

УДК 669.245.018.44 : 621.762

<https://doi.org/10.17073/0021-3438-2026-1-54-68>

Научная статья

Research article



Повышение прочности и пластичности многокомпонентных никелевых сплавов за счет оптимального легирования железом

М.И. Агеев¹, Е.И. Пацера¹, Ф.А. Басков^{1,2}, М.Г. Хомутов¹,
П.А. Логинов¹, Т.А. Лобова¹, Е.А. Левашов¹

¹ Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС»
Россия, 119049, г. Москва, Ленинский пр-т, 4, стр. 1

² АО «Композит»
Россия, 141070, Московская обл., г. Королев, ул. Пионерская, 4

✉ Максим Игоревич Агеев (aheievmi@gmail.com)

Аннотация: Методами самораспространяющегося высокотемпературного синтеза, измельчения пористых спеков, воздушной классификации целевой фракции, горячего изостатического прессования порошка-прекурсора и вакуумной термической обработки получены экспериментальные образцы дисперсионно-твердеющего никелевого сплава $base+10Fe-0,3Hf-0,3Zr-0,25Ta$, сочетающего высокие значения показателей пластичности и прочности при температурах 20 и 800 °С ($\sigma_b = 1592$ МПа, $\epsilon = 6,5\%$ при $t = 20$ °С; $\sigma_b = 623$ МПа, $\epsilon = 32\%$ при $t = 800$ °С) за счет упрочнения матричной фазы когерентными высокодисперсными выделениями α -(Fe, Cr) фазы и наночастицами интерметаллидной топологически плотноупакованной σ -фазы. Методом *in situ* исследования с использованием просвечивающей электронной микроскопии твердорастворных превращений при нагреве ламели непосредственно в колонне микроскопа установлена оптимальная температура вакуумной термической обработки – $t = 900$ °С, при которой из первичных частиц α -(Fe, Cr) образуются высокодисперсные вторичные выделения (Fe, Cr) размером 10–80 нм и интерметаллидные частицы σ -фазы размером 100–250 нм. Легирование цирконием и железом сохраняет высокий уровень стойкости к высокотемпературному окислению при $t = 1000$ °С за счет формирования плотного защитного слоя Al_2O_3 с включениями комплексного оксида (Hf, Zr) O_2 . Окисление протекает по логарифмическому закону и практически полностью останавливается после 25 ч термоциклирования. Диффузия кислорода от поверхности образца в глубину металла проходит по границам зерен через конгломераты оксидов (Hf, Zr) O_2 . Уровень жаростойкости сплавов, несмотря на относительно высокую долю железа, составляет 12,24 г/м² для $base+5Fe-0,3Hf-0,3Zr-0,25Ta$ и 14,23 г/м² для $base+10Fe-0,3Hf-0,3Zr-0,25Ta$.

Ключевые слова: никелевый сплав, самораспространяющийся высокотемпературный синтез, горячее изостатическое прессование, вакуумная термическая обработка, структура, фазовый состав, прочность, пластичность, термомеханические испытания, кинетика окисления.

Благодарности: Исследование выполнено при финансовой поддержке Министерства науки и высшего образования РФ (проект государственного задания № FSME-2025-0003).

Для цитирования: Агеев М.И., Пацера Е.И., Басков Ф.А., Хомутов М.Г., Логинов П.А., Лобова Т.А., Левашов Е.А. Повышение прочности и пластичности многокомпонентных никелевых сплавов за счет оптимального легирования железом. *Известия вузов. Цветная металлургия*. 2026;32(1):54–68. <https://doi.org/10.17073/0021-3438-2026-1-54-68>

Improving the strength and ductility of multicomponent nickel alloys by optimal iron alloying

M.I. Ageev¹, E.I. Patsera¹, F.A. Baskov^{1,2}, M.G. Khomutov¹, P.A. Loginov¹,
T.A. Lobova¹, E.A. Levashov¹

¹ National University of Science and Technology “MISIS”
1 bld, 4 Leninskiy Prosp. Moscow 119049, Russia

² JSC “Kompozit”
4 Pionerskaya Str., Korolev, Moscow region 141070, Russia

✉ Maksim I. Ageev (aheievmi@gmail.com)

Abstract: Experimental specimens of the precipitation-hardenable nickel alloy $base+10Fe-0.3Hf-0.3Zr-0.25Ta$ were produced by self-propagating high-temperature synthesis, crushing of porous sintered compacts, air classification of the target fraction, hot isostatic pressing of the precursor powder, and vacuum heat treatment. The alloy exhibited a favorable combination of strength and ductility-related deformation characteristics at 20 and 800 °C (compressive strength = 1592 MPa, strain = 6.5 % at 20 °C; compressive strength = 623 MPa, strain = 32 % at 800 °C) owing to strengthening of the matrix phase by coherent, highly dispersed precipitates of the α -(Fe, Cr) phase and nanoparticles of the intermetallic topologically close-packed σ phase. Using in situ transmission electron microscopy to study solid-solution transformations during heating of a lamella directly in the microscope column, the optimum vacuum heat-treatment temperature was established as 900 °C. At this temperature, primary α -(Fe, Cr) particles give rise to highly dispersed secondary (Fe, Cr) precipitates measuring 10–80 nm and intermetallic σ -phase particles measuring 100–250 nm. Alloying with zirconium and iron preserves a high level of resistance to high-temperature oxidation at 1000 °C owing to the formation of a dense protective Al_2O_3 layer containing inclusions of the complex oxide (Hf, Zr) O_2 . Oxidation follows a logarithmic law and almost completely ceases after 25 h of thermal cycling. Oxygen diffusion from the specimen surface into the metal interior proceeds along grain boundaries through conglomerates of (Hf, Zr) O_2 oxides. Despite the relatively high iron content, the oxidation resistance of the alloys remains high, amounting to 12.24 g/m² for $base+5Fe-0.3Hf-0.3Zr-0.25Ta$ and 14.23 g/m² for $base+10Fe-0.3Hf-0.3Zr-0.25Ta$.

Key words: nickel alloy, self-propagating high-temperature synthesis, hot isostatic pressing, vacuum heat treatment, structure, phase composition, strength, ductility, thermomechanical testing, oxidation kinetics.

Acknowledgments: This study was funded by the Ministry of Science and Higher Education of the Russian Federation under state assignment project No. FSME-2025-0003.

For citation: Ageev M.I., Patsera E.I., Baskov F.A., Khomutov M.G., Loginov P.A., Lobova T.A., Levashov E.A. Improving the strength and ductility of multicomponent nickel alloys by optimal iron alloying. *Izvestia. Non-Ferrous Metallurgy*. 2026;32(1):54–68.

<https://doi.org/10.17073/0021-3438-2026-1-54-68>

Введение

Сплавы на основе системы Ni—Cr—Co—Al относятся к классу легких жаропрочных никелевых сплавов и рассматриваются как перспективный высокотемпературный конструкционный материал для изготовления деталей газотурбинных установок. Они обладают высокой температурой плавления и хорошей теплопроводностью, относительно низкой плотностью и высокой окислительной стойкостью до $t = 1400$ °C [1–7]. Однако низкие высокотемпературная прочность, пластичность и трещиностойкость при комнатной температуре ограничивают их применение [1; 3; 5–10]. Прочность и пластичность — важнейшие свойства материала, и сохранение баланса между ними является актуальной проблемой. Для ее решения

используют различные методы получения сплава и усовершенствуют его состав посредством введения упрочняющих и легирующих элементов [11]. Сплавы получают как традиционными металлургическими методами — вакуумная индукционная плавка (ВИП) с последующей термообработкой [3; 8; 9; 12; 13] и дуговая плавка [14], так и специальными — вакуумная дуговая плавка с нерасходуемым электродом [4; 10; 15–17]. Также для повышения механических свойств применяют процесс направленной кристаллизации [3; 9; 18; 19]. К перспективным направлениям получения сплавов относится порошковая металлургия, позволяющая минимизировать механическую обработку и риски разрушения. Известным методом получения

порошковых материалов на основе системы Ni—Cr—Co—Al является самораспространяющийся высокотемпературный синтез (СВС) [20–23].

Исследование влияния химического состава никелевых сплавов на их структуру, механические свойства и окислительную стойкость является актуальной задачей. В работе [14] показано, что благодаря легирующей добавке 0,5–1,0 % Ag возможно получить сплав с высокой твердостью, электропроводностью и повышенной пластичностью, что делает его перспективным для электрических контактов. Сочетание механического легирования, плазменного искрового спекания и упрочнения нанопластинами графена позволило авторам [24] повысить микротвердость сплава и прочность на изгиб, а легирование бором (до 30 %) вместе с механическим легированием и горячим прессованием дало возможность получить нанокристаллическую структуру с достижением высокой твердости [25].

В работах [21; 22] исследовалось положительное влияние легирующих добавок Fe и Hf на свойства сплава Ni—Cr—Co—Al (далее — *base*), а в [26; 27] показано влияние Fe на пластичность и дисперсионное твердение β -сплавов. Повышение пластичности матричной фазы при растворении в ней железа связывают со снижением энергии дефекта упаковки и скалывающих напряжений скольжения дислокаций в системе $\langle 001 \rangle \{110\}$, а также с созданием дополнительных систем скольжения $\langle 111 \rangle \{110\}$ и расширением решетки, вызванным магнитной связью между атомами. Дополнительные системы скольжения в основном активируются при повышении температуры испытания. При нормальных условиях в β -сплавах активна система скольжения $\langle 001 \rangle \{110\}$ [28–32]. Основной недостаток легирования железом заключается в снижении стойкости сплавов к высокотемпературному окислению. Для деталей горячего тракта жаростойкость при повышенных температурах и термоциклических воздействиях является важной характеристикой [33; 34]. Для улучшения стойкости к высокотемпературному окислению в сплав с железом вводят микродобавку циркония, который способствует формированию защитного оксидного слоя $\text{Al}_2\text{O}_3 + \text{Zr}_5\text{Al}_3\text{O}_{0,5}$ и блокирует внешнюю диффузию кислорода и азота [35], а также повышает адгезию оксидного слоя при термоциклических воздействиях [36]. Цирконий уменьшает размер структурных составляющих, увеличивая жаропрочность, и при содержании менее 0,9 % повышает пластичность и снижает количество усталостных трещин [36]. Мик-

ролегирующие гафнием используют для выделения наноразмерных упрочняющих частиц вдоль границ зерен, улучшающих сопротивление высокотемпературной ползучести. При концентрации Hf менее 0,2 ат. % выделяются частицы твердого раствора гафния и его оксида HfO_2 , а фаза Гейслера Ni_2AlHf образуется при содержании более 0,2 ат. % Hf [37; 38]. Добавка гафния в количестве менее 0,3 ат. % снижает долю оксидов на межзеренных границах, благоприятно влияя на пластичность сплава, а микролегирующие танталом повышает сопротивление ползучести за счет образования наноразмерных термостабильных соединений [39].

Целью данной работы являлось создание многокомпонентного сплава на основе Ni—Cr—Co—Al с повышенными пластичностью и прочностью при комнатной температуре путем оптимизации концентрации железа.

Материалы и методы исследований

Экспериментальные образцы сплава, ат. %: $\text{base} + x\text{Fe} - 0,3\text{Hf} - 0,3\text{Zr} - 0,25\text{Ta}$ ($x = 5$ и 10) получали методом горячего изостатического прессования (ГИП) порошков-прекурсоров фракции 15–50 мкм в стальных капсулах на газостате HIRP-70/150-200-1300 (ABRA AG, Швейцария). Порошки-прекурсоры получали по методике, включающей операции СВС с получением пористых продуктов синтеза, измельчение спеков, выделение целевой фракции 15–50 мкм методами ситовой и воздушной классификации.

Характеристики исходных порошков представлены в табл. 1. Смесь легирующих добавок (ЛД) с 10 % гексана обрабатывали в планетарной центробежной мельнице (ПЦМ) «Активатор-4М» (Активатор, Россия) со стальными барабанами и шарами диаметром 6–14 мм при соотношении масс шаров и смеси 10 : 1. Время обработки в ПЦМ при центробежном ускорении 150g составляло 10 мин. Реакционные смеси Ni—Al—ЛД готовили в шаровой вращающейся мельнице (ШВМ) в среде аргона в течение 8 ч при частоте вращения барабана 100 об/мин, соотношении масс шаров и шихты 6 : 1 и массе загрузки барабана 700 г. Из реакционной смеси на гидравлическом прессе «Lab Econ 600» (Fontijne Grotnes BV, Нидерланды) при давлении 50 МПа формовали брикеты диаметром 78 мм и массой 700 г.

Синтез сплавов осуществляли методом послыного горения в промышленном реакторе СВС-30

Таблица 1. Характеристики исходных порошковых компонентов

Table 1. Characteristics of initial powder components

Элемент	Марка	ГОСТ/ТУ	Размер частиц, мкм	Содержание основного элемента, %
Основные компоненты (ОК)				
Al	ПА-4	ГОСТ 6058-22	<140	98,00
Ni	ПНЭ-1	ТУ 1793-001-07622839-2002	<20	99,90
Легирующие добавки (ЛД)				
Cr	ПХ-ЭРХ-0	ТУ 14-22-164-2002	50–160	99,99
Co	ПК-1у	ГОСТ 9721-79	1,2–1,5	99,99
Zr	Э635	ТУ 95.166-83	<600	99,80
Ta	ТаПМ	ТУ 95.250-74	<36	98,00
Hf	ГФМ-2	ТУ 48-4-176-85	<30	99,99
Fe	ПЖВ-1	ГОСТ 9849-86	45–100	99,80

(ИСМАН, Россия) при давлении аргона в камере $3 \cdot 10^5$ Па. Реакцию горения инициировали с помощью спирали, закрепленной на поверхности брикета «химической печи» из высокоэкзотермической смеси порошков аморфного бора и титана.

Продукты горения последовательно измельчали в порошок зернистостью менее 1 мм с использованием щековой дробилки VEB LKS5 (Schwermaschinenbau, Германия) и ПЦМ «Активатор-4М». Порошки-прекурсоры дисперсностью 15–50 мкм выделяли с помощью воздушного классификатора «Гольф-2» (GeFest, Россия).

Гранулометрический состав порошков измеряли методом лазерной дифракции в жидкости на приборе «Analysette 22 MicroTec plus» (Fritsch, Germany) в соответствии с ГОСТ Р 8.777-2011, а насыпную плотность — согласно ИСО 3923-1:2008.

Структуру и фазовый состав сплавов изучали методами рентгеноструктурного фазового анализа (РФА) на дифрактометре D2 PHASER (Bruker AXS GmbH, Германия), сканирующей электронной микроскопии (СЭМ) на микроскопе S-3400N (Hitachi, Япония) с энергодисперсионной приставкой «NORAN System 7 X-ray Microanalysis System» (Thermo Scientific, США) и просвечивающей электронной микроскопии высокого разрешения (ПЭМ ВР) на микроскопе JEM-2100 (Jeol, Япония).

Оптимальную температуру вакуумной термической обработки (ВТО) определяли методом *in situ* ПЭМ при нагреве фольг в интервале температур 25–900 °С с использованием держателя фольг «Gatan 652 Heating In-Situ Holder» (Gatan Inc., USA).

Съемку проводили при температурах 25, 400, 600, 700, 800 и 900 °С. Нагрев фольг осуществляли со скоростью 100 °С/мин.

Механические свойства на сжатие определяли при температурах 20, 800, 900 и 1000 °С со скоростью деформирования $d\varepsilon/dt \approx 0,001 \text{ с}^{-1}$ на испытательном комплексе «Gleeble System 3800» (Dynamic Systems Inc., США).

Кинетику высокотемпературного окисления сплавов определяли при $t = 1000$ °С в течение 30 ч по изменению массы образцов, приведенной к единице площади поверхности, в соответствии с ГОСТ 6130-71.

Результаты и их обсуждение

Порошки-прекурсоры состава $base+xFe-0,3Hf-0,3Zr-0,25Ta$ дисперсностью 15–50 мкм, полученные по вышеописанной технологической схеме, имели характерную осколочную форму частиц (рис. 1). При 10 % Fe вдоль межзеренных границ образуются непрерывные прослойки твердого раствора (Fe, Cr), тогда как при 5 % Fe прослойки дискретны и преимущественно наблюдаются на стыке нескольких зерен. Тройные карбиды $(Hf_xZr_yTa_z)C$, образующиеся в волне горения механически активированной смеси элементных порошков, выделялись в виде дисперсных частиц как внутри зерен, так и вдоль межзеренных границ.

Пикнометрическая плотность порошков составила $6,32 \text{ г/см}^3$ для порошка с 5 % Fe и $6,36 \text{ г/см}^3$ — с 10 % Fe. Насыпная плотность бы-

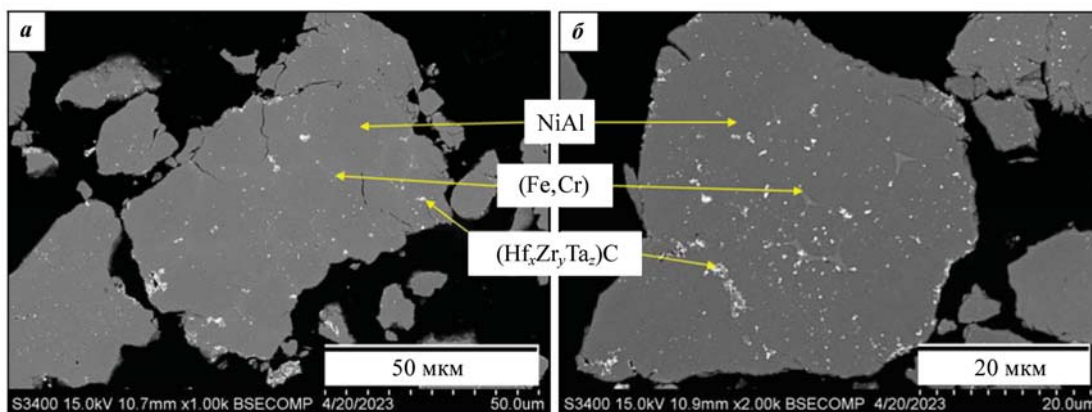


Рис. 1. Микроструктура порошка-прекурсора сплава $base+xFe-0,3Hf-0,3Zr-0,25Ta$

$a - x = 5 \%$; $b - x = 10 \%$

Fig. 1. Microstructure of the precursor powder of the $base+xFe-0.3Hf-0.3Zr-0.25Ta$ alloy

$a - x = 5 \%$; $b - x = 10 \%$

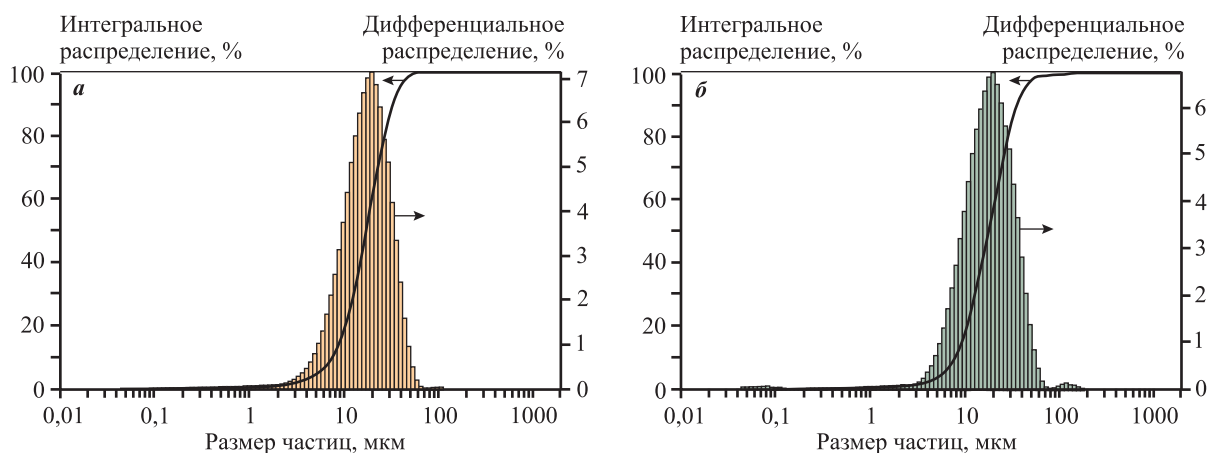


Рис. 2. Дифференциальное и интегральное распределение частиц порошка-прекурсора

сплава $base+xFe-0,3Hf-0,3Zr-0,25Ta$

$a - x = 5 \%$; $b - x = 10 \%$

Fig. 2. Differential and cumulative particle size distribution of precursor powder of the $base+xFe-0.3Hf-0.3Zr-0.25Ta$ alloy

$a - x = 5 \%$; $b - x = 10 \%$

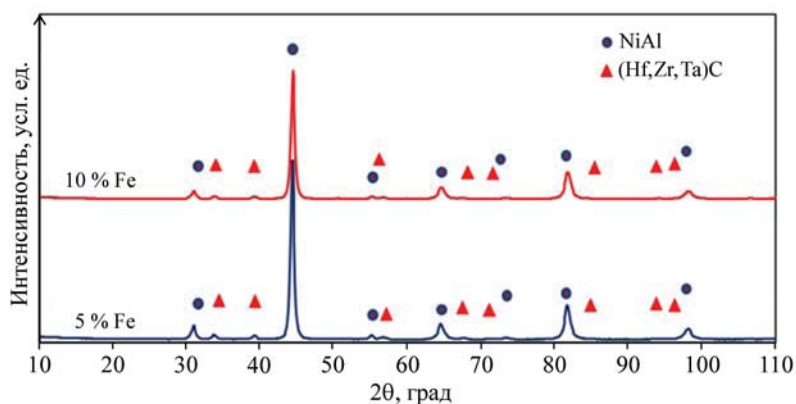


Рис. 3. Рентгенограмма сплава $base+xFe-0,3Hf-0,3Zr-0,25Ta$

Fig. 3. XRD pattern of the alloy $base+xFe-0.3Hf-0.3Zr-0.25Ta$ alloy

ла равна $2,91 \text{ г/см}^3$. Квантили распределения частиц по размерам при 5 % Fe: $D_{10} = 7,5 \text{ мкм}$, $D_{50} = 17,6 \text{ мкм}$, $D_{90} = 33,8 \text{ мкм}$; увеличение содержания Fe до 10 % способствовало незначительному укрупнению порошка: $D_{10} = 7,8 \text{ мкм}$, $D_{50} = 18,0 \text{ мкм}$, $D_{90} = 36,5 \text{ мкм}$ (рис. 2).

По данным РФА, порошки состояли из фазы $\beta\text{-(Ni, Fe)Al}$ (тип B2, $a \approx 2,883 \text{ \AA}$) и карбида $(\text{Hf}_x\text{Zr}_y\text{Ta}_z)\text{C}$ (сF8/2, $a \approx 4,589 \text{ \AA}$); ГЦК-фаза $\gamma\text{-Fe}$ не обнаружена (рис. 3).

Образцы $base+x\text{Fe}-0,3\text{Hf}-0,3\text{Zr}-0,25\text{Ta}$ ($x = 5$ и 10 % Fe), полученные методом ГИП, имели мелкозернистую структуру (10–20 мкм) с дисперсными выделениями (Fe, Cr) размером менее 200 нм и $(\text{Hf}_x\text{Zr}_y\text{Ta}_z)\text{C}$ до 0,5 мкм. Увеличение доли Fe способствовало росту плотности высокодисперсных выделений (Fe, Cr), реализующих механизм дисперсионного твердения NiAl. Гафний и цирконий, в дополнение к карбидам, образуют скопления конгломератов оксидов, которые могут приводить к локализации напряжений и зарождению микротрещин (рис. 4).

Внутренняя структура зерен сплава $base+10\text{Fe}-0,3\text{Hf}-0,3\text{Zr}-0,25\text{Ta}$ в состоянии ГИП, снятая

вдоль оси зоны [110] $(\text{Ni, Fe)Al}$, представлена на рис. 5. Размер выделений (Fe, Cr) находится в диапазоне 200–250 нм. Исходя из размеров и формы вторичных выделений избыточной фазы, можно предположить их когерентность матрице. Недостатком структуры являлись неравномерное распределение и низкая численная плотность вторичных выделений, определяющих уровень сопротивления вязкопластической деформации сплава при температурах до 900 °C.

Эволюция структуры сплава $base+10\text{Fe}-0,3\text{Hf}-0,3\text{Zr}-0,25\text{Ta}$ при нагреве до 900 °C FIB-ламели, ориентированной вдоль оси зоны [111] $(\text{Ni, Fe)Al}$, показана на рис. 6.

В интервале $t = 500\div 700 \text{ °C}$ отмечалось концентрированное расслоение пересыщенного твердого раствора железа и хрома (рис. 6, $a-z$) в матричной $(\text{Ni, Fe)Al}$ -фазе, сопровождающееся гомогенной сегрегацией предвыделений (Fe, Cr) размером менее 3 нм.

При нагреве FIB-ламели выше 500 °C в структуре исследуемого сплава зафиксировано начало фрагментации первичных выделений (Fe, Cr) размером 200–250 нм на нанокристаллиты разме-

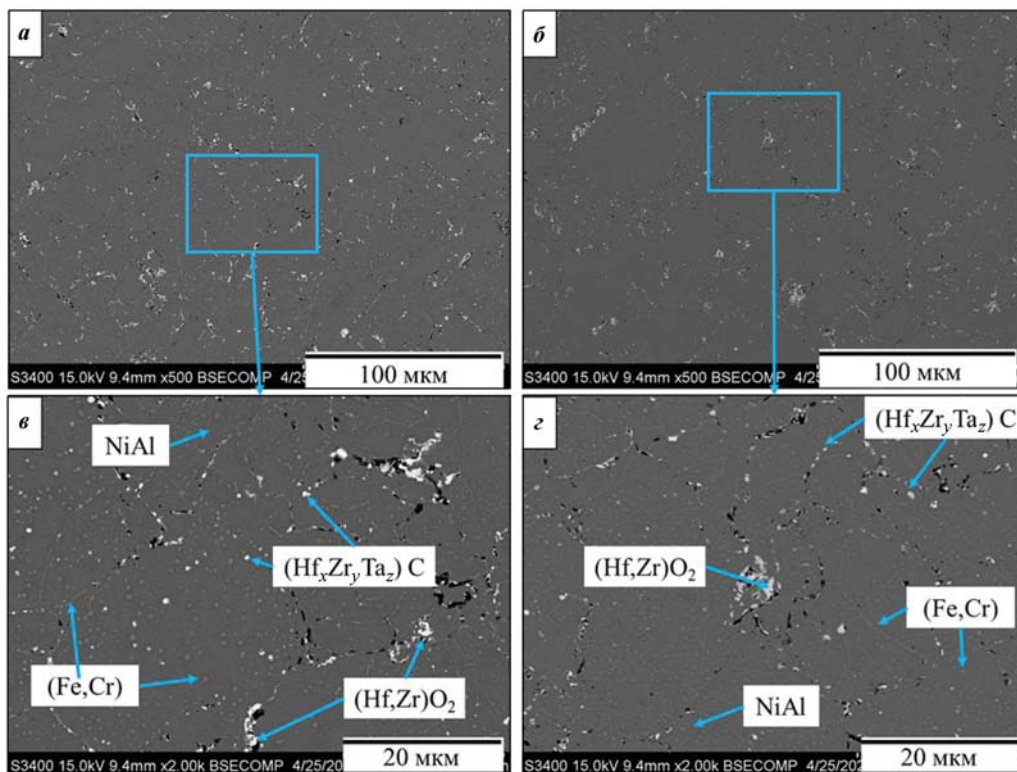


Рис. 4. Микроструктура сплава $base+x\text{Fe}-0,3\text{Hf}-0,3\text{Zr}-0,25\text{Ta}$
 $a, в - x = 5 \%$; $б, з - x = 10 \%$

Fig. 4. Microstructure of the $base+x\text{Fe}-0,3\text{Hf}-0,3\text{Zr}-0,25\text{Ta}$ alloy
 $a, в - x = 5 \%$; $б, з - x = 10 \%$

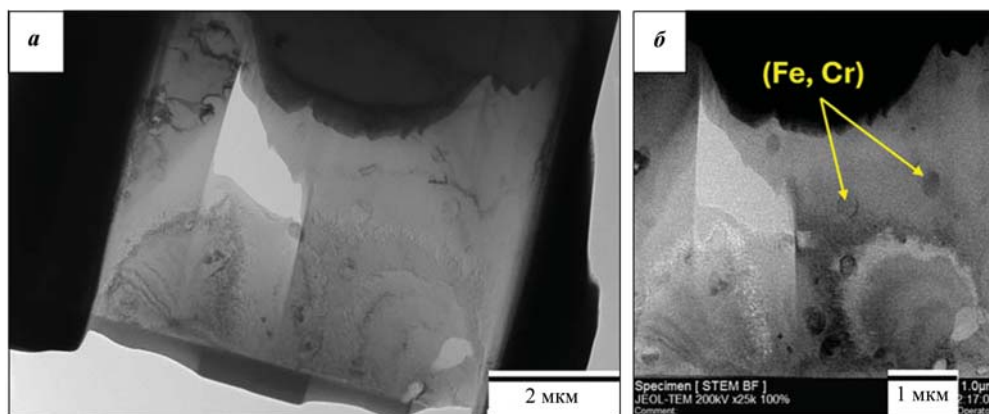


Рис. 5. ПЭМ (а) и СПЭМ (б) изображения микроструктуры зерен сплава $base+10Fe-0,3Hf-0,3Zr-0,25Ta$

Fig.5. TEM (a) and STEM (b) images of the grain microstructure of the $base+10Fe-0.3Hf-0.3Zr-0.25Ta$ alloy

ром порядка 30 нм (рис. 6, з, е). Данный процесс обусловлен увеличением скорости растворения и диффузионной перестройки кристаллической структуры первичных выделений в матричной фазе.

Дальнейшее повышение температуры нагрева до 900 °С сопровождается мгновенным преобразованием предвыделений в высокодисперсные вторичные выделения (Fe, Cr) размером 10–80 нм (рис. 6, ж, з). Процесс фрагментации первичных выделений (Fe, Cr) завершился на данной стадии образованием наночастиц размером 100–250 нм с характерной пластинчатой структурой для интерметаллидной топологически плотноупакованной (ТПУ) σ -FeCr фазы Франка-Каспера. Результаты исследования интерметаллидных наночастиц методом обратной Фурье-трансформации (ОФТ) ПЭМ ВР изображения их кристаллической структуры подтвердили образование σ -FeCr фазы (рис. 7) путем диффузионной перестройки объемно-центрированной кубической (ОЦК) решетки вторичных выделений (Fe, Cr). Предположительно, σ -фаза способствует уменьшению размера субзерен и повышению уровня сопротивления вязкопластической деформации вследствие закрепления дислокаций на их границах. На основании *in situ* исследований твердорастворных превращений выбрана температура ВТО $t = 900$ °С, когда в структуре образуются вторичные выделения (Fe, Cr) и наночастицы σ -фазы.

Микроструктура сплава $base+10Fe-0,3Hf-0,3Zr-0,25Ta$ после ВТО показана на рис. 8. В зернах (Ni, Fe)Al отмечается рост плотности дисперсных вторичных выделений (Fe, Cr) вследствие активации механизма концентрационного расщепления обогащенной железом матричной фазы.

Можно отметить образование конгломератов размером до 10 мкм, состоящих из субмикронных оксидов и карбидов. Невозможность релаксации внутренних напряжений, накапливаемых на границе и внутри конгломератов высокомодульных оксидов и карбидов легирующих элементов (Hf, Ta, Zr) с низкой прочностью связей между частицами, приводит к преждевременному разрушению материала при воздействии циклических нагрузок. Поэтому требуется оптимизация способа введения микролегирующих добавок тугоплавких элементов на стадии механической активации реакционной смеси исходных порошков с целью предотвращения образования конгломератов.

Механические свойства (табл. 2) на сжатие (σ_B , $\sigma_{0,2}$ и ϵ) сплава $base+xFe-0,3Hf-0,3Zr-0,25Ta$ определяли при $t = 20, 800, 900$ и 1000 °С по диаграммам деформации «истинное напряжение — логарифмическая деформация», представленным на рис. 9.

Средние значения прочности ГИП-образцов с 5 % Fe составляют: при $t = 20$ °С — $\sigma_B = 1438 \pm 84$ МПа, $\sigma_{0,2} = 853 \pm 11$ МПа; при $t = 800$ °С — $\sigma_B = 493 \pm 50$ МПа, $\sigma_{0,2} = 320 \pm 25$; при $t = 900$ °С — $\sigma_B = 301 \pm 33$ МПа, $\sigma_{0,2} = 260 \pm 17$ МПа; при $t = 1000$ °С — $\sigma_B = 178 \pm 17$ МПа, $\sigma_{0,2} = 160 \pm 15$ МПа. Добавка 5 % Fe способствовала росту пластичности ($\epsilon = 6,0 \pm 2,0; 37,6 \pm 5,0; 37,8 \pm 3,7; 38,5 \pm 4,5$ % соответственно при $t = 20, 800, 900$ и 1000 °С) и стабильности свойств.

Увеличение содержания Fe до 10 % обеспечило баланс между пластичностью и прочностью образцов и привело к следующим показателям: при $t = 20$ °С — $\sigma_B = 1576 \pm 21$ МПа, $\sigma_{0,2} = 750 \pm 42$ МПа, $\epsilon = 8,0 \pm 2,0$ %; при $t = 800$ °С — $\sigma_B = 691 \pm 74$ МПа, $\sigma_{0,2} = 620 \pm 55$ МПа, $\epsilon = 37,4 \pm 4,2$ %; при $t = 900$ °С —

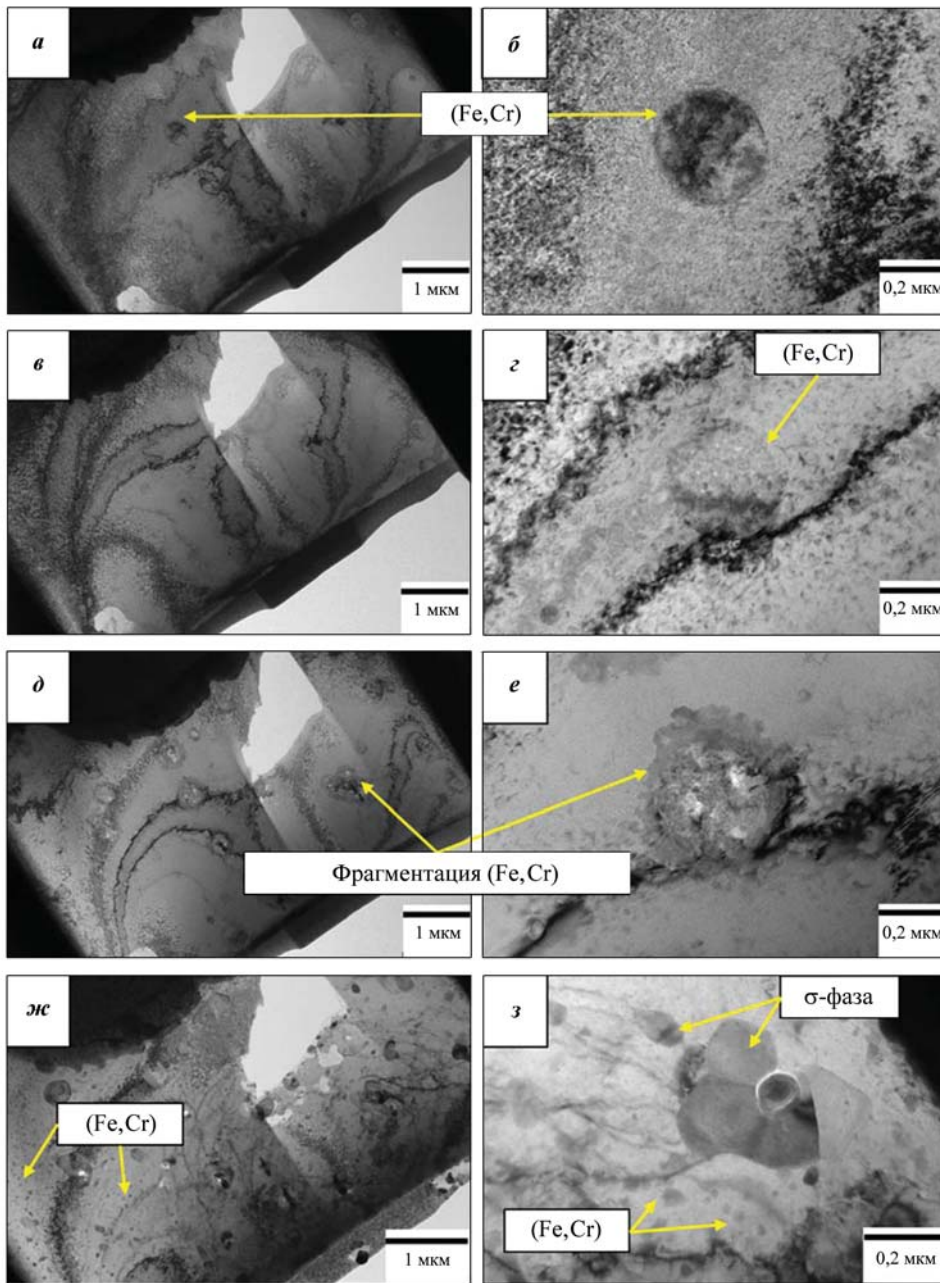


Рис. 6. Эволюция структуры сплава $base+10Fe-0.3Hf-0.3Zr-0.25Ta$ при нагреве FIB-ламели до $900\text{ }^{\circ}\text{C}$ в колонне ПЭМ

$t, \text{ }^{\circ}\text{C}$: $a, b - 25$; $v, z - 500$; $d, e - 700$; $ж, з - 900$

Fig. 6. Microstructural evolution of the $base+10Fe-0.3Hf-0.3Zr-0.25Ta$ alloy during heating of the FIB lamella to $900\text{ }^{\circ}\text{C}$ in the TEM column

$t, \text{ }^{\circ}\text{C}$: $a, b - 25$; $v, z - 500$; $d, e - 700$; $ж, з - 900$

$\sigma_B = 470 \pm 50$ МПа, $\sigma_{0,2} = 314 \pm 42$ МПа, $\epsilon = 35,0 \pm 2,5\%$; при $t = 1000\text{ }^{\circ}\text{C}$ — $\sigma_B = 248 \pm 39$ МПа, $\sigma_{0,2} = 197 \pm 22$ МПа, $\epsilon = 39,0 \pm 5,1\%$. Растворение в матричной фазе 4–5 % Fe обеспечивает рост ее пластичности и способствует выделению мелкодисперсной фазы (Fe, Cr), препятствующей скольжению дислокаций и повышающей прочность.

На деформационных кривых у всех образцов после испытаний при комнатной температуре имеется характерный участок деформационного упрочнения до разрушения образцов, о чем свидетельствует непрерывно возрастающее напряжение на участке пластической деформации (рис. 9, а). При высокотемпературных испытани-

Таблица 2. Механические свойства сплава $base+xFe-0,3Hf-0,3Zr-0,25Ta$ Table 2. Mechanical properties of the $base+xFe-0.3Hf-0.3Zr-0.25Ta$ alloy

Сплав $base+xFe-0,3Hf-0,3Zr-0,25Ta$	Состояние	Температура, °C	Предел прочности σ_B , МПа	Предел текучести $\sigma_{0,2}$, МПа	Деформация ϵ , %
$x = 5$	ГИП	20	1438 ± 84	853 ± 11	$6,0 \pm 2,0$
		800	493 ± 50	320 ± 25	$37,6 \pm 5,0$
		900	301 ± 33	260 ± 17	$37,8 \pm 3,7$
		1000	178 ± 17	160 ± 15	$38,5 \pm 4,5$
$x = 10$	ГИП	20	1576 ± 21	750 ± 42	$8,0 \pm 2,0$
		800	691 ± 74	620 ± 55	$37,4 \pm 4,2$
		900	470 ± 50	314 ± 42	$35,0 \pm 2,5$
		1000	248 ± 39	197 ± 22	$39,0 \pm 5,1$
$x = 10$	ГИП + ВТО	20	1592 ± 10	1107 ± 13	$6,5 \pm 2,0$
		800	623 ± 40	541 ± 20	$32,0 \pm 3,7$
		900	380 ± 23	285 ± 36	$34,2 \pm 2,4$
		1000	211 ± 10	162 ± 16	$35,8 \pm 3,8$

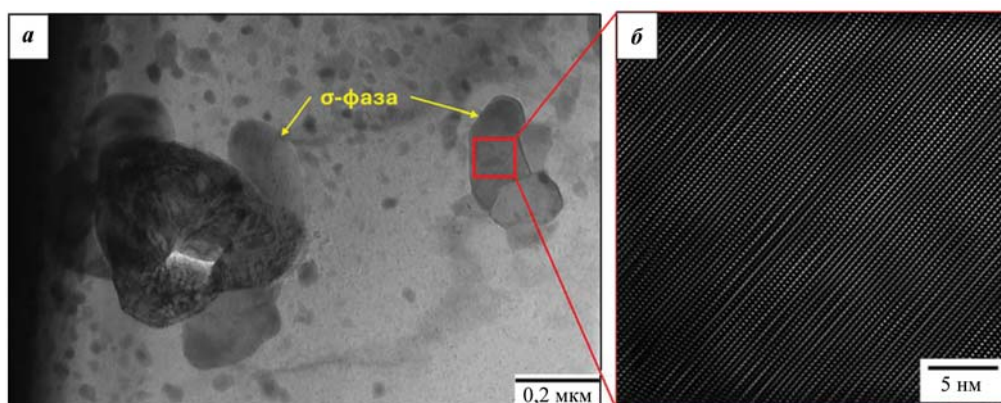


Рис. 7. ПЭМ-структура сплава $base+10Fe-0,3Hf-0,3Zr-0,25Ta$ после охлаждения FIB-ламели до комнатной температуры (а) и ОФТ-фильтрация области ПЭМ ВР изображения кристаллической структуры частицы $\sigma-FeCr$ (б)

Fig. 7. TEM microstructure of the $base+10Fe-0.3Hf-0.3Zr-0.25Ta$ alloy after cooling of the FIB lamella to room temperature (a), and FFT-filtered region of the HRTEM image showing the crystal structure of a $\sigma-FeCr$ particle (b)

ях кривые имеют хрупко-вязкий характер разрушения, а испытанные образцы — характерную «бочкообразность», возникающую из-за сил трения. Важно отметить, что относительно высокая степень пластической деформации сплава $base+10Fe-0,3Hf-0,3Zr-0,25Ta$ ($\epsilon = 8\%$) позволяет проводить лезвийную обработку деталей заданной геометрической формы.

Для увеличения уровня механических свойств сплав с 10 % Fe подвергли ВТО при $t = 900\text{ }^\circ\text{C}$, направленной на выделение в зернах NiAl когерентной высокодисперсной (<100 нм) фазы (Fe, Cr) и релаксацию остаточных напряжений после ГИП.

В состоянии ГИП + ВТО сплав при комнатной температуре проявляет деформационное упрочнение, вызванное, вероятно, торможением дислокаций и формированием обратных полей упругих напряжений на границах с наноразмерными вторичными выделениями (Fe, Cr) и частицами σ -фазы. Временное сопротивление (σ_B) увеличилось до 1592 ± 10 МПа, но снизилось значение степени относительной деформации (ϵ) до 6,5%. При термомеханических испытаниях сплав в состоянии ГИП + ВТО хоть и демонстрирует деформационное упрочнение и высокий уровень пластической деформации, но предел прочности

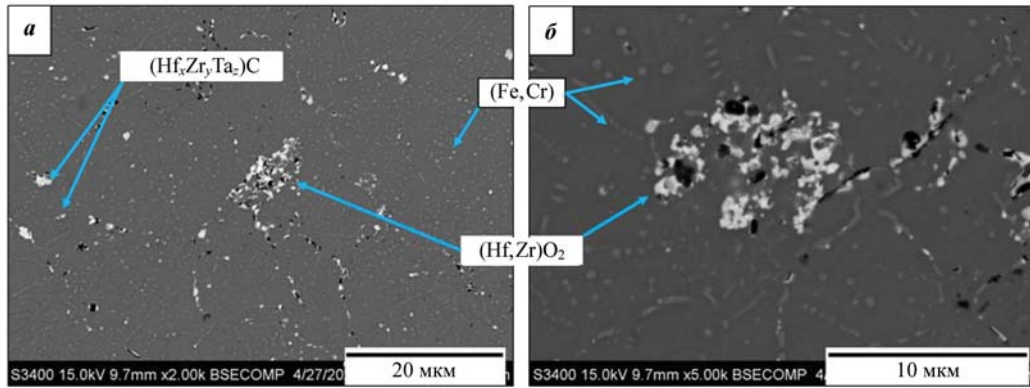


Рис. 8. Микроструктура сплава $base+10Fe-0,3Hf-0,3Zr-0,25Ta$ после ВТО при $t = 900\text{ }^{\circ}C$

Fig. 8. Microstructure of the $base+10Fe-0.3Hf-0.3Zr-0.25Ta$ alloy after heat treatment at $t = 900\text{ }^{\circ}C$

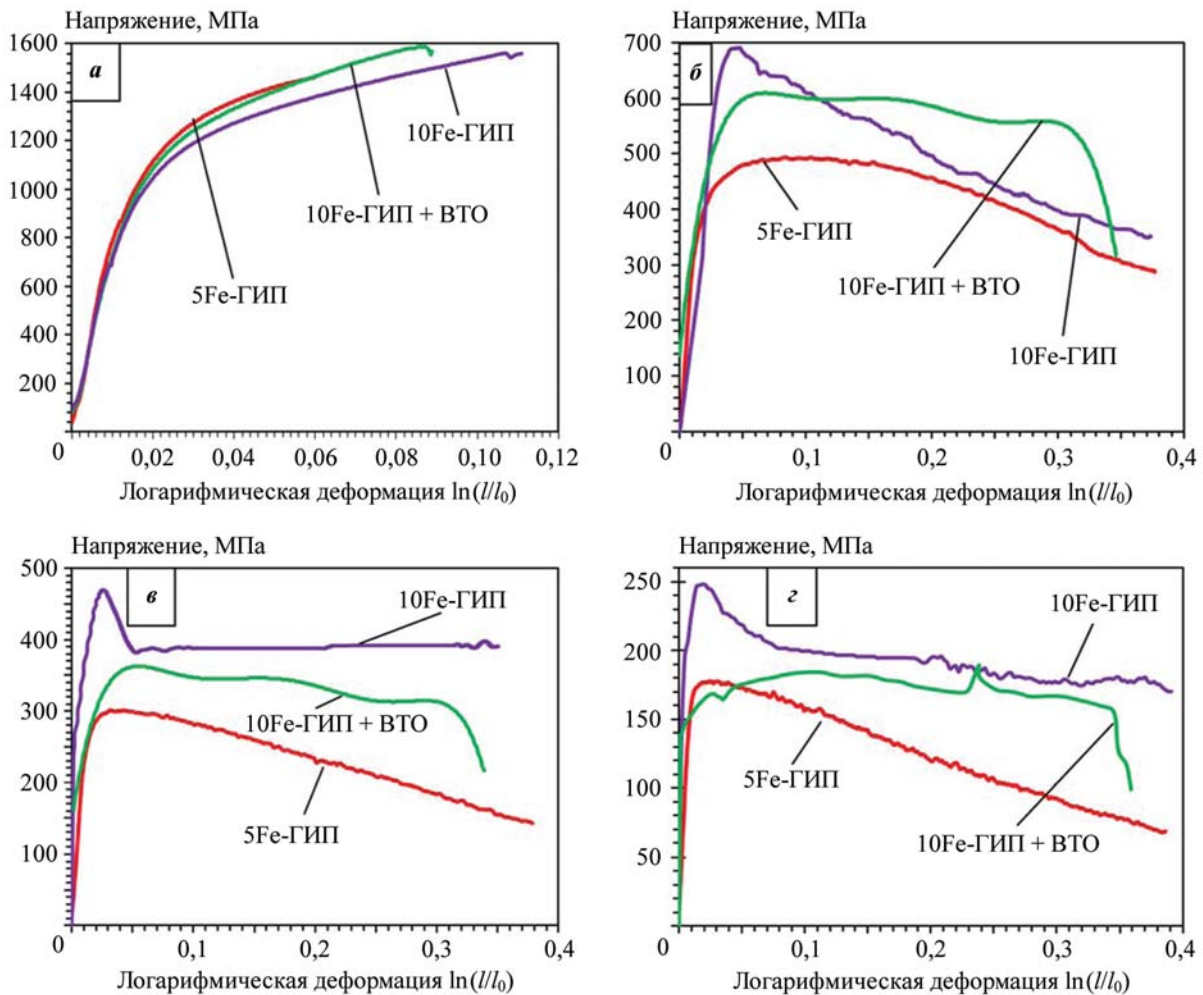


Рис. 9. Диаграммы деформации сплавов $base+xFe-0,3Hf-0,3Zr-0,25Ta$ в состоянии ГИП и ГИП + ВТО при различных температурах

$t, ^{\circ}C$: $a - 20$, $b - 800$, $v - 900$, $z - 1000$

Fig. 9. Stress-strain curves of $base+xFe-0.3Hf-0.3Zr-0.25Ta$ alloys in the as-HIP and HIP + HT conditions at different temperatures

$t, ^{\circ}C$: $a - 20$, $b - 800$, $v - 900$, $z - 1000$

уменьшился по сравнению с ГИП-образцами — вероятно, за счет более быстрого растворения наноразмерных вторичных выделений (Fe, Cr): $\sigma_B = 623 \pm 40$ МПа (800 °С), 380 ± 23 МПа (900 °С), 211 ± 10 МПа (1000 °С).

По приросту массы была исследована кинетика окисления образцов на воздухе при $t = 1000$ °С в течение 30 ч с периодическим взвешиванием образцов (рис. 10). В табл. 3 представлены уравнения регрессии, которыми описаны кинетические кривые и значения прироста массы за 30 ч.

Для сплава $base+5Fe-0,3Hf-0,3Zr-0,25Ta$ характер кривых окисления соответствует параболическому закону, при котором в первые часы окисления образуется плотный защитный оксидный слой, препятствующий диффузии кислорода внутрь образца. Окисление сплава $base+10Fe-0,3Hf-0,3Zr-0,25Ta$ описывается логарифмическим законом, при котором происходит локальное расслоение из-за возникших внутренних напряжений при термоциклировании до 5 ч. После 5 ч

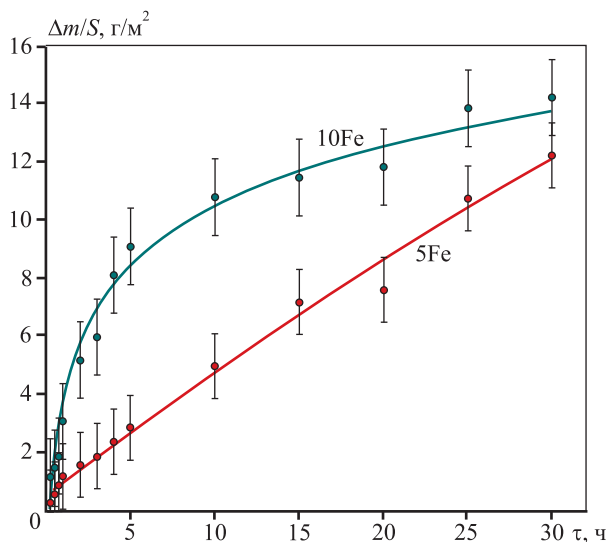


Рис. 10. Кинетика окисления сплавов $base+xFe-0,3Hf-0,3Zr-0,25Ta$ при $t = 1000$ °С

Fig. 10. Oxidation kinetics of $base+xFe-0.3Hf-0.3Zr-0.25Ta$ alloys at $t = 1000$ °С

скорость окисления сплава резко замедляется, выходя на «полку» после 25 ч термоциклирования, что обусловлено формированием плотного защитного слоя Al_2O_3 . Установлено, что легирование цирконием сохраняет высокий уровень жаростойкости сплавов, несмотря на относительно высокую долю железа, и прирост массы составляет $12,24$ г/м² для 5% Fe и $14,23$ г/м² для 10% Fe.

По данным РФА, окисление контролируется образованием сплошного защитного слоя Al_2O_3 с включениями оксидов Cr, Hf и Zr (рис. 11), что также подтверждается результатами исследования микроструктуры окисленного слоя методами СЭМ и МРСА (рис. 12).

Из анализа микроструктуры окисленного слоя установлено, что основным защитным слоем является Al_2O_3 с включениями оксидов Cr_2O_3 и $(Hf, Zr)O_2$. Менее плотный внешний слой представляет собой фазу $(Cr, Fe)_2O_3$. Между слоями

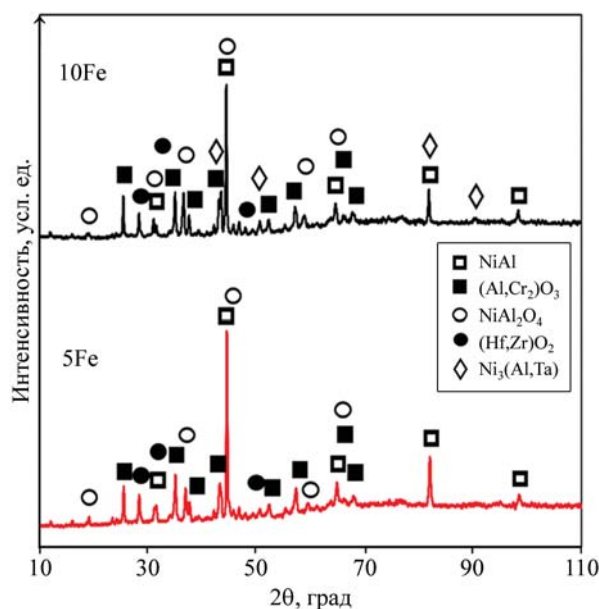


Рис. 11. Рентгенограммы окисленного слоя сплавов $base+xFe-0,3Hf-0,3Zr-0,25Ta$

Fig. 11. XRD patterns of the oxidized layer of $base+xFe-0.3Hf-0.3Zr-0.25Ta$ alloys

Таблица 3. Кинетические уравнения регрессии и значения прироста массы сплавов $base+xFe-0,3Hf-0,3Zr-0,25Ta$

Table 3. Regression equations for oxidation kinetics and mass gain values of of $base+xFe-0.3Hf-0.3Zr-0.25Ta$ alloys

Образец	Уравнение аппроксимации	Прирост массы, г/м ²
$base+5Fe-0,3Hf-0,3Zr-0,25Ta$	$y = -0,0019x^2 + 0,4422x + 0,5729$	12,24
$base+10Fe-0,3Hf-0,3Zr-0,25Ta$	$y = 2,9572\ln x + 3,686$	14,23

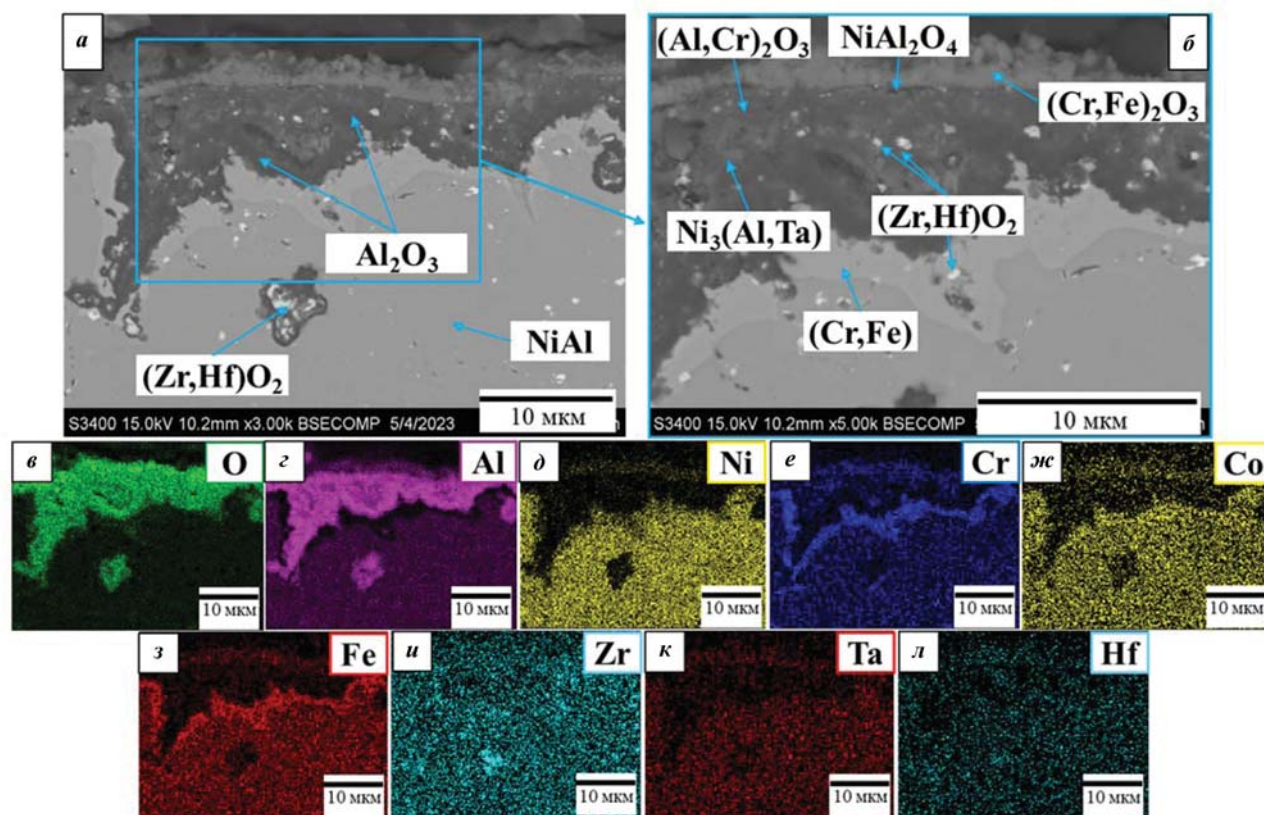


Рис. 12. Микроструктура окисленного слоя (а, б) и карта распределения элементов (в–л) сплава $base+10Fe-0,3Hf-0,3Zr-0,25Ta$

Fig. 12. Microstructure of the oxidized layer (а, б) and element distribution maps (в–л) of the $base+10Fe-0,3Hf-0,3Zr-0,25Ta$ alloy

присутствует прослойка шпинели $NiAl_2O_4$. Диффузия кислорода от поверхности в глубину образца проходит по границам зерен через конгломераты оксидов $(Hf, Zr)O_2$.

Выводы

1. Методами СВС, ГИП и ВТО получены экспериментальные образцы дисперсионно-твердеющего сплава $base+10Fe-0,3Hf-0,3Zr-0,25Ta$, сочетающего высокие значения показателя пластичности и прочности при температурах 20 и 800 °С ($\sigma_B = 1592$ МПа, $\epsilon = 6,5$ % при 20 °С; $\sigma_B = 623$ МПа, $\epsilon = 32$ % при 800 °С) за счет упрочнения матричной фазы когерентными высокодисперсными выделениями α -(Fe, Cr) фазы и наночастицами интерметаллидной ТПУ σ -фазы.

2. *In situ* ПЭМ-исследования твердорастворных превращений при нагреве ламели позволили установить оптимальную температуру ВТО — 900 °С, при которой образуются высокодисперсные вторичные выделения (Fe, Cr) размером 10–80 нм

и интерметаллидные частицы σ -фазы размером 100–250 нм из первичных частиц α -(Fe, Cr).

3. Легирование цирконием и железом сохраняет высокий уровень стойкости к высокотемпературному окислению при $t = 1000$ °С за счет формирования плотного защитного слоя Al_2O_3 с включениями оксида $(Hf, Zr)O_2$. Окисление протекает по логарифмическому закону и практически полностью останавливается после 25 ч термоциклирования. Уровень жаростойкости сплавов, несмотря на относительно высокую долю железа, составляет 12,24 г/м² для $base+5Fe-0,3Hf-0,3Zr-0,25Ta$ и 14,23 г/м² для $base+10Fe-0,3Hf-0,3Zr-0,25Ta$.

Список литературы/References

- Wang L., Su Y., Yao C., Huang Y., Shen J., Zhang Y., Liu G., Zhao P., Zhang G. Microstructure and mechanical property of novel NiAl-based hypoeutectic/eutectic/hypereutectic high-entropy alloy. *Intermetallics*. 2022;143:107476. <https://doi.org/10.1016/j.intermet.2022.107476>

2. Deevi S.C., Sikka V.K., Liu C.T. Processing, properties, and applications of nickel and iron aluminides. *Progress in Materials Science*. 1997; 42(1–4):177–192. [https://doi.org/10.1016/S0079-6425\(97\)00014-5](https://doi.org/10.1016/S0079-6425(97)00014-5)
3. Wang L., Shen J., Zhang Y., Fu H. Microstructure, fracture toughness and compressive property of as-cast and directionally solidified NiAl-based eutectic composite. *Materials Science and Engineering: A*. 2016;664:188–194. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2016.04.001>
4. Yang J., Ye X., Xia D., Feng J., Diao Z., Zhao G., Fang D., Li B., Kang H. Effect of Fe and Mo content on the microstructure and mechanical properties of NiAl-based multi-principal element alloys. *Journal of Materials Engineering and Performance*. 2025;34:22624–22633. <https://doi.org/10.1007/s11665-025-10795-5>
5. Lasalmonie A. Intermetallics: Why is it so difficult to introduce them in gas turbine engines? *Intermetallics*. 2006;14(10–11):1123–1129. <https://doi.org/10.1016/j.intermet.2006.01.064>
6. Stoloff N.S., Liu C.T., Deevi S.C. Emerging applications of intermetallics. *Intermetallics*. 2000;8(9–11):1313–1320. [https://doi.org/10.1016/S0966-9795\(00\)00077-7](https://doi.org/10.1016/S0966-9795(00)00077-7)
7. Darolia R. Ductility and fracture toughness issues related to implementation of NiAl for gas turbine applications. *Intermetallics*. 2000;8(9–11):1321–1327. [https://doi.org/10.1016/S0966-9795\(00\)00081-9](https://doi.org/10.1016/S0966-9795(00)00081-9)
8. Sheng L.Y., Xie Y., Xi T.F., Guo J.T., Zheng Y.F., Ye H.Q. Microstructure characteristics and compressive properties of NiAl-based multiphase alloy during heat treatments. *Materials Science and Engineering: A*. 2011;528(29–30):8324–8331. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2011.07.072>
9. Hu L., Zhang G., Hu W., Gottstein G., Bogner S., Bührig-Polaczek A. Tensile creep of directionally solidified NiAl–9Mo in situ composites. *Acta Materialia*. 2013;61(19):7155–7165. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2013.08.017>
10. Feng J., Ye X., Lei H., Chen J., Diao Z., Zhao G., Li B., Fang D. Effect of synergistic alloying of Co and Mo on solidification microstructure and properties of NiAl-based eutectic high-entropy alloy. *Journal of Materials Engineering and Performance*. 2024;33:12765–12771. <https://doi.org/10.1007/s11665-023-08868-4>
11. Bochenek K., Basista M. Advances in processing of NiAl intermetallic alloys and composites for high temperature aerospace applications. *Progress in Aerospace Sciences*. 2015;79:136–146. <https://doi.org/10.1016/j.paerosci.2015.09.003>
12. Guo J.T., Qi Y.H., Li G.S., Wu W.T. Tensile properties and microstructure of in situ NiAl–Cr (Zr) eutectic composite. *Composite Structures*. 2003;62(3–4):323–327. <https://doi.org/10.1016/j.compstruct.2003.09.031>
13. Azakli Y., Gunduz K.O., Cengiz S., Gencer Y., Tarakci M. High-temperature oxidation of NiAlCr–Ca and NiAlCr–Sr alloys in air. *Oxidation of Metals*. 2020;95:135–156. <https://doi.org/10.1007/s11085-020-10018-3>
14. Zhou J., Guo J.T. Effect of Ag alloying on microstructure, mechanical and electrical properties of NiAl intermetallic compound. *Materials Science and Engineering: A*. 2003;339(1–2):166–174. [https://doi.org/10.1016/S0921-5093\(02\)00123-5](https://doi.org/10.1016/S0921-5093(02)00123-5)
15. Shang Z., Liu T., Shen J., Bai W., Dong X., Yang J. Effects of Ta addition on the microstructure, compression properties and oxidation resistance of NiAl–Cr(Mo) alloy. *Journal of Materials Engineering and Performance*. 2025;34:11615–11625. <https://doi.org/10.1007/s11665-024-09999-y>
16. Atas M.S., Yildirim M. Effect of Nd addition on the microstructure and cyclic oxidation behavior of NiAl–Cr(Mo) eutectic alloys. *International Journal of Metalcasting*. 2024;18:1192–1203. <https://doi.org/10.1007/s40962-023-01102-w>
17. Gungor A., Demirtas H. Microstructure and mechanical properties of Fe-doped NiAl–28Cr–6Mo eutectic alloys. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*. 2016;26(4):1025–1031. [https://doi.org/10.1016/S1003-6326\(16\)64199-7](https://doi.org/10.1016/S1003-6326(16)64199-7)
18. Cui C.Y., Chen Y.X., Guo J.T., Li D.X., Ye H.Q. Preliminary investigation of directionally solidified NiAl–28Cr–5.5Mo–0.5Hf composite. *Materials Letters*. 2000;43(5–6):303–308. [https://doi.org/10.1016/S0167-577X\(99\)00278-5](https://doi.org/10.1016/S0167-577X(99)00278-5)
19. Misra A., Gibala R. Plasticity in multiphase intermetallics. *Intermetallics*. 2000;8(9–11):1025–1034. [https://doi.org/10.1016/S0966-9795\(00\)00079-0](https://doi.org/10.1016/S0966-9795(00)00079-0)
20. Kurbatkina V.V., Patsera E.I., Levashov E.A., Kaplan-skii Y.Y., Samokhin A.V. Fabrication of narrow-fraction micropowders of NiAl-based refractory alloy compoNiAl–M5–3. *International Journal of Self-Propagating High-Temperature Synthesis*. 2018;27:236–244. <https://doi.org/10.3103/S1061386218040027>
21. Zaitsev A.A., Sentyurina Zh.A., Levashov E.A., Pogozhev Yu.S., Sanin V.N., Loginov P.A., Petrzhik M.I. Structure and properties of NiAl–Cr(Co,Hf) alloys prepared by centrifugal SHS casting. Part 1 — Room temperature investigations. *Materials Science and Engineering: A*. 2017;690:463–472. <http://doi.org/10.1016/j.msea.2016.09.075>
22. Zaitsev A.A., Sentyurina Zh.A., Levashov E.A., Pogozhev Yu.S., Sanin V.N., Sidorenko D.A. Structure and properties of NiAl–Cr(Co,Hf) alloys prepared by centrifugal SHS casting followed by vacuum induction remelting. Part 2 — Evolution of the structure and me-

- chanical behavior at high temperature. *Materials Science and Engineering: A*. 2017;690:473–481.
<http://doi.org/10.1016/j.msea.2017.02.089>
23. Sanin V.V., Kaplansky Y.Y., Aheiev M.I., Levashov E.A., Petrzhik M.I., Bychkova M.Y., Samokhin A.V., Fadeev A.A., Sanin V.N. Structure and properties of heat-resistant alloys NiAl–Cr–Co–X (X = La, Mo, Zr, Ta, Re) and fabrication of powders for additive manufacturing. *Materials*. 2021;14(12):3144.
<https://doi.org/10.3390/ma14123144>
 24. Biranvand K., Vaezi M.-R., Razavi M. Mechanical properties of mechanical alloyed and spark plasma sintered NiAl-based intermetallic composites. *Journal of Materials Engineering and Performance*. 2021;30:535–545.
<https://doi.org/10.1007/s11665-020-05322-7>
 25. Krasnowski M., Gierlotka S., Kulik T. NiAl–B composites with nanocrystalline intermetallic matrix produced by mechanical alloying and consolidation. *Advanced Powder Technology*. 2019;30(11):2742–2750.
<https://doi.org/10.1016/j.appt.2019.08.021>
 26. Kaplanskii Yu.Yu., Sentyurina Zh.A., Loginov P.A., Levashov E.A., Korotitskiy A.V., Travyanov A.Yu., Petrovskii P.V. Microstructure and mechanical properties of the (Fe,Ni)Al-based alloy produced by SLM and HIP of spherical composite powder. *Materials Science and Engineering: A*. 2019;743:567–580.
<https://doi.org/10.1016/j.msea.2018.11.104>
 27. Kaplanskii Yu.Yu., Loginov P.A., Korotitskiy A.V., Bychkova M.Ya., Levashov E.A. Influence of heat treatment on the structure evolution and creep deformation behavior of a precipitation hardened B2-(Ni, Fe)Al alloy. *Materials Science and Engineering: A*. 2020;786:139451.
<https://doi.org/10.1016/j.msea.2020.139451>
 28. Duman N., Mekhrabov A.O., Akdeniz M.V. Microalloying effects on the microstructure and kinetics of nanoscale precipitation in Ni–Al–Fe alloy. *Intermetallics*. 2012;23:217–227.
<https://doi.org/10.1016/j.intermet.2012.01.002>
 29. Contreras-Piedras E., Dorantes-Rosales H.J., Lopez-Hirata V.M., Santiago F.H., Gonzales-Velazquez J.L., Lopez-Monrroy F.I. Analysis of precipitation in Fe-rich Fe–Ni–Al alloys by diffusion couples. *Materials Science and Engineering: A*. 2012;558:366–370.
<https://doi.org/10.1016/j.msea.2012.08.013>
 30. Ren J., Zhang X., Gui Y., Wang Q., Zhang X., Lu X. Mechanical response and plastic deformation in the B2-NiAl/Fe interface: Molecular dynamics analysis. *Journal of Materials Engineering and Performance*. 2025;34:4925–4933. <https://doi.org/10.1007/s11665-024-09469-5>
 31. Ren J., Gui Y., Gao Q., Wang Q., Bai Y., Li J., Xue H., Lu X., Tang F. Mechanical response and plastic deformation in single- and dual-phase polycrystalline FeNiAl alloys: molecular dynamics analysis. *Journal of Materials Science*. 2024;59:1440–14419.
<https://doi.org/10.1007/s10853-024-09704-3>
 32. Wang X., Xu Z., Guo C., Xie H., Ma T., Li A. Improving the ductility of high-strength NiAl-based high-entropy alloys by introducing hierarchical nanoscale phases. *Materials Characterization*. 2025;220:114698.
<https://doi.org/10.1016/j.matchar.2024.114698>
 33. Grabke H.J. Oxidation of NiAl and FeAl. *Intermetallics*. 1999;7(10):1153–1158.
[https://doi.org/10.1016/S0966-9795\(99\)00037-0](https://doi.org/10.1016/S0966-9795(99)00037-0)
 34. Yang J.C., Schumann E., Levin I., Rühle M. Transient oxidation of NiAl. *Acta Materialia*. 1998;46(6):2195–2201. [https://doi.org/10.1016/S1359-6454\(97\)00378-9](https://doi.org/10.1016/S1359-6454(97)00378-9)
 35. Агеев М.И., Санин В.В., Швындина Н.В., Капланский Ю.Ю., Левашов Е.А. Кинетика и механизм окисления никелевых сплавов. *Известия вузов. Порошковая металлургия и функциональные покрытия*. 2022;16(3):4–23.
Aheiev M.I., Sanin V.V., Shvindina N.V., Kaplanskii Yu.Yu., Levashov E.A. Oxidation kinetics and mechanism of nickel alloys. *Powder Metallurgy and Functional Coatings*. 2022;16(3):4–23.
<https://doi.org/10.17073/1997-308X-2022-3-4-23>
 36. Hamadi S., Bacos M.-P., Poulain M., Seyeux A., Maurice V., Marcus P. Oxidation resistance of a Zr-doped NiAl coating thermochemically deposited on a nickel-based superalloy. *Surface and Coatings Technology*. 2009;204(6–7):756–760.
<https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2009.09.073>
 37. Sheng L.Y., Guo J.T., Zhou L.Z., Ye H.Q. The effect of strong magnetic field treatment on microstructure and room temperature compressive properties of NiAl–Cr(Mo)–Hf eutectic alloy. *Materials Science and Engineering: A*. 2009;500(1–2):238–243.
<https://doi.org/10.1016/j.msea.2008.09.020>
 38. Wang L., Shen J., Shang Z., Fu H. Microstructure evolution and enhancement of fracture toughness of NiAl–Cr(Mo)–(Hf,Dy) alloy with a small addition of Fe during heat treatment. *Scripta Materialia*. 2014;89:1–4.
<https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2014.07.002>
 39. Zeumert B., Sauthoff G. Intermetallic NiAlTa alloys with strengthening Laves phase for high-temperature applications. I. Basic properties. *Intermetallics*. 1997;5(7):563–577.
[https://doi.org/10.1016/S0966-9795\(97\)00031-9](https://doi.org/10.1016/S0966-9795(97)00031-9)

Информация об авторах

Максим Игоревич Агеев – к.т.н., науч. сотрудник Научно-учебного центра (НУЦ) СВС МИСИС–ИСМАН.

<https://orcid.org/0000-0003-2079-8710>

E-mail: aheievmi@gmail.com

Евгений Иванович Пацера – к.т.н., ст. науч. сотрудник НУЦ СВС МИСИС–ИСМАН.

<https://orcid.org/0000-0001-6372-6309>

E-mail: patsera.ei@misis.ru

Федор Алексеевич Басков – к.т.н., начальник сектора АО «Композит», науч. сотрудник НУЦ СВС МИСИС–ИСМАН.

<https://orcid.org/0000-0001-6238-4378>

E-mail: baskov_fa@mail.ru

Максим Геннадьевич Хомутов – к.т.н., ст. науч. сотрудник лаборатории гибридных аддитивных технологий Национального исследовательского технологического университета «МИСИС» (НИТУ МИСИС).

<https://orcid.org/0000-0002-7701-1600>

E-mail: khomutov@misis.ru

Павел Александрович Логинов – д.т.н., ст. науч. сотрудник НУЦ СВС МИСИС–ИСМАН.

<https://orcid.org/0000-0003-2505-2918>

E-mail: pavel.loginov.misis@list.ru

Тамара Александровна Лобова – д.т.н., профессор кафедры порошковой металлургии и функциональных покрытий (ПМиФП) НИТУ МИСИС.

<https://orcid.org/0009-0002-1749-0782>

E-mail: smazka39@mail.ru

Евгений Александрович Левашов – д.т.н., проф., член-корр. РАН, зав. кафедрой ПМиФП, НИТУ МИСИС, директор НУЦ СВС МИСИС–ИСМАН.

<https://orcid.org/0000-0002-0623-0013>

E-mail: levashov@shs.misis.ru

Information about the authors

Maksim I. Ageev – Cand. Sci. (Eng.), Researcher of the Scientific-Educational Center of SHS (SHS-Center) of MISIS–ISMAN.

<https://orcid.org/0000-0003-2079-8710>

E-mail: aheievmi@gmail.com

Evgeniy I. Patsera – Cand. Sci. (Eng.), Senior Researcher of the SHS-Center of MISIS–ISMAN.

<https://orcid.org/0000-0001-6372-6309>

E-mail: patsera.ei@misis.ru

Fedor A. Baskov – Cand. Sci. (Eng.), Head of the Sector of JSC «Kompozit», Researcher of the SHS-Center of MISIS–ISMAN.

<https://orcid.org/0000-0001-6238-4378>

E-mail: baskov_fa@mail.ru

Maxim G. Khomutov – Cand. Sci. (Eng.), Senior Researcher of the Laboratory of hybrid additive technologies of the National University of Science and Technology “MISIS” (NUST MISIS).

<https://orcid.org/0000-0002-7701-1600>

E-mail: khomutov@misis.ru

Pavel A. Loginov – Dr. Sci. (Eng.), Senior Researcher of the SHS-Center of MISIS–ISMAN.

<https://orcid.org/0000-0003-2505-2918>

E-mail: pavel.loginov.misis@list.ru

Tamara A. Lobova – Dr. Sci. (Eng.), Prof. of the Department of Powder Metallurgy and Functional Coating (PM&FC) of NUST MISIS.

<https://orcid.org/0009-0002-1749-0782>

E-mail: smazka39@mail.ru

Evgeny A. Levashov – Dr. Sci. (Eng.), Prof., Corresponding Member of the Russian Academy of Sciences, Head of the Department of PM&FC of NUST MISIS, Director of the SHS-Center of MISIS–ISMAN.

<https://orcid.org/0000-0002-0623-0013>

E-mail: levashov@shs.misis.ru

Вклад авторов

М.И. Агеев – определение цели работы и концепции исследований, написание статьи, проведение микроструктурных исследований и испытаний на жаростойкость, обсуждение и описание результатов.

Е.И. Пацера – проведение синтезов, участие в обсуждении концепции исследований, обсуждение результатов исследований.

Ф.А. Басков – проведение горячего изостатического прессования, участие в обсуждении результатов.

М.Г. Хомутов – проведение термомеханических испытаний, описание результатов механических испытаний.

П.А. Логинов – проведение исследований методом просвечивающей микроскопии, определение рентгеноструктурного фазового анализа, описание результатов и их обсуждение.

Т.А. Лобова – обсуждение результатов работы, описание результатов рентгеноструктурного фазового анализа и микроструктурных исследований.

Е.А. Левашов – определение цели работы и концепции исследований, написание статьи, обсуждение и описание результатов, редактирование статьи.

Contribution of the authors

M.I. Ageev – defined the research objective and concept, wrote the manuscript, conducted microstructural studies and oxidation-resistance testing, and participated in the discussion of the results.

E.I. Patsera – carried out the syntheses and participated in the discussion of the study concept and results.

F.A. Baskov – performed hot isostatic pressing and participated in the discussion of the results.

M.G. Khomutov – conducted thermomechanical testing and described the mechanical test results.

P.A. Loginov – conducted transmission electron microscopy studies, performed X-ray phase analysis, and described and discussed the results.

T.A. Lobova – participated in the discussion of the results and described the results of X-ray phase analysis and microstructural studies.

E.A. Levashov – defined the research objective and concept, wrote and edited the manuscript, and participated in the discussion of the results.

Статья поступила в редакцию 13.02.2026, доработана 02.03.2026, подписана в печать 10.03.2026

The article was submitted 13.02.2026, revised 02.03.2026, accepted for publication 10.03.2026