

DOI: 10.18721/JEST.26303

УДК 669.018.62:669.017.3:620.18:621.791.011:669.018.44

С.Ю. Кондратьев<sup>1</sup>, М.А. Фролов<sup>2</sup>,  
М.Д. Фукс<sup>2</sup>, Е.В. Святышева<sup>2</sup><sup>1</sup> Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого,  
Санкт-Петербург, Россия;<sup>2</sup> ФГУП "ЦНИИ КМ "ПРОМЕТЕЙ" им. И.В. Горынина" – НИЦ "КУРЧАТОВСКИЙ ИНСТИТУТ",  
Санкт-Петербург, Россия;**ОСОБЕННОСТИ СТРОЕНИЯ ТРУБНОГО СВАРНОГО  
СОЕДИНЕНИЯ ИЗ СПЛАВА HP40NbTi**

Методами оптической и электронной микроскопии изучены структура, фазовый состав и микротвердость сварного соединения труб толщиной 14 мм из сплава HP40NbTi. Построен профиль изменения микротвердости вдоль сварного сечения. Качественно и количественно изучен фазовый состав различных зон сварного соединения. Выявлены особенности строения разных зон сварного соединения центробежнолитых труб из аустенитных жаропрочных сплавов на основе системы Fe-25Cr-35Ni-0,45C. Установлена неоднородность структуры в различных участках сварного соединения, обнаружено формирование сегрегаций отдельных легирующих элементов и образование интерметаллидной фазы в зоне термического влияния и металле шва. Изучены и объяснены закономерности изменения структуры и микротвердости сплава в разных зонах сварного соединения. Проанализировано возможное влияние установленных структурно-фазовых изменений в сплаве HP40NbTi в процессе сварки на работоспособность трубного сварного соединения в условиях эксплуатации.

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

*Ссылка при цитировании:*

Кондратьев С.Ю. и др. Особенности строения трубного сварного соединения из сплава HP40NbTi // *Материаловедение. Энергетика.* 2020. Т. 26, № 3. С. 33–55. DOI: 10.18721/JEST.26303

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

S.Yu. Kondratyev<sup>1</sup>, M.A. Frolov<sup>2</sup>,  
M.D. Fuks<sup>2</sup>, E.V. Sviatysheva<sup>2</sup><sup>1</sup> Peter the Great St. Petersburg Polytechnic University, St. Petersburg, Russia;<sup>2</sup> "CENTRAL RESEARCH INSTITUTE OF STRUCTURAL MATERIALS "PROMETEI"  
NAMED BY I.V. GORYNIN OF NATIONAL RESEARCH CENTER "KURCHATOV INSTITUTE",  
St. Petersburg, Russia;**STRUCTURAL FEATURES OF PIPE WELDED JOINT  
MADE OF HP40NbTi ALLOY**

The authors studied the structure, phase composition, and microhardness of a 14 mm thick pipes welded joint made of HP40NbTi alloy using optical and electron microscopy. The profile of microhardness changing along the welded joint is plotted. The phase composition of

different zones of the welded joint has been studied qualitatively and quantitatively. The paper reveals the structural features of different zones of a welded joint of centrifugally cast pipes made of austenitic heat-resistant alloy based on the Fe-25Cr-35Ni-0.45 C system. The authors established heterogeneity of the structure in different sections of the welded joint, detected the formation of segregation of individual alloying elements and the formation of an intermetallic phase in the heat affected zone and weld metal zone. The regularities of changes in the structure and microhardness of the alloy in different zones of the welded joint are studied and explained. The paper presents an analysis of the possible influence of the revealed structural and phase changes in the HP40NbTi alloy during welding on the performance of the pipe welded joint under operating conditions.

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

*Citation:*

S.Yu. Kondratyev et al., Structural features of pipe welded joint made of HP40NbTi alloy, Materials Science. Power Engineering, 26 (03) (2020) 33–55, DOI: 10.18721/JEST.26303

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

**Введение.** В настоящее время основным конструкционным материалом для изготовления змеевиковых систем высокотемпературных установок нефтехимических и металлургических производств являются жаропрочные аустенитные сплавы серии HP40NbTi на основе системы Fe-25Cr-35Ni модифицированной титаном и ниобием [1–2]. Сплав применяют в литом состоянии, которое обеспечивает высокую длительную прочность при экстремальных условиях эксплуатации нефтеперерабатывающих и металлургических установок. Оборудование, изготовленное из этих сплавов, рассчитано на срок службы 100 000 ч, однако реальный срок службы варьируется от 30 000 до 60 000 ч [3–7]. При длительной эксплуатации микроструктура сплавов претерпевает значительные непрерывные изменения [8–16], которые влияют на сопротивление ползучести и ресурс нагруженных компонентов оборудования [17–26].

Основные элементы конструкций змеевиковых систем соединяются сваркой. Микроструктура сварного шва и основного металла состоит из одинаковых фаз и в процессе эксплуатации в разных участках соединения протекают одинаковые фазовые превращения [25–30]. Однако из-за неоднородности структуры и свойств, температурного градиента, высокой скорости охлаждения и напряжений, возникающих при сварке, именно сварное соединение считается потенциально наиболее опасным участком разрушения конструкции [31–35]. В то же время, результаты опубликованных исследований не позволяют сделать однозначный вывод о преимущественном разрушении оборудования из сплавов HP40NbTi при длительной эксплуатации в сварных зонах. В связи с этим важной задачей является изучение структуры и свойств сварных соединений высокотемпературных установок пиролиза и оценка влияния процесса сварки на эти характеристики.

Целью работы является сравнительное экспериментальное исследование особенностей структуры, фазового состава и механических свойств разных участков трубного сварного соединения из жаропрочного сплава HP40NbTi.

### Материал и методика исследования

Для исследования использовали центробежнолитые трубы диаметром 115 мм, с толщиной стенки 14 мм и длиной 2 м из сплава HP40NbTi. Сварку трубных секций выполняли методом ручной аргодуговой сварки 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.

На рис. 1 показана схема разделки кромок труб под сварку: использовалось одностороннее стыковое соединение С 17 согласно ГОСТ 16037-80 с V-образной фаской с углом скоса  $\beta = 37^\circ$  и зазором  $b = 2$  мм. Параметры сварки были стандартными для промышленного применения: напряжение 12 В и сила тока 70 А – при корневом проходе (мягкий режим) и 110 А – при формировании второго валика. В качестве защитного и поддерживающего сварочную дугу газа использовали аргон с 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.

Для заполнения шва применяли два прохода:

1) при проходе первого – корневого шва делается несколько остановок для зачистки кратера, т.е. весь шов сваривается в несколько этапов. За каждый этап сваривается в среднем 80-90 градусов по радиусу трубы. За время паузы между этапами металл охлаждается до температур близких к температуре окружающей среды. Средняя скорость прохода при заполнении первого валика составляет ~ 30 мм/мин (исключая остановки).

2) при проходе второго – облицовочного валика используется та же технология, как и для первого валика. Средняя скорость прохода при заполнении второго валика составляет ~ 70 мм/мин (исключая остановки).

После прохода первого валика металл охлаждают до температуры окружающей среды, полностью очищают от шлаков и проводят проверку герметичности сварного шва методами капиллярной, цветной и ультразвуковой дефектоскопии.

Таблица 1

**Фактический химический состав металла труб и присадочного материала**

Table 1

**Actual chemical composition of pipe metal and filler material**

Материал	Содержание химических элементов, масс. %											
	C	Si	Mn	Cr	Ni	Nb	W	Mo	V	Ti	PЗМ	Fe
Труба	0,38	1,71	0,93	25,95	37,53	1,39	0,65	0,27	0,10	0,16	≤0,5	Bal.
Присадка	0,36	1,35	1,29	26,10	37,76	1,24	0,35	0,15	0,05	0,14	≤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).

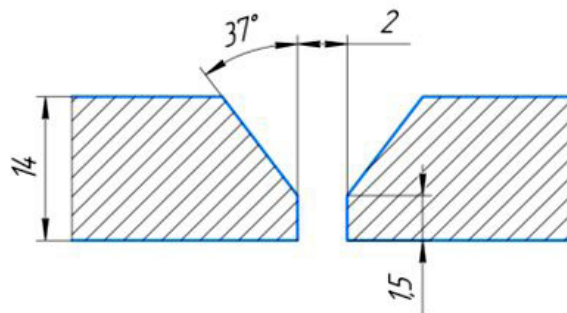


Рис. 1. Схема разделки кромок труб под сварку

Fig. 1. Scheme of pipe edges cutting for welding

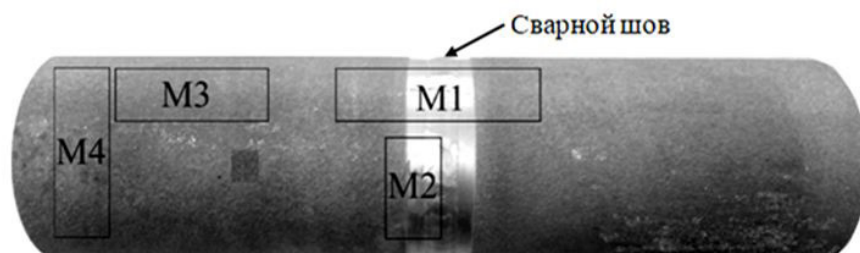


Рис. 2. Участки вырезки образцов из трубного сварного соединения для металлографического анализа и измерения микротвердости сплава

Fig. 2. Sections for cutting samples from pipe welded joint for metallographic analysis and microhardness measurement of the alloy

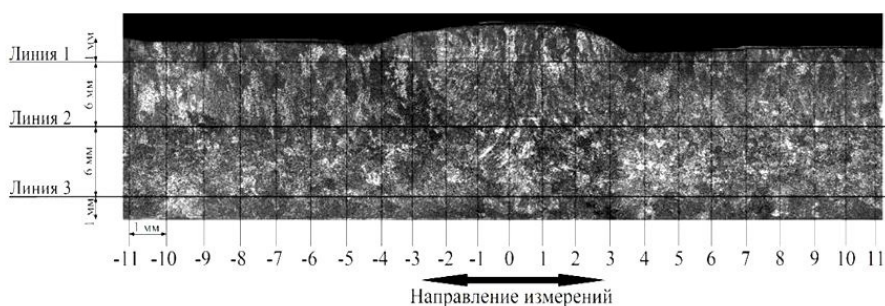


Рис. 3. Схема распределения участков для измерения микротвердости сплава в поперечном сечении трубного сварного соединения

Fig. 3. Scheme of the sections distribution for measuring microhardness of the alloy in the cross-section of pipe welded joint

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).

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**

На рис. 4 показана макроструктура трубного сварного соединения. Металлографический анализ не выявил такие дефекты, как: поры, трещины, несплавление, включения и др. Видно, что металл по сечению центробежнолитых труб имеет два явно выраженных участка примерно одинаковой толщины: с транскристаллитной и с равноосной структурой. С наружной стороны трубы структура сплава столбчатая, кристаллиты растут перпендикулярно внешней стенке по направлению теплоотвода; с внутренней стороны – структура равноосная.

На макрошлифах выявляются характерные участки: металл шва, зона термического влияния, основной металл (рис. 4, а-б). 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 в соответствии с особенностями кристаллизации. В первом валике столбчатые кристаллы ориентированы в горизонтальном направлении от границы металл шва/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 всех участков сварного соединения содержит дендриты матричного  $\gamma$ -твердого раствора и эвтектику ( $\gamma$ +карбиды МехСу). Однако в разных участках она значительно различается по дисперсности, анизотропии, морфологии эвтектики и размерам карбидных включений. Различается также соотношение структурных составляющих – количество эвтектики в металле шва, особенно 1-го валика, больше по сравнению с основным металлом (табл. 2).

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 different zones of welded joint**

Участок сварного соединения		Содержание структурных составляющих, объемн. %	
		$\gamma$ -твердый раствор	эвтектика и карбиды
Основной металл		82-90	10-18
Металл шва	1-ый валик	74-78	22-26
	2-ой валик	79-85	15-21

В табл. 3 приведены средние значения размера аустенитного зерна в различных участках сварного соединения (рис. 5). Наименьший размер зерна  $\gamma$ -твердого раствора формируется в первом валике металла шва, кристаллизующемся и охлаждающемся с максимальной скоростью вследствие контакта малого объема жидкого металла с основным металлом свариваемых труб. Размер зерна во втором валике незначительно больше, чем в первом. Размеры зерна  $\gamma$ -фазы в основном металле и зоне усиления имеют относительно близкие значения. Структура зоны термического влияния имеет существенную разнотернистость. 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 металла. При удалении от границы МШ/ЗТВ в направлении к ОМ размер  $\gamma$ -зерна в ЗТВ постепенно увеличивается.

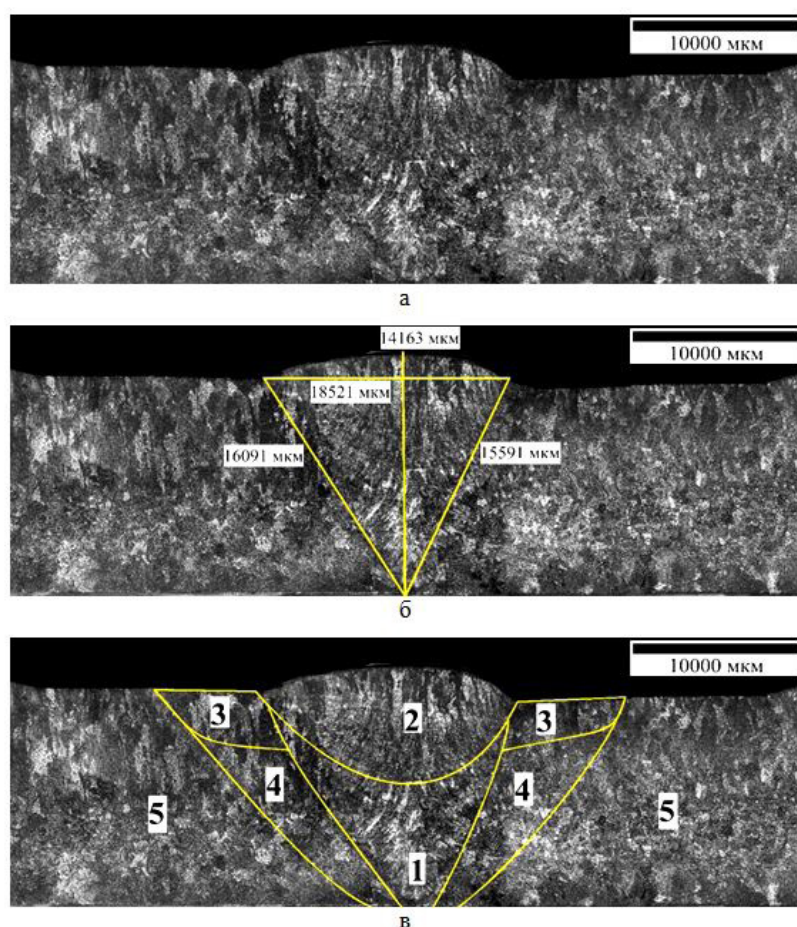


Рис. 4. Макроструктура сплава в поперечном сечении трубного сварного соединения: а – общий вид; б – вид с размерами металла шва; в – вид с выделенными границами различных участков сварного соединения: 1 – первый (корневой) валик, 2 – второй валик, 3 – участок усиления шва, 4 – зона термического влияния,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

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

Морфология и размеры дендритов в структуре сплава  $\text{HP40NbTi}$  также значительно различаются в разных участках сварного соединения (рис. 6). Наиболее крупные дендриты наблюдаются в основном металле. Линейный размер дендритной ячейки (дендритных ветвей), измеренный методом случайных секущих, в основном металле составляет 490-520 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-фазы приобретает менее выраженное ячеистое строение, оси дендритов первого и, особенно, второго порядка «размываются», однако структура сплава имеет выраженную направленность. Размер дендритной ячейки МШ изменяется в интервале 340-450 мкм, причем во 2-м валике зерно крупнее. 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 450-460 мкм. Структура сплава в ЗТВ по общему характеру и морфологии структурных составляющих близка к основному металлу, но неоднородная по раз-

меру дендритной ячейки, который изменяется в интервале 420-510 мкм, постепенно укрупняясь в направлении от металла шва к основному металлу.

Таблица 3

**Средние размеры зерна  $\gamma$ -твердого раствора в структуре сплава HP40NbTi в различных участках сварного соединения**

Table 3

**Average grain sizes of the  $\gamma$ -solid solution in the structure of the HP40NbTi alloy in various sections of welded joint**

Участок сварного соединения		Средний размер зерна $\gamma$ -фазы, мкм	
		Длина	Ширина
Основной металл		620	180
Металл шва	1-ый валик	470	110
	2-ой валик	450	220
ЗТВ		240-450	160-260
Зона усиления		540	110

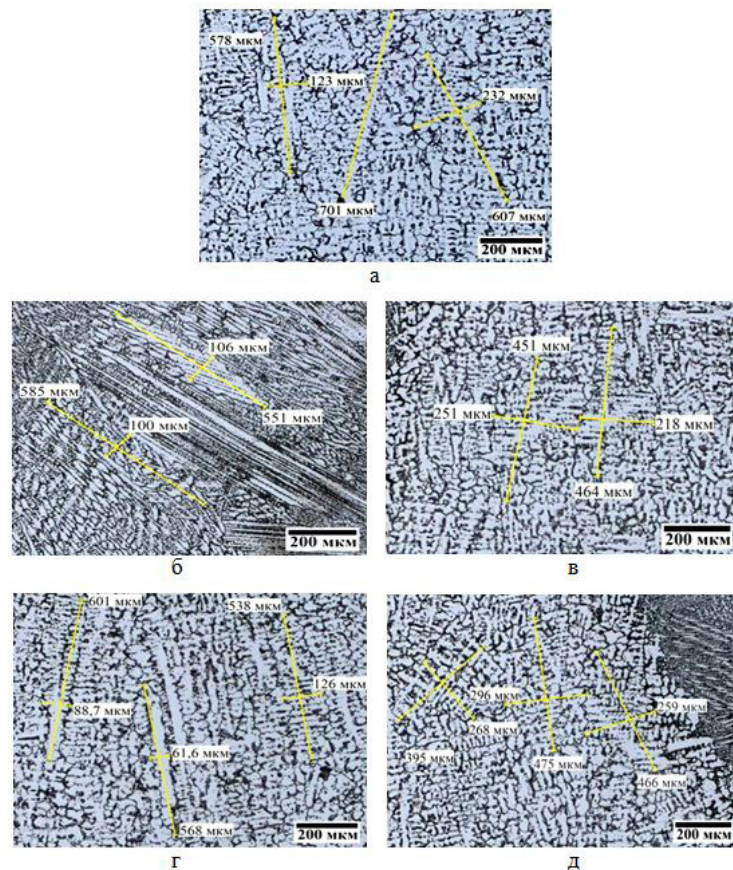


Рис. 5. Размер зерна аустенита в структуре сплава HP40NbTi в различных участках сварного соединения: основной металл (а), МШ 1-го валика (б) и 2-го валика (в), зона усиления (г), граница металла шва 1 валика и ЗТВ (д)

Fig. 5. The grain size of austenite in the alloy structure HP40NbTi in different zones of welded joint: base metal (a), 1<sup>st</sup> seam of WM (b), 2<sup>nd</sup> seam of WM (c), zone of weld reinforcement (d), the boundary of the 1<sup>st</sup> seam WM and HAZ (e)

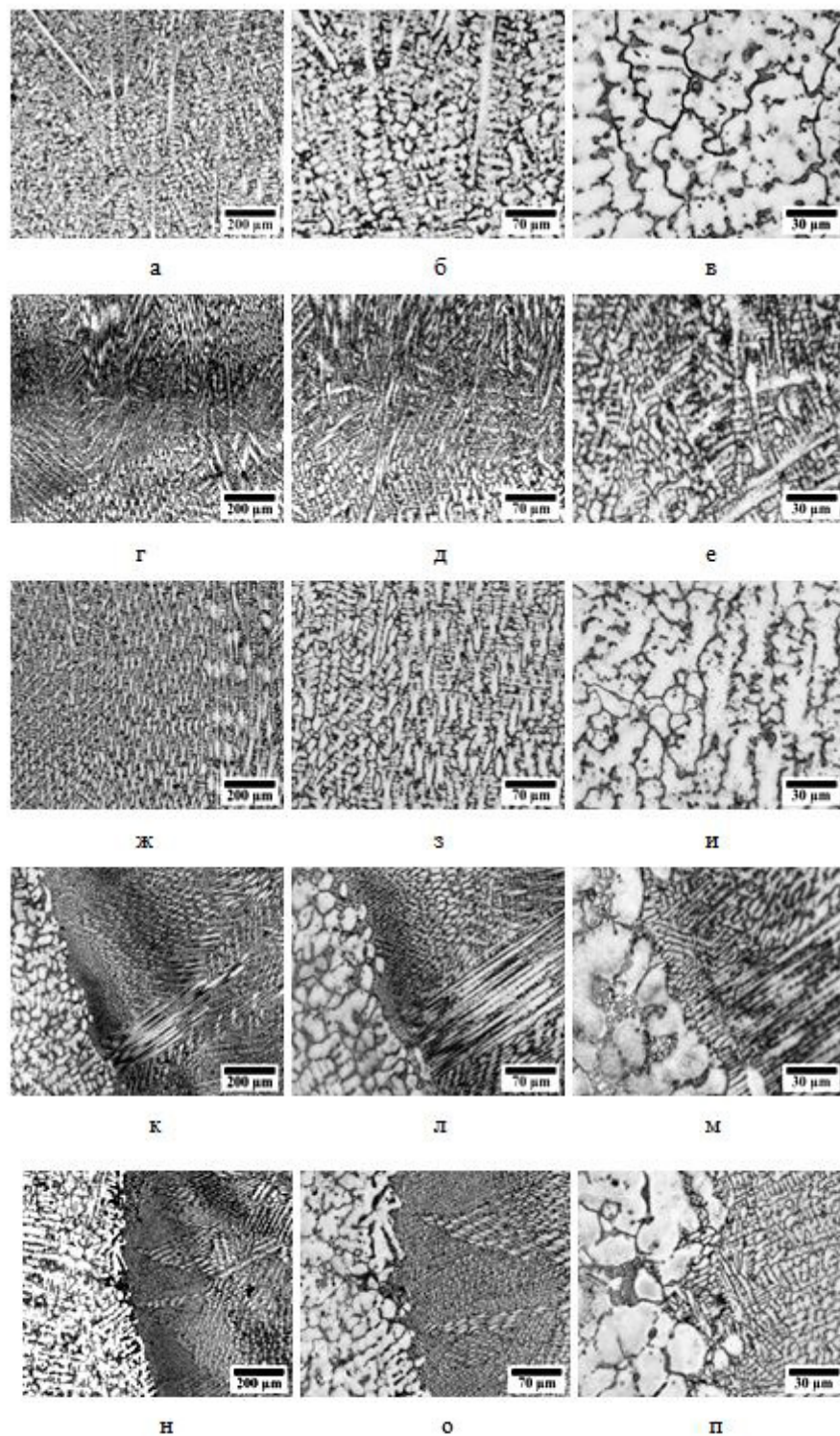


Рис. 6. Микроструктура сплава HP40NbTi в различных участках сварного соединения: основной металл (а-в), МШ 1-го валика (г-е), МШ 2-го валика (ж-и), граница МШ 1 валика и ЗТВ (к-л), граница МШ 2 валика и ЗТВ (н-п)

Fig. 6. The microstructure of alloy HP40NbTi in different zones of welded joint: base metal (a-c), 1<sup>st</sup> seam WM (d-f), 2<sup>nd</sup> seam WM (g-i), boundary of 1<sup>st</sup> seam WM and HAZ (j-l), boundary 2<sup>nd</sup> seam WM and HAZ (m-o)



Измерение микротвердости сплава вдоль оси трубы показало, что наибольшие значения 240-260 HV имеет металл шва, микротвердость ЗТВ и основного металла составляют 210-230 HV и 200-210 HV соответственно (рис. 7). Это согласуется с более высоким содержанием эвтектики (табл. 2) и большей дисперсностью структуры сплава (рис. 6) в МШ. При этом максимальные значения микротвердости МШ и ЗТВ имеет первый валик, скорость кристаллизации которого максимальная.

Исследование микроструктуры сплава с использованием СЭМ подтвердило его качественно одинаковый, но морфологически существенно различающийся фазовый состав 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.

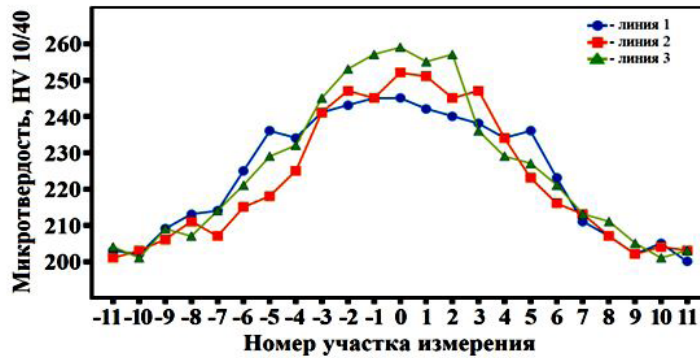
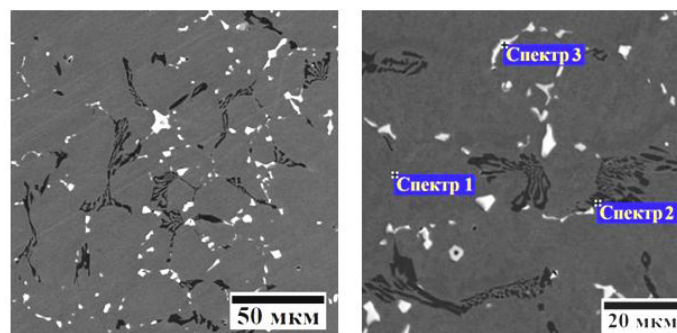


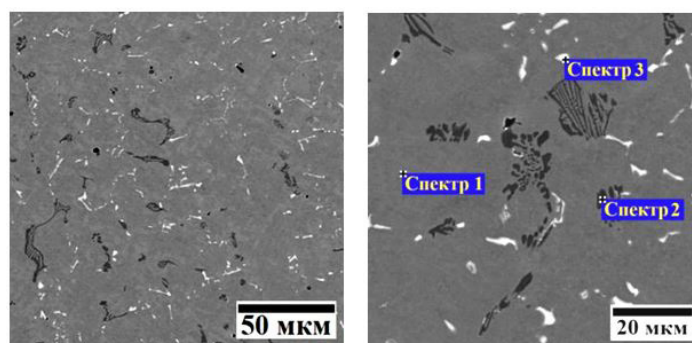
Рис. 7. Изменение микротвердости сплава HP40NbTi вдоль оси сварного трубного соединения. Номера участков и линий измерения – по Рис. 3

Fig. 7. Microhardness changing of the HP40NbTi alloy along the axis of pipe welded joint. The numbers of sections and measurement lines are shown in Fig. 3



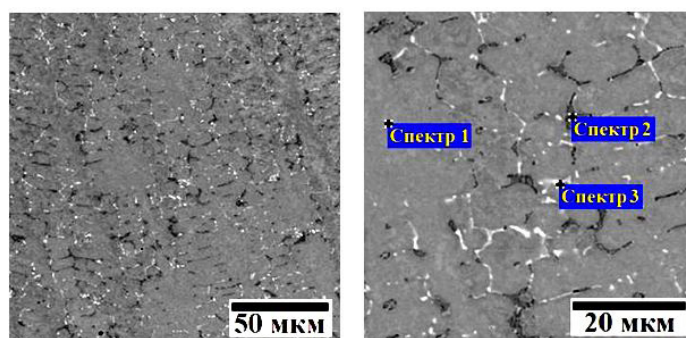
Спектр №	Фаза	Содержание химических элементов, масс. %										
		Si	Ti	Cr	Fe	Ni	Nb	W	Mn	Mo	V	C
1	$\gamma$	1.81	0.01	25.21	35.79	35.51	0.17	0.05	0.94	0.46	0.02	н.о.
2	$Cr_m C_n$	0.02	0.01	79.84	7.81	1.94	0.02	1.61	0.08	0.29	0.03	8.35
3	NbC	0.02	2.76	2.85	0.76	0.53	81.50	0.07	0.02	0.14	0.04	11.31

а



Спектр №	Фаза	Содержание химических элементов, масс. %										
		Si	Ti	Cr	Fe	Ni	Nb	W	Mn	Mo	V	C
1	$\gamma$	1.33	0.02	26.73	35.46	34.67	0.32	0.15	0.97	0.29	0.03	н.о.
2	$Cr_m C_n$	0.11	0.01	78.56	8.03	3.47	0.07	1.29	0.06	0.25	0.01	8.14
3	NbC	0.23	2.21	0.35	0.17	0.45	86.43	0.21	0.02	0.13	0.04	9.76

б

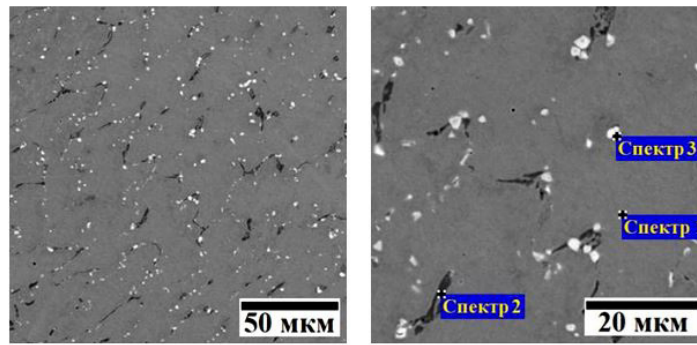


Спектр №	Фаза	Содержание химических элементов, масс. %										
		Si	Ti	Cr	Fe	Ni	Nb	W	Mn	Mo	V	C
1	$\gamma$	1.14	0.03	25.58	35.56	35.47	0.34	0.27	1.29	0.27	0.02	н.о.
2	$Cr_m C_n$	0.32	0.05	65.45	9.67	13.70	0.97	0.29	0.15	0.42	0.04	8.94
3	NbC	0.59	3.63	4.25	2.47	2.54	76.30	0.19	0.04	0.07	0.05	9.87

в

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

Анализ состава  $\gamma$ -фазы в структуре сплава проводили вдоль оси трубы посередине ее толщины (рис. 9). На рис. 10 показано изменение содержания химических компонентов сплава в матричном  $\gamma$ -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  $\gamma$ -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, а концентрация Si изменяется в противоположном направлении.



Спектр №	Фаза	Содержание химических элементов, масс. %										
		Si	Ti	Cr	Fe	Ni	Nb	W	Mn	Mo	V	C
1	$\gamma$	1.22	0.06	26.61	35.50	34.24	0.36	0.31	1.41	0.23	0.03	н.о.
2	$Cr_mC_n$	0.15	0.03	65.79	13.81	9.36	1.43	0.31	0.11	0.67	0.02	8.32
3	NbC	0.34	4.91	2.53	1.34	3.89	76.72	0.16	0.14	0.07	0.05	9.85

г

Рис. 8. Микроструктура при разных увеличениях и химический состав фаз сплава HP40NbTi в различных участках сварного соединения: а – основной металл, б – ЗТВ, в – МШ 1 валика, г – МШ 2 валика

Fig. 8. Microstructure at different magnifications and chemical composition of the phases of the HP40NbTi alloy in different zones of welded joint: a – base metal, b – HAZ, c – 1<sup>st</sup> seam WM, d – 2<sup>nd</sup> seam WM

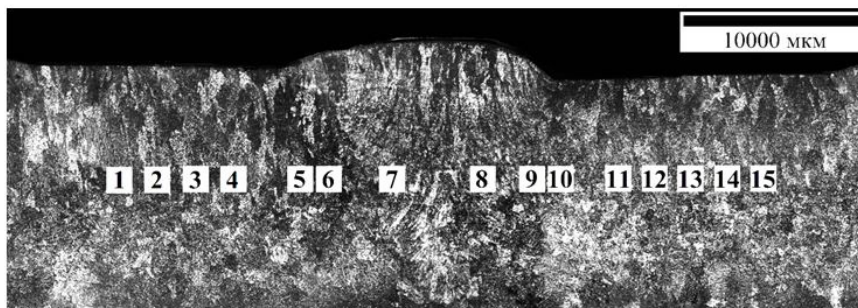


Рис. 9. Расположение участков анализа химического состава  $\gamma$ -твердого раствора в структуре сплава HP40NbTi вдоль оси трубного сварного соединения

Fig. 9. Location of sites for analysis of the chemical composition of the  $\gamma$ -solid solution in the structure of the HP40NbTi alloy along the axis of pipe welded joint

Установленные закономерности изменения концентрации Si и Nb в  $\gamma$ -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  $\gamma$ -фазы кремнием и обогащение ниобием.

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).

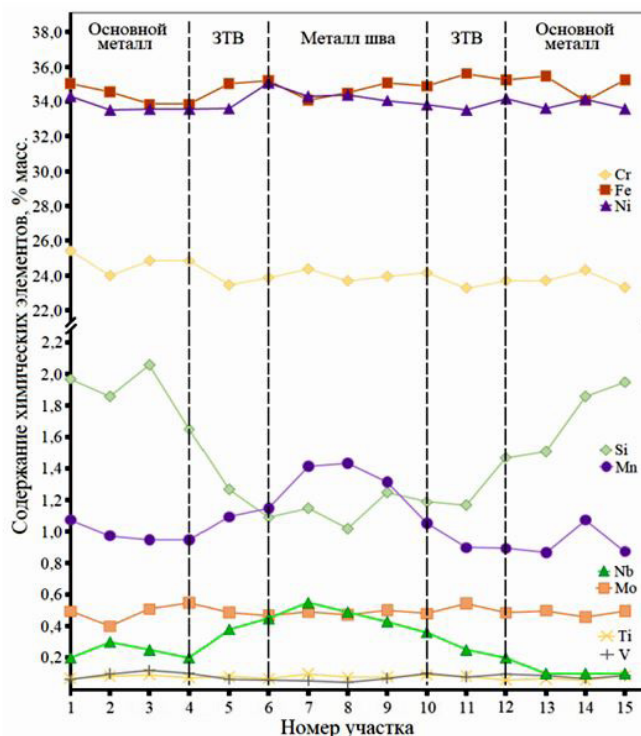


Рис. 10. Изменение содержания химических элементов в  $\gamma$ -твердом растворе в структуре сплава HP40NbTi вдоль оси грубого сварного соединения. Номера участков исследования – по рис. 9

Fig. 10. The changing in content of chemical elements in the  $\gamma$ -solid solution in the structure the HP40NbTi alloy along the axis of pipe welded joint. The numbers of the study sites are shown in Fig. 9

Сравнение карт распределения химических элементов в структуре сплава, полученных в различных участках сварного соединения, выявило еще одну характерную особенность (рис. 11-13). Если в ОМ кремний равномерно распределен в  $\gamma$ -твердом растворе, то в МШ и, особенно, в ЗТВ наблюдается явно выраженная его сегрегация 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  $\gamma$ -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 Nb<sub>6</sub>Ni<sub>16</sub>Si<sub>7</sub> [41–45]. Однако при кратковременной выдержке фазовый переход может не завершаться 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.

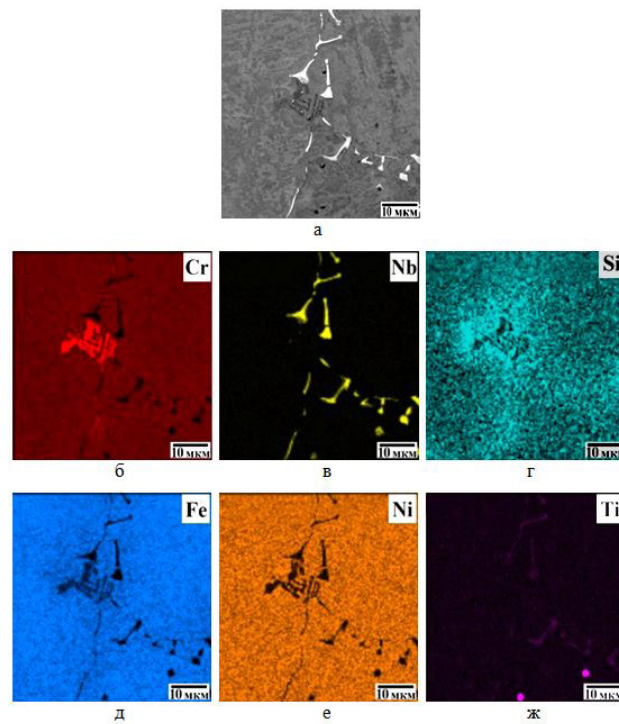


Рис. 11. Микроструктура сплава HP40NbTi в 1-м валике металла шва сварного соединения в обратно-рассеянных электронах (а) и карты распределения Cr (б), Nb (в), Si (г), Fe (д), Ni (е), Ti (ж)

Fig. 11. Microstructure of the HP40NbTi alloy in the 1<sup>st</sup> weld metal seam in back-scattered electrons (a) and distribution maps of Cr (b), Nb (c), Si (d), Fe (e), Ni (f), Ti (g)

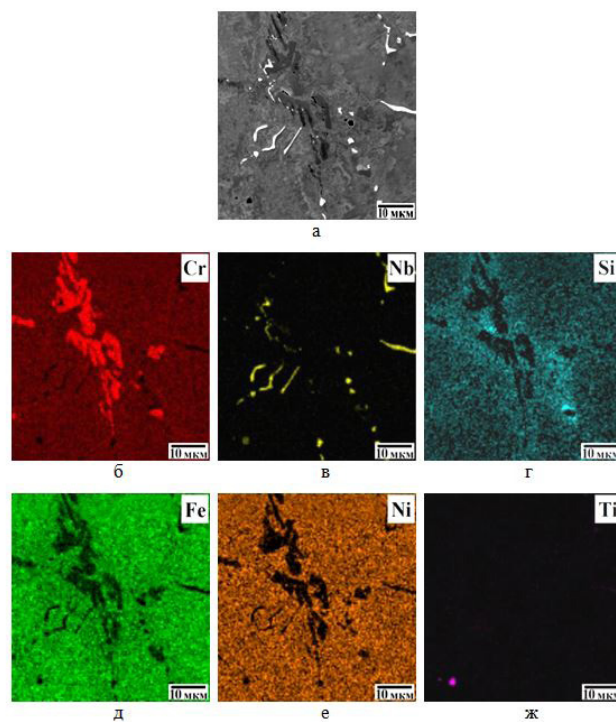


Рис. 12. Микроструктура сплава HP40NbTi в ЗТВ вблизи 1-го валика металла шва сварного соединения в обратно-рассеянных электронах (а) и карты распределения Cr (б), Nb (в), Si (г), Fe (д), Ni (е), Ti (ж)

Fig. 12. Microstructure of the HP40NbTi alloy in the HAZ near the 1<sup>st</sup> weld metal seam of weld joint in back-scattered electrons (a) and distribution maps of Cr (b), Nb (c), Si (d), Fe (e), Ni (f), Ti (g)

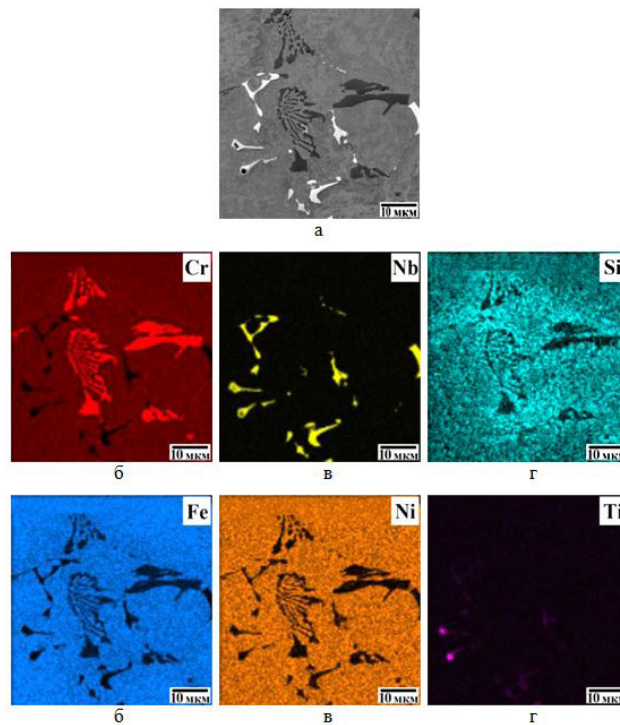


Рис. 13. Микроструктура сплава HP40NbTi в ЗТВ вблизи 2-го валика металла шва сварного соединения в обратно-рассеянных электронах (а) и карты распределения Cr (б), Nb (в), Si (г), Fe (д), Ni (е), Ti (ж)

Fig. 13. Microstructure of the HP40NbTi alloy in the HAZ near the 2<sup>nd</sup> weld metal seam in back-scattered electrons (a) and distribution maps of Cr (b), Nb (c), Si (d), Fe (e), Ni (f), Ti (g)

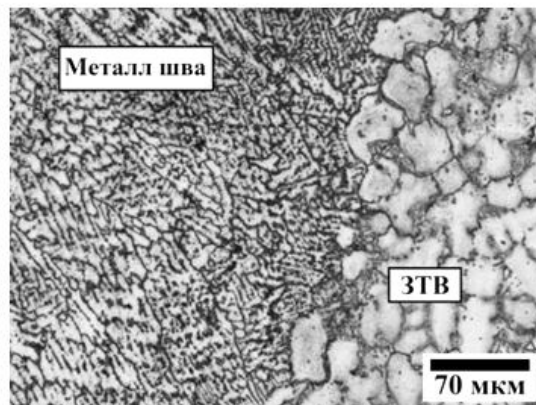
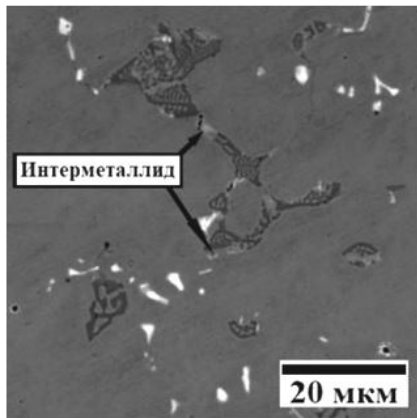


Рис. 14. Микроструктура сплава HP40NbTi в области границы ЗТВ/1-ый валик МШ сварного соединения  
Fig. 14. Microstructure of the HP40NbTi alloy in the area of the HAZ/1<sup>st</sup> weld metal seam boundary of welded joint

Результаты исследования структуры различных участков сварного соединения центробежно-литых труб из сплава HP40NbTi выявили ее выраженную неоднородность. Микроструктура металла шва наиболее дисперсная и содержит наибольшее количество карбидной фазы по сравнению с основным металлом и зоной термического влияния. Состав карбидов на основе Nb и Cr в МШ также более неоднородный и содержит, кроме основных карбидообразующих элементов, большее количество других металлических элементов состава сплава. Матричная  $\gamma$ -фаза в МШ и ЗТВ содержит меньшее количество кремния и большее – ниобия и марганца по сравнению с



Фаза	Содержание химических элементов, масс. %					
	Si	Ti	Cr	Fe	Ni	Nb
Интерметаллид	7,74	0,03	29,11	10,61	31,15	21,36

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-scattered electrons in the HAZ near the 2<sup>nd</sup> weld metal seam and the chemical composition of the intermetallic phase

основным металлом. Повышенное содержание марганца в  $\gamma$ -фазе в этих участках сварного соединения 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 и, в меньшей степени, в МШ. Кремний образует значительные сегрегации по границам первичных зерен  $\gamma$ -фазы вблизи эвтектических карбидов ниобия и хрома (рис. 11-13). Следствием этого является развитие процесса формирования G-фазы, включения которой располагаются вблизи первичных карбидов в зоне термического влияния, а также в металле шва (рис. 14-15). Следовательно, нагрев сплава HP40NbTi до температур 600-900 °C при двухпроходной сварке провоцирует протекание превращения NbC → G-фаза. Вероятно, этим объясняется уменьшение концентрации Si и увеличение содержания Nb в  $\gamma$ -фазе в ЗТВ и металле шва, определяемое РСМА (рис. 9-10).

Значительная неоднородность структуры и образование G-фазы в ЗТВ и МШ 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. В связи с этим для оценки работоспособности сварных труб из сплава HP40NbTi необходимо исследование влияния структуры на механические свойства и характер разрушения сварного соединения центробежнолитых труб из сплава HP40NbTi, что является целью дальнейших исследований.

### Заключение

Структура сварного соединения центробежнолитых труб из сплава HP40NbTi (Fe-25Cr-35Ni-0.45C) является неоднородной, значительно различаясь дисперсностью, морфологией, соотношением и химическим составом фаз в различных участках: основном металле, зоне термического влияния и металле шва. После сварки труб из сплава HP40NbTi в зоне термического влияния формируется локальная повышенная концентрация кремния и происходит образование интерметаллидной фазы вблизи эвтектических карбидов ниобия и хрома. Значительное различие значений микротвердости сплава в различных участках подтверждает неоднородность структуры и свидетельствует о неоднородности механических свойств трубного сварного соединения, что может существенно влиять 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 0.45C-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] **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 // *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 высоко-температурных 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 высоко-температурных 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 45X26H33C2B2 // *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 45X26H33C2B2 // *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. – 2<sup>nd</sup> 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

**КОНДРАТЬЕВ Сергей Юрьевич** – профессор, Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого, д-р техн. наук.  
E-mail: petroprom2013@yandex.ru

**ФРОЛОВ Максим Алексеевич** – инженер 1-й категории, ФГУП "ЦНИИ КМ "ПРОМЕТЕЙ" им. И.В. Горынина" – НИЦ "КУРЧАТОВСКИЙ ИНСТИТУТ", без степени.  
E-mail: frolov\_maks20@mail.ru

**ФУКС Михаил Дмитриевич** – зам. нач. НПК 6 – нач. лаб 61, ФГУП "ЦНИИ КМ "ПРОМЕТЕЙ" им. И.В. Горынина" – НИЦ "КУРЧАТОВСКИЙ ИНСТИТУТ", канд. техн. наук.  
E-mail: stoma\_87@mail.ru

**СВЯТЫШЕВА Екатерина Вадимовна** – инженер, ФГУП "ЦНИИ КМ "ПРОМЕТЕЙ" им. И.В. Горынина" – НИЦ "КУРЧАТОВСКИЙ ИНСТИТУТ", без степени.  
E-mail: svyatysheva.ek@yandex.ru

Дата поступления статьи в редакцию: 12.09.2020

#### 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. Cláudio**, 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. Iman, 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. Singhatham, 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 termotsiklirovanii na dlitelnyuyu prochnost litogo zharoprochnogo splava 45Kh26N33S2B2 // *Nauchno-tehnicheskkiye vedomosti SPbGPU*. 2013. № 2 (171). S. 109–119.
- [38] **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 // *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. – 2<sup>nd</sup> 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

**KONDRATYEV Sergey Yu.** – *Peter the Great St. Petersburg Polytechnic University.*

E-mail: petroprom2013@yandex.ru

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

E-mail: frolov\_maks20@mail.ru

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

E-mail: stoma\_87@mail.ru

**SVIATYSHEVA Ekaterina V.** – *"CENTRAL RESEARCH INSTITUTE OF STRUCTURAL MATERIALS "PROMETEI" NAMED BY I.V. GORYNIN OF NATIONAL RESEARCH CENTER "KURCHATOV INSTITUTE".*

E-mail: svyatysheva.ek@yandex.ru

**Received: 12.09.2020**