б). Подобный характер разрушения в HP-Nb сплавах наблюдали в [41, 72–74].

Детальный анализ траектории трещин в ЗТВ сварного соединения после испытаний на растяжение показал, что большинство трещин возникают вблизи включений G-фазы, образовавшейся в результате превращения карбида ниобия (рис. 14,а). Дальнейший рост трещин ориентирован по частицам первичных карбидов на границах γ -фазы в направлениях наибольшего количества карбидов ниобия (рис. 14,б). Необходимо отметить, что количество G-фазы в сплаве после испытаний при 870 °С значительно больше, чем при 20 °С. При этом G-фаза присутствует в структуре сплава в местах контакта первичных карбидов ниобия и хрома, но практически не образуется в частицах карбида ниобия изолированно расположенных в матрице. Образование G-фазы на межфазных границах первичных карбидов ниобия и хрома, расположенных по границам ден-

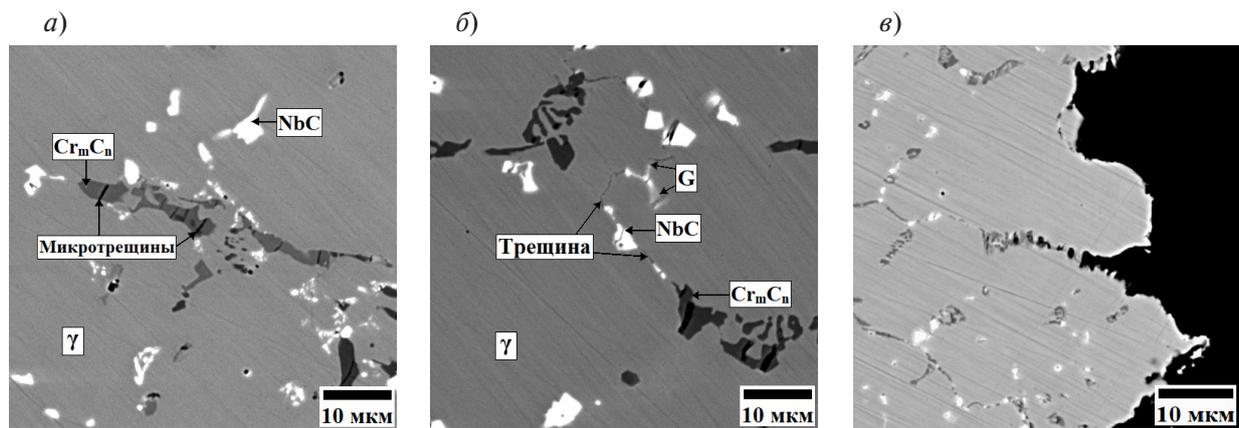
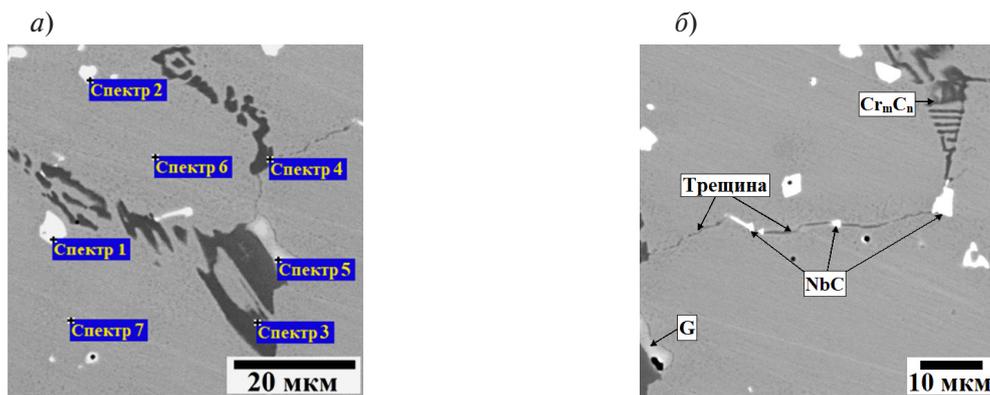


Рис. 13. Микроструктура различных участков вблизи поверхности разрушения (а-в) образцов, изготовленных из сварного соединения сплава HP40NbTi, после испытаний на статическое растяжение при 20 °С

Fig. 13. Microstructure of various sites near the fracture surface (a-c) of samples made of a welded joint of the HP40NbTi alloy after static tensile tests at 20 °C



в)

Спектр №	Фаза	Содержание химических элементов, масс. %										
		Si	Ti	Cr	Fe	Ni	Nb	W	Mn	Mo	V	C
1	NbC	0,22	2,38	2,56	1,58	0,73	81,94	0,11	0,04	0,10	0,02	10,32
2	NbC	0,32	1,26	1,81	1,32	1,15	83,61	0,15	0,07	0,09	0,03	10,19
3	Cr _m C _n	0,05	—	82,72	6,27	1,53	0,09	1,17	0,16	0,14	0,02	7,94
4	Cr _m C _n	0,03	—	82,49	5,38	1,74	0,11	1,56	0,23	0,12	0,02	8,32
5	G	6,73	—	26,54	13,47	32,78	20,25	—	—	0,23	—	—
6	γ	1,31	0,04	27,58	33,65	36,30	0,34	0,03	0,64	0,06	0,02	н.о.
7	γ	1,22	0,02	27,94	33,56	36,47	0,04	0,03	0,54	0,13	0,02	н.о.

Рис. 14. Микроструктура (а, б) и химический состав фаз (а, в) в ЗТВ вблизи поверхности разрушения образцов, изготовленных из сварного соединения сплава HP40NbTi, после испытаний на статическое растяжение при 20 °С

Fig. 14. Microstructure (a, b) and chemical composition of the phases (a, c) of ZTE near the fracture surface of samples made of a welded joint of the HP40NbTi alloy, after static tensile tests at 20 °C

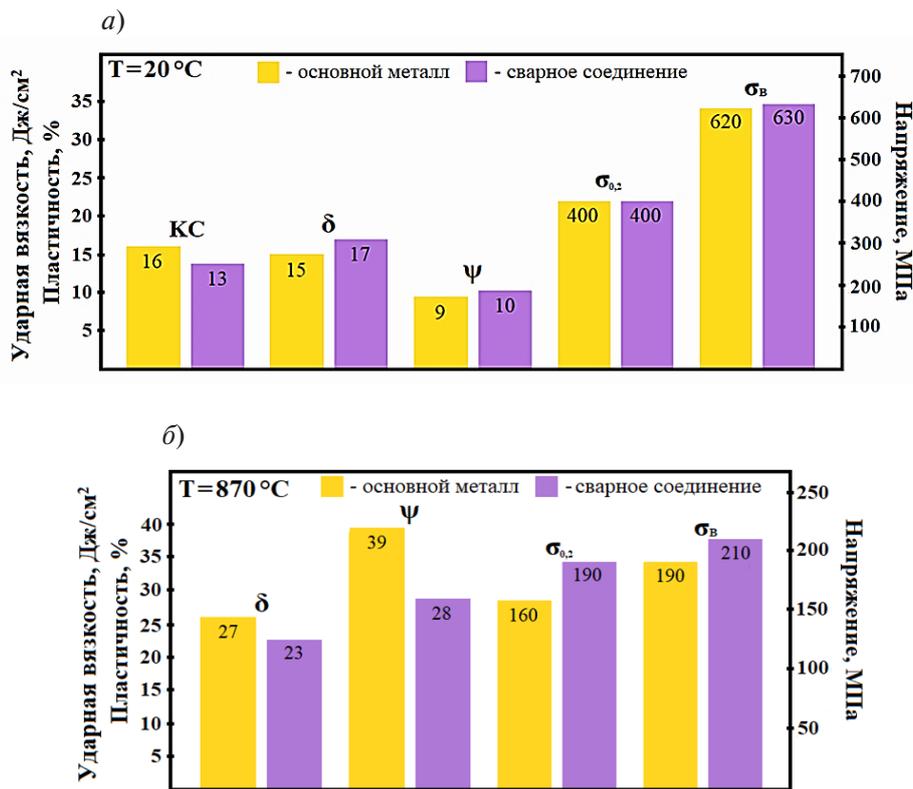


Рис. 15. Механические свойства основного металла и сварного соединения из сплава HP40NbTi при испытаниях на растяжение при 20 °C (а) и 870 °C (б)

Fig. 15. Mechanical properties of the base metal and the welded joint of the HP40NbTi alloy under tensile tests at 20 °C (a) and 870 °C (b)

дритов аустенита провоцирует зарождение трещин в этих участках структуры. Следует отметить, что установленное влияние контакта карбида ниобия с карбидом хрома как катализатора образования G-фазы в структуре сплава HP40NbTi согласуется с предложенным в [75] механизмом NbC→G превращения.

Результаты анализа изломов позволяют заключить, что разрушение сварного соединения происходит по механизму квазискола. Процесс разрушения начинается с образования микротрещин в хрупких частицах первичных эвтектических карбидов и вблизи частиц G-фазы, образующейся при превращении карбида ниобия. При дальнейшем нагружении происходит рост микротрещин по карбидной сетке вдоль границ зерен аустенита и образование магистральной трещины, которая развивается вдоль границ дендритных кристаллов (рис. 13, в). Такой механизм разрушения сплава HP40NbTi хорошо согласуется с результатами исследований сплава 20Cr32Ni1Nb [76].

Результаты испытаний на длительную прочность выявили значительное влияние структуры сварного соединения на свойства сплава HP40NbTi (рис. 15). При одинаковых условиях испытания время до разрушения сварного соединения в два раза меньше, а пластические характеристики – на ~30% ниже по сравнению с основным металлом. Характерно, что, если при ударном изгибе и статическом растяжении разрушение образцов происходит преимущественно на участке металла шва и реже – на участке ЗТВ, то при длительном высокотемпературном нагружении образец разрушается на участке ЗТВ.

Исследование изломов образцов сварного соединения и основного металла после испытаний на длительную прочность не выявило существенных отличий характера разрушения сплава по сравнению с кратковременными испытаниями. Однако количественным анализом с ис-

пользованием электронной микроскопии [50] установлено, что после длительных испытаний в структуре сплава HP40NbTi в зоне термического влияния сварного соединения присутствует 1,8-2,0 объемн.% G-фазы. Это в ~3 раза больше, чем в ЗТВ до испытаний, но незначительно превышает ее содержание в ОМ после испытаний. При этом во всех случаях трещины распространяются вдоль границ зерен по сетке эвтектических карбидов преимущественно на участках образования G-фазы.

Таким образом, включения G-фазы в структуре сплава HP40NbTi играют значительную роль в механизме его разрушения, особенно при длительной высокотемпературной эксплуатации. По этой причине образование G-фазы в ЗТВ и металле шва при изготовлении сварного соединения из сплава HP40NbTi не изменяет характер разрушения, но значительно снижает его работоспособность, ускоряя превращение NbC→G, формирование и укрупнение включений G-фазы и, как следствие, образование трещин на границах дендритных зерен аустенита.

Выводы

Результаты исследования структуры и свойств трубного сварного соединения печей пиролиза из сплава HP40NbTi на основе системы Fe-25Cr-35Ni позволяют заключить следующее:

1. Микроструктура основного металла, зоны термического влияния и металла шва сварного соединения из сплава HP40NbTi значительно различается по морфологии и степени химической неоднородности фаз. Наибольшей неоднородностью характеризуется структура сплава на участке ЗТВ, состоящая из мелкозернистой разнотипной аустенитной матрицы с выраженной сегрегацией кремния и мелкими включениями G-фазы вблизи крупных включений эвтектических карбидов на основе хрома и на основе ниобия, содержащих переменное количество других металлических элементов состава сплава.

2. Неоднородность структуры и фазового состава различных участков сварного соединения не существенно влияет на его кратковременные свойства, но приводит к снижению длительной прочности в ~2 раза по сравнению с основным металлом. Характерно, что разрушение сварного соединения при кратковременных механических испытаниях происходит на участке ЗТВ или металла шва, а при длительных – в ЗТВ.

3. Разрушение сварного соединения происходит по механизму квазискола. Морфология поверхности разрушения является дендритной с характерными столбчатыми кристаллами с четко выраженным рельефом элементов дендритного строения структуры сплава. Процесс разрушения начинается с образования микротрещин в хрупких частицах первичных эвтектических карбидов и вблизи частиц G-фазы, образующейся при превращении карбида ниобия. При дальнейшем нагружении происходит рост микротрещин по карбидной сетке вдоль границ зерен аустенита и образование магистральной трещины, которая развивается вдоль границ дендритных кристаллов.

4. Таким образом, присутствие G-фазы в структуре сплава HP40NbTi является неблагоприятным фактором, способствуя образованию и развитию зернограницных трещин. При кратковременном нагружении при комнатных и повышенных температурах ее влияние не существенно, однако, при длительном высокотемпературном нагружении приводит к значительному снижению сопротивления внешним нагрузкам.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

- [1] Garbiak M., Jasinski W., Piekarski B. Materials for reformer furnace tubes. History of evolution // Arch. Foundry Eng. 2011. V. 11. Is. 2. P. 47–52.
- [2] de Almeida L.H., Ribeiro A.F., Le May I. Microstructural characterization of modified 25Cr-35Ni centrifugally cast steel furnace tubes // Mater. Charact. 2003. V. 49. Is. 3. P. 219–229.

- [3] **Hu B., Chen X., Liu C., Lian C., Chen T.** Study on microstructure and properties of centrifugal casting 35Cr45NiNb+MA furnace tubes during service // *Mater. High Temp.* 2019. V. 36. Is. 6. P. 489–498.
- [4] **Ghatak A., Robi P.S.** High-temperature tensile properties and creep life assessment of 25Cr35NiNb micro-alloyed steel // *J. Mater. Eng. Perform.* 2016. V. 25. Is. 5. P. 2000–2007.
- [5] **Nam S.W.** Assessment of damage and life prediction of austenitic stainless steel under high temperature creep-fatigue interaction condition // *Mater. Sci. Eng. A.* 2002. V. 322. P. 64–72.
- [6] **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.
- [7] **Ilman 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 // *Eng. Failure Anal.* 2014. V. 42. P. 100–108.
- [8] **Le May I., Da Silveira T., Vianna C.** Criteria for the evaluation of damage and remaining life in reformer furnace tubes // *Int. J. Pressure Vessels Piping.* 1996. V. 66. Is. 1. P. 233–241.
- [9] **Gong J.M., Tu S.T., Yoon K.B.** Damage assessment and maintenance strategy of hydrogen reformer furnace tubes // *Eng. Failure Anal.* 1999. V. 6, Is. 3. P. 143–153.
- [10] **Kaya A.A., Krauklis P., Young D.J.** Microstructure of HK40 alloy after high-temperature service in oxidizing/carburizing environment: I. Oxidation phenomena and propagation of a crack // *Mater. Charact.* 2002. V. 49. P. 11–21.
- [11] **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.
- [12] **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.
- [13] **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 // *Oxid. Met.* 2019. V. 91. Is. 1-2. P. 33–53.
- [14] **Kondrat'ev S.Yu., Anastasiadi G.P., Ptashnik A.V., Petrov S.N.** Evolution of the microstructure and phase composition of a subsurface of cast HP-type alloy during a long-term high-temperature aging // *Mater. Charact.* 2019. V. 150. P. 166–173.
- [15] **Kondrat'ev S.Yu., Anastasiadi G.P., Ptashnik A.V., Petrov S.N.** The mechanisms of scale and subsurface diffusion zone formation of heat-resistant HP40NbTi alloy at long-term high-temperature exposure // *Materialia.* 2019. V. 7. Article 100427.
- [16] **Анастасиади Г.П., Кондратьев С.Ю., Рудской А.И.** Избирательное высокотемпературное окисление фаз в литом жаропрочном сплаве системы 25Cr – 35Ni – Si – Nb – C // *Металловедение и термическая обработка металлов.* 2014. № 8 (710). С. 3–8.
- [17] **Кондратьев С.Ю., Анастасиади Г.П., Рудской А.И.** Наноструктурный механизм образования оксидной пленки в жаростойких сплавах на основе Fe – 25Cr – 35Ni // *Металловедение и термическая обработка металлов.* 2014. № 10 (712). С. 15–20. [Kondrat'ev S.Yu., Anastasiadi G.P., Rudskoy A.I. Nanostructure mechanism of formation of oxide film in heat-resistant Fe-25Cr-35Ni superalloys // *Met. Sci. Heat. Treat.* 2015. V. 56, No. 9-10. P. 531–536.
- [18] **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 // *Mater. Des.* 2012. V. 34. P. 65–73.
- [19] **Kaya A.A.** Microstructure of HK40 alloy after high-temperature service in oxidizing/carburizing environment: II. Carburization and carbide transformations // *Mater. Charact.* 2002. V. 49. P. 23–34.

- [20] **Singhatham C., Eidhed K.** Effect of carburizing on microstructure and weldability of 35Cr-45Ni-Nb alloys in the ethylene heating furnace // *Appl. Mech. Mater.* 2016. V. 848. P. 39–42.
- [21] **Singhatham C., Eidhed K.** The study of welding repair parameters of tube 35Cr-45Ni-Nb alloy of the ethylene heating furnace // *Appl. Mech. Mater.* 2016. N. 848. P. 35–38.
- [22] **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 // *Eng. Failure Anal.* 2018. V. 92. P. 368–377.
- [23] **Reihani A., Haghghi R.D.** Failure analysis and weld ability improvement of 35%Cr-45%Ni heat resistant alloy // *Eng. Failure Anal.* 2015. V. 52. P. 97–108.
- [24] **Tawancy H.M.** Failure of a furnace outlet pipe in a benzene plant by internal oxidation due to improper welding practice // *Eng. Failure Anal.* 2009. V. 16. Is. 7. P. 2179–2185.
- [25] **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.
- [26] **Mostafaei M., Shamanian M., Purmohamad H., et al.** Increasing weldability of service-aged reformer tubes by partial solution annealing // *J. Mater. Eng. Perform.* 2016. V. 25. Is. 4. P. 1291–1303.
- [27] **Ray A.K., Sinha S.K., Tiwari Y.N., et al.** Analysis of failed reformer tubes // *Eng. Failure Anal.* 2003. V. 10. Is. 3. P. 351–362.
- [28] **Ul-Hamid A., Tawancy H.M., Mohammed A.-R.I., et al.** Failure analysis of furnace radiant tubes exposed to excessive temperature // *Eng. Failure Anal.* 2006. V. 13. Is. 6. P. 1005–1021.
- [29] **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 // *Eng. Failure Anal.* 2015. V. 56. P. 194–203.
- [30] **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 // *Mater. Des.* 2011. V. 32. Is. 7. P. 4010–4016.
- [31] **Guo J., Cao T., Cheng C., Meng X., Zhao J.** Microstructure evolution and mechanical properties degradation of HPNb alloy after a five-2021 service // *Mater. Res. Express.* 2018. V. 5. Is. 4. 046509.
- [32] **Bonaccorsi L., Guglielmino E., Pino R., Servetto C., Sili A.** Damage analysis in Fe-Cr-Ni centrifugally cast alloy tubes for reforming furnaces // *Eng. Failure Anal.* 2014. V. 36. P. 65–74.
- [33] **Alvino A., Lega D., Giacobbe F., Mazzocchi V., Rinaldi A.** Damage characterization in two reformer heater tubes after nearly 10 2021s of service at different operative and maintenance conditions // *Eng. Failure Anal.* 2010. V. 17. Is. 7-8. P. 1526–1541.
- [34] **Liu C.J., Chen Y.** Variations of the microstructure and mechanical properties of HP40Nb hydrogen reformer tube with time at elevated temperature // *Mater. Des.* 2011. V. 32. Is. 4. P. 2507–2512.
- [35] **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-2021 service // *Mater. Des.* 2012. V. 33. P. 476–484.
- [36] **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.
- [37] **Shinozaki K., Kuroki H., Nakao Y., et al.** Deterioration of weldability of long-term aged HP heat-resistant cast steel containing Nb, Mo, and W // *Weld. Int.* 1999. V. 13. Is. 1. P. 39–48.
- [38] **Guan K., Wang Q.** Analysis of failed electron beam welds in ethylene cracking tubes // *Eng. Failure Anal.* 2011. V. 18. Is. 5. P. 1366–1374.
- [39] **Reihani A., Razavi S.A., Abbasi E., et al.** Failure analysis of welded radiant tubes made of cast heat-resisting steel // *J. Fail. Anal. Prevent.* 2013. V. 13. Is. 6. P. 658–665.
- [40] **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 // *Scr. Mater.* 2003. V. 49. Is. 2. P. 117–122.
- [41] **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 // *J. Mater. Res. Technol.* 2013. V. 2. Is. 2. P. 195–251.

[42] Рудской А.И., Кондратьев С.Ю., Анастасиади Г.П., Орыщенко А.С., Фукс М.Д., Петров С.Н. Трансформация структуры жаропрочного сплава 0,45С – 26Сг – 33Ni – 2Si – 2Nb при длительной высокотемпературной выдержке // *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2013. № 10 (700). С. 7–14.

[43] 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 0,45С-26Сг-33Ni-2Si-2Nb // *Физика металлов и металловедение*. 2014. Т. 115. № 1. С. 3–13.

[44] 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 // *Mater. High Temp.* 2014. V. 31. Is. 1. P. 2–11.

[45] Орыщенко А.С., Кондратьев С.Ю., Анастасиади Г.П., Фукс М.Д., Петров С.Н. Особенности структурных изменений в жаропрочном сплаве 0,45С-26Сг-33Ni-2Si-2Nb при температурах эксплуатации. Сообщение 1. Литое состояние // *Научно-технические ведомости СПбГПУ*. 2012. № 1 (142). С. 155–163.

[46] Орыщенко А.С., Кондратьев С.Ю., Анастасиади Г.П., Фукс М.Д., Петров С.Н. Особенности структурных изменений в жаропрочном сплаве 0,45С-26Сг-33Ni-2Si-2Nb при температурах эксплуатации. Сообщение 2. Влияние высокотемпературной выдержки // *Научно-технические ведомости СПбГПУ*. 2012. № 1-1 (147). С. 217–228.

[47] Рудской А.И., Анастасиади Г.П., Орыщенко А.С., Кондратьев С.Ю., Фукс М.Д. Особенности структурных изменений в жаропрочном сплаве 0,45С-26Сг-33Ni-2Si-2Nb при температурах эксплуатации. Сообщение 3. Механизм и кинетика фазовых превращений // *Научно-технические ведомости СПбГПУ*. 2012. № 3-2 (154). С. 143–150.

[48] Рудской А.И., Орыщенко А.С., Кондратьев С.Ю., Анастасиади Г.П., Фукс М.Д. Механизм и кинетика фазовых превращений в жаропрочном сплаве 45Х26Н33С2В2 при длительных высокотемпературных выдержках. Часть 1 // *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2014. № 1 (703). С. 3–8.

[49] Рудской А.И., Кондратьев С.Ю., Анастасиади Г.П., Орыщенко А.С., Фукс М.Д. Механизм и кинетика фазовых превращений в жаропрочном сплаве 45Х26Н33С2В2 при длительных высокотемпературных выдержках. Часть 2 // *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2014. № 3 (705). С. 12–19.

[50] Кондратьев С.Ю., Пташник А.В., Анастасиади Г.П., Петров С.Н. Анализ превращений карбидных фаз в сплаве 25Сг35Ni методом количественной электронной микроскопии // *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2015. № 7 (721). С. 36–43.

[51] Talis A.L., Kraposhin V.S., Kondrat'ev S.Y., Nikolaichik V.I., Svyatysheva E.V., Everstov A.A. Non-crystallographic symmetry of liquid metal, flat crystallographic faults and polymorph transformation of the M7C3 carbide // *Acta Crystallogr. A*. 2017. V. 73. P. 209–217.

[52] Кондратьев С.Ю., Анастасиади Г.П., Петров С.Н., Пташник А.В., Святышева Е.В. Морфологические характеристики карбидов хрома в жаропрочных сплавах HP40NbTi в литом состоянии и после высокотемпературной выдержки // *Металловедение и термическая обработка металлов*. – 2016. – № 1 (727). – С. 22–29.

[53] Kondrat'ev S.Yu., Anastasiadi G.P., Petrov S.N., Ptashnik A.V. Kinetics of the formation of intermetallic phases in HP-type heat-resistant alloys at long-term high-temperature exposure // *Metall. Mater. Trans. A*. 2017. V. 48. Is. 1. P. 482–492.

[54] Attarian M., Taheri A.K., Jalilvand S., et al. Microstructural and failure analysis of welded primary reformer furnace tube made of HP-Nb micro alloyed heat resistant steel // *Eng. Failure Anal.* 2016. V. 68. P. 32–51.

- [55] **Кондратьев С.Ю., Фролов М.А., Фукс М.Д., Святышева Е.В.** Особенности строения трубного сварного соединения из сплава HP40NbTi // *Материаловедение. Энергетика*. 2020. Т. 26, № 3. С. 33–55.
- [56] **Фролов М.А., Фукс М.Д., Кондратьев С.Ю.** Влияние структуры на эксплуатационные свойства сварного соединения из жаропрочного сплава Fe – 25Cr – 35Ni // *Заготовительные производства в машиностроении*. 2020. Т. 18. № 12. С. 551–562.
- [57] **Кондратьев С.Ю., Фукс М.Д., Фролов М.А., Петров С.Н.** Анализ структуры, фазового состава и механических свойств трубного сварного соединения из жаропрочного сплава HP40NbTi // *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2020. № 11 (785). С. 21–31.
- [58] **Beattie H.J., Versnyder F.L.** A new complex phase in a high-temperature alloy // *Nature*. 1956. V. 178. P. 208–209.
- [59] **Bergman G., Waugh J.L.T.** The crystal structure of the intermetallic compound M6Si7Cu16 // *Acta Crystallogr.* 1956. V. 9. Pt 3. P. 214–217.
- [60] **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.
- [61] **Chen Y., Dai X., Chen X., Yang B.** The characterization of G-phase in Fe20Cr9Ni cast duplex stainless steel // *Mater. Charact.* 2019. V. 149. P. 74–81.
- [62] **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.
- [63] **Piekarski B.** Effect of Nb and Ti additions on microstructure, and identification of precipitates in stabilized Ni-Cr cast austenitic steels // *Mater. Charact.* 2001. V. 47. Is. 3-4. P. 181–186.
- [64] **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 // *Mater. Sci. Eng., A*. 2004. V. 374. Is. 1-2. P. 398–408.
- [65] **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 // *J. Mater. Sci.* 1987. V. 22. Is. 8. P. 2867–2880.
- [66] **Knowles D.M., Thomas C.W., Keen D.J., Chen Q.Z.** In service embrittlement of cast 20Cr32-Ni1Nb components used in steam reformer applications // *Int. J. Pressure Vessels Piping*. 2004. V. 81. Is. 6. P. 499–506.
- [67] **Abbasi M., Park I., Ro Y., Ji Y., Ayer R., Shim J.-H.** G-phase formation in twenty-2021s aged heat-resistant cast austenitic steel reformer tube // *Mater. Charact.* 2019. V. 148. P. 297–306.
- [68] **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 // *Mater. Charact.* 1993. V. 30. Is. 4. P. 243–249.
- [69] **Powell D.J., Pilkington R., Miller D.A.** The precipitation characteristics of 20% Cr/25% Ni–Nb stabilised stainless steel // *Acta Metall.* 1988. V. 36. Is. 3. P. 713–724.
- [70] **Yoshida M.** The segregation of silicon on austenite grain boundaries and on austenite/carbide interfaces in high carbon steels // *Scr. Metall.* 1982. V. 16. Is. 7. P. 787–790.
- [71] **Nunes F.C., de Almeida L.H., Dille J., Delplancke J.-L., Le May I.** Microstructural changes caused by yttrium addition to NbTi-modified centrifugally cast HP-type stainless steels // *Mater. Charact.* 2007. V. 58. P. 132–142.
- [72] **Shi S., Lippold J.C.** Microstructure evolution during service exposure of two cast, heat-resisting stainless steels – HP-Nb modified and 20–32Nb // *Mater. Charact.* 2008. V. 59. P. 1029–1040.
- [73] **Kargarnejad S., Abbasi-Chianeh V.** Failure analysis of a burner ring made of 20Cr32NiNb alloy in gas turbine combustion chamber // *Case Studies in Eng. Failure Anal.* 2014. V. 2. Is. 2. P. 138–143.
- [74] **Hoffman J.J., Magnan J.** Cast 20Cr32Ni1Nb alloy aged mechanical property improvements via chemistry modifications / In: NACE International, CORROSION 2003, San Diego, California, 2003. – Paper Number: NACE-03469.
- [75] **Vaché N., Steyer P., Duret-Thual C., Perez M., Douillard T., Rauch E., Véron M., Renou G., Dupoirron F., Augustin C., Cazottes S.** Microstructural study of the NbC to G-phase transformation in HP-Nb alloys // *Materialia*. 2020. V. 9. 100593.

[76] Yan J., Gu Y., Dang Y., Zhao X., Lu J., Yuan Y., Yang Z., Yin H. Effect of carbon on the microstructure evolution and mechanical properties of low Si-containing centrifugal casting 20Cr32Ni1Nb alloy // Mater. Chem. Phys. 2016. V. 175. P. 107–117.

СВЕДЕНИЯ ОБ АВТОРАХ

ФУКС Михаил Дмитриевич – начальник лаборатории, ФГУП "ЦНИИ КМ "ПРОМЕТЕЙ" им. И.В. Горынина" – НИЦ "КУРЧАТОВСКИЙ ИНСТИТУТ", канд. техн. наук.
E-mail: stoma_87@mail.ru

ФРОЛОВ Максим Алексеевич – инженер, ФГУП "ЦНИИ КМ "ПРОМЕТЕЙ" им. И.В. Горынина" – НИЦ "КУРЧАТОВСКИЙ ИНСТИТУТ", без степени.
E-mail: frolov_maks20@mail.ru

ЦЕМЕНКО Алина Вадимовна – инженер 1-й категории, ФГУП "ЦНИИ КМ "ПРОМЕТЕЙ" им. И.В. Горынина" – НИЦ "КУРЧАТОВСКИЙ ИНСТИТУТ", без степени.
E-mail: ptashnik.avp1993@yandex.ru

Дата поступления статьи в редакцию: 24.03.2021

REFERENCES

- [1] M. Garbiak, W. Jasinski, B. Piekarski, Materials for reformer furnace tubes. History of evolution // Arch. Foundry Eng. 2011. V. 11. Is. 2. P. 47–52.
- [2] L.H. de Almeida, A.F. Ribeiro, I. Le May, Microstructural characterization of modified 25Cr-35Ni centrifugally cast steel furnace tubes // Mater. Charact. 2003. V. 49. Is. 3. P. 219–229.
- [3] B. Hu, X. Chen, C. Liu, C. Lian, T. Chen, Study on microstructure and properties of centrifugal casting 35Cr45NiNb+MA furnace tubes during service // Mater. High Temp. 2019. V. 36. Is. 6. P. 489–498.
- [4] A. Ghatak, P.S. Robi, High-temperature tensile properties and creep life assessment of 25Cr35NiNb micro-alloyed steel // J. Mater. Eng. Perform. 2016. V. 25. Is. 5. P. 2000–2007.
- [5] S.W. Nam, Assessment of damage and life prediction of austenitic stainless steel under high temperature creep-fatigue interaction condition // Mater. Sci. Eng. A. 2002. V. 322. P. 64–72.
- [6] 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.
- [7] 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 // Eng. Failure Anal. 2014. V. 42. P. 100–108.
- [8] I. Le May, T. Da Silveira, C. Vianna, Criteria for the evaluation of damage and remaining life in reformer furnace tubes // Int. J. Pressure Vessels Piping. 1996. V. 66. Is. 1. P. 233–241.
- [9] J.M. Gong, S.T. Tu, K.B. Yoon, Damage assessment and maintenance strategy of hydrogen reformer furnace tubes // Eng. Failure Anal. 1999. V. 6, Is. 3. P. 143–153.
- [10] A.A. Kaya, P. Krauklis, D.J. Young, Microstructure of HK40 alloy after high-temperature service in oxidizing/carburizing environment: I. Oxidation phenomena and propagation of a crack // Mater. Charact. 2002. V. 49. P. 11–21.
- [11] 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.

- [12] **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.
- [13] **S.Y. Kondrat'ev, G.P. Anastasiadi, A.V. Ptashnik, S.N. Petrov**, Kinetics of the high-temperature oxidation of heat-resistant statically and centrifugally cast HP40NbTi alloys // *Oxid. Met.* 2019. V. 91. Is. 1-2. P. 33–53.
- [14] **S.Yu. Kondrat'ev, G.P. Anastasiadi, G.P. Ptashnik, S.N. Petrov**, Evolution of the microstructure and phase composition of a subsurface of cast HP-type alloy during a long-term high-temperature aging // *Mater. Charact.* 2019. V. 150. P. 166–173.
- [15] **S.Yu. Kondrat'ev, G.P. Anastasiadi, A.V. Ptashnik, S.N. Petrov**, The mechanisms of scale and subsurface diffusion zone formation of heat-resistant HP40NbTi alloy at long-term high-temperature exposure // *Materialia*. 2019. V. 7. Article 100427.
- [16] **G.P. Anastasiadi, S.Yu. Kondratyev, A.I. Rudskoy**, Izbiratelnoye vysokotemperaturnoye okisleniye faz v litom zharoprochnom splave sistemy 25Cr – 35Ni – Si – Nb – C // *Metallovedeniye i termicheskaya obrabotka metallov*. 2014. № 8 (710). S. 3–8.
- [17] **A.I. Kondratyev, G.P. Anastasiadi, A.I. Rudskoy**, Nanostrukturnyy mekhanizm obrazovaniya oksidnoy plenki v zharostoykikh splavakh na osnove Fe – 25Cr – 35Ni // *Metallovedeniye i termicheskaya obrabotka metallov*. 2014. № 10 (712). S. 15–20. [Kondrat'ev S.Yu., Anastasiadi G.P., Rudskoy A.I. Nanostructure mechanism of formation of oxide film in heat-resistant Fe-25Cr-35Ni superalloys // *Met. Sci. Heat. Treat.* 2015. V. 56, No. 9-10. P. 531–536.
- [18] **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 // *Mater. Des.* 2012. V. 34. P. 65–73.
- [19] **A.A. Kaya**, Microstructure of HK40 alloy after high-temperature service in oxidizing/carburizing environment: II. Carburization and carbide transformations // *Mater. Charact.* 2002. V. 49. P. 23–34.
- [20] **C. Singhatham, K. Eidhed**, Effect of carburizing on microstructure and weldability of 35Cr-45Ni-Nb alloys in the ethylene heating furnace // *Appl. Mech. Mater.* 2016. V. 848. P. 39–42.
- [21] **C. Singhatham, K. Eidhed**, The study of welding repair parameters of tube 35Cr-45Ni-Nb alloy of the ethylene heating furnace // *Appl. Mech. Mater.* 2016. N 848. P. 35–38.
- [22] **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 // *Eng. Failure Anal.* 2018. V. 92. P. 368–377.
- [23] **A. Reihani, R.D. Haghighi**, Failure analysis and weld ability improvement of 35%Cr-45%Ni heat resistant alloy // *Eng. Failure Anal.* 2015. V. 52. P. 97–108.
- [24] **H.M. Tawancy**, Failure of a furnace outlet pipe in a benzene plant by internal oxidation due to improper welding practice // *Eng. Failure Anal.* 2009. V. 16. Is. 7. P. 2179–2185.
- [25] **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.
- [26] **M. Mostafaei, M. Shamanian, H. Purmohamad, et al.**, Increasing weldability of service-aged reformer tubes by partial solution annealing // *J. Mater. Eng. Perform.* 2016. V. 25. Is. 4. P. 1291–1303.
- [27] **A.K. Ray, S.K. Sinha, Y.N. Tiwari, et al.**, Analysis of failed reformer tubes // *Eng. Failure Anal.* 2003. V. 10. Is. 3. P. 351–362.
- [28] **A. Ul-Hamid, H.M. Tawancy, A.-R.I. Mohammed, et al.**, Failure analysis of furnace radiant tubes exposed to excessive temperature // *Eng. Failure Anal.* 2006. V. 13. Is. 6. P. 1005–1021.
- [29] **M. Santos, M. Guedes, R. Baptista, V. Infante, R.A. Cláudio**, Effect of severe operation conditions on the degradation state of radiant coils in pyrolysis furnaces // *Eng. Failure Anal.* 2015. V. 56. P. 194–203.

- [30] **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 // *Mater. Des.* 2011. V. 32. Is. 7. P. 4010–4016.
- [31] **J. Guo, T. Cao, C. Cheng, X. Meng, J. Zhao**, Microstructure evolution and mechanical properties degradation of HPNb alloy after a five-year service // *Mater. Res. Express.* 2018. V. 5. Is. 4. 046509.
- [32] **L. Bonaccorsi, E. Guglielmino, R. Pino, C. Servetto, A. Sili**, Damage analysis in Fe–Cr–Ni centrifugally cast alloy tubes for reforming furnaces // *Eng. Failure Anal.* 2014. V. 36. P. 65–74.
- [33] **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 // *Eng. Failure Anal.* 2010. V. 17. Is. 7–8. P. 1526–1541.
- [34] **C.J. Liu, Y. Chen**, Variations of the microstructure and mechanical properties of HP40Nb hydrogen reformer tube with time at elevated temperature // *Mater. Des.* 2011. V. 32. Is. 4. P. 2507–2512.
- [35] **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 // *Mater. Des.* 2012. V. 33. P. 476–484.
- [36] **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.
- [37] **K. Shinozaki, H. Kuroki, Y. Nakao, et al.**, Deterioration of weldability of long-term aged HP heat-resistant cast steel containing Nb, Mo, and W // *Weld. Int.* 1999. V. 13. Is. 1. P. 39–48.
- [38] **K. Guan, Q. Wang**, Analysis of failed electron beam welds in ethylene cracking tubes // *Eng. Failure Anal.* 2011. V. 18. Is. 5. P. 1366–1374.
- [39] **A. Reihani, S.A. Razavi, E. Abbasi, et al.**, Failure analysis of welded radiant tubes made of cast heat-resisting steel // *J. Fail. Anal. Prevent.* 2013. V. 13. Is. 6. P. 658–665.
- [40] **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 // *Scr. Mater.* 2003. V. 49. Is. 2. P. 117–122.
- [41] **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 // *J. Mater. Res. Technol.* 2013. V. 2. Is. 2. P. 195–251.
- [42] **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.
- [43] **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.
- [44] **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 // *Mater. High Temp.* 2014. V. 31. Is. 1. P. 2–11.
- [45] **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.
- [46] **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.
- [47] **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.

[48] **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.

[49] **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.

[50] **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.

[51] **A.L. Talis, V.S. Kraposhin, S.Y. Kondrat'ev, V.I. Nikolaichik, E.V. Svyatysheva, A.A. Everstov**, Non-crystallographic symmetry of liquid metal, flat crystallographic faults and polymorph transformation of the M7C3 carbide // Acta Crystallogr. A. 2017. V. 73. P. 209–217.

[52] **S.Yu. Kondratyev, G.P. Anastasiadi, S.N. Petrov, A.V. Ptashnik, Ye.V. Svyatysheva**, Morfologicheskiye kharakteristiki karbidov khroma v zharoprochnykh splavakh HP40NbTi v litom sostoyanii i posle vysokotemperaturnoy vyderzhki // Metallovedeniye i termicheskaya obrabotka metallov. – 2016. – № 1 (727). – S. 22–29.

[53] **S.Yu. Kondrat'ev, G.P. Anastasiadi, S.N. Petrov, A.V. Ptashnik**, Kinetics of the formation of intermetallic phases in HP-type heat-resistant alloys at long-term high-temperature exposure // Metall. Mater. Trans. A. 2017. V. 48. Is. 1. P. 482–492.

[54] **M. Attarian, A.K. Taheri, S. Jalilvand, et al.**, Microstructural and failure analysis of welded primary reformer furnace tube made of HP-Nb micro alloyed heat resistant steel // Eng. Failure Anal. 2016. V. 68. P. 32–51.

[55] **S.Yu. Kondratyev, M.A. Frolov, M.D. Fuks, Ye.V. Svyatysheva**, Osobennosti stroyeniya trubnogo svarnogo soyedineniya iz splava HP40NbTi // Materialovedeniye. Energetika. 2020. T. 26, № 3. S. 33–55.

[56] **M.A. Frolov, M.D. Fuks, S.Yu. Kondratyev**, Vliyaniye struktury na ekspluatatsionnyye svoystva svarnogo soyedineniya iz zharoprochnogo splava Fe–25Cr–35Ni // Zagotovitelnyye proizvodstva v mashinostroyenii. 2020. T. 18. № 12. S. 551–562.

[57] **S.Yu. Kondratyev, M.D. Fuks, M.A. Frolov, S.N. Petrov**, Analiz struktury, fazovogo sostava i mekhanicheskikh svoystv trubnogo svarnogo soyedineniya iz zharoprochnogo splava HP40NbTi // Metallovedeniye i termicheskaya obrabotka metallov. 2020. № 11 (785). S. 21–31.

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

[59] **G. Bergman, J.L.T. Waugh**, The crystal structure of the intermetallic compound M6Si7Cu16 // Acta Crystallogr. 1956. V. 9. Pt 3. P. 214–217.

[60] **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.

[61] **Y. Chen, X. Dai, X. Chen, B. Yang**, The characterization of G-phase in Fe20Cr9Ni cast duplex stainless steel // Mater. Charact. 2019. V. 149. P. 74–81.

[62] **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.

[63] **B. Piekarski**, Effect of Nb and Ti additions on microstructure, and identification of precipitates in stabilized Ni–Cr cast austenitic steels // Mater. Charact. 2001. V. 47. Is. 3-4. P. 181–186.

[64] **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 // Mater. Sci. Eng., A. 2004. V. 374. Is. 1-2. P. 398–408.

- [65] **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 // *J. Mater. Sci.* 1987. V. 22. Is. 8. P. 2867–2880.
- [66] **D.M. Knowles, C.W. Thomas, D.J. Keen, Q.Z. Chen**, In service embrittlement of cast 20Cr32-Ni1Nb components used in steam reformer applications // *Int. J. Pressure Vessels Piping*. 2004. V. 81. Is. 6. P. 499–506.
- [67] **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 // *Mater. Charact.* 2019. V. 148. P. 297–306.
- [68] **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 // *Mater. Charact.* 1993. V. 30. Is. 4. P. 243–249.
- [69] **D.J. Powell, R. Pilkington, D.A. Miller**, The precipitation characteristics of 20% Cr/25% Ni–Nb stabilised stainless steel // *Acta Metall.* 1988. V. 36. Is. 3. P. 713–724.
- [70] **M. Yoshida**, The segregation of silicon on austenite grain boundaries and on austenite/carbide interfaces in high carbon steels // *Scr. Metall.* 1982. V. 16. Is. 7. P. 787–790.
- [71] **F.C. Nunes, L.H. de Almeida, J. Dille, J.-L. Delplancke, I. Le May**, Microstructural changes caused by yttrium addition to NbTi-modified centrifugally cast HP-type stainless steels // *Mater. Charact.* 2007. V. 58. P. 132–142.
- [72] **S. Shi, J.C. Lippold**, Microstructure evolution during service exposure of two cast, heat-resisting stainless steels – HP-Nb modified and 20–32Nb // *Mater. Charact.* 2008. V. 59. P. 1029–1040.
- [73] **S. Kargarnejad, V. Abbasi-Chianeh**, Failure analysis of a burner ring made of 20Cr32NiNb alloy in gas turbine combustion chamber // *Case Studies in Eng. Failure Anal.* 2014. V. 2. Is. 2. P. 138–143.
- [74] **J.J. Hoffman, J. Magnan**, Cast 20Cr32Ni1Nb alloy aged mechanical property improvements via chemistry modifications / In: NACE International, CORROSION 2003, San Diego, California, 2003. – Paper Number: NACE-03469.
- [75] **N. Vaché, P. Steyer, C. Duret-Thual, M. Perez, T. Douillard, E. Rauch, M. Véron, G. Renou, F. Dupoirion, C. Augustin, S. Cazottes**, Microstructural study of the NbC to G-phase transformation in HP-Nb alloys // *Materialia*. 2020. V. 9. 100593.
- [76] **J. Yan, Y. Gu, Y. Dang, X. Zhao, J. Lu, Y. Yuan, Z. Yang, H. Yin**, Effect of carbon on the microstructure evolution and mechanical properties of low Si-containing centrifugal casting 20Cr32Ni1Nb alloy // *Mater. Chem. Phys.* 2016. V. 175. P. 107–117.

THE AUTHORS

FUKS Mikhail D. – *"CENTRAL RESEARCH INSTITUTE OF STRUCTURAL MATERIALS "PROMETEEY" NAMED BY I.V. GORYNIN OF NATIONAL RESEARCH CENTER "KURCHATOV INSTITUTE"*.

E-mail: stoma_87@mail.ru

FROLOV Maksim A. – *"CENTRAL RESEARCH INSTITUTE OF STRUCTURAL MATERIALS "PROMETEEY" NAMED BY I.V. GORYNIN OF NATIONAL RESEARCH CENTER "KURCHATOV INSTITUTE"*.

E-mail: frolov_maks20@mail.ru

TCEMENKO Alina V. – *"CENTRAL RESEARCH INSTITUTE OF STRUCTURAL MATERIALS "PROMETEEY" NAMED BY I.V. GORYNIN OF NATIONAL RESEARCH CENTER "KURCHATOV INSTITUTE"*.

E-mail: ptashnik.avp1993@yandex.ru

Received: 24.03.2021