

Научная статья

УДК 621.762:669.24:621.791

DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-9-15-27

МИКРОСТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА НИКЕЛЕВОГО ВЫСОКОПРОЧНОГО СПЛАВА ВЖ172, ПОЛУЧЕННОГО МЕТОДОМ ГОРЯЧЕГО ИЗОСТАТИЧЕСКОГО ПРЕССОВАНИЯ ГРАНУЛ

И.С. Мазалов¹, А.М. Волков¹, Б.С. Ломберг¹, Е.Б. Чабина¹

¹Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов» Национального исследовательского центра «Курчатовский институт», Москва, Россия; admin@viam.ru

Аннотация. Исследован материал заготовок, изготовленных методом горячего изостатического прессования капсул с гранулами, полученными методом газовой атомизации из свариваемого высокопрочного никелевого сплава ВЖ172. Исследовано влияние температурного режима горячего изостатического прессования гранул и последующей закалки компактированных заготовок на формирование микроструктуры сплава ВЖ172. Проведены механические испытания компактированного материала ВЖ172, полученного методом гранульной металлургии после термической обработки, результаты сопоставлены со свойствами деформированных полуфабрикатов из сплава ВЖ172.

Ключевые слова: гранулы, порошок, жаропрочный никелевый сплав, горячее изостатическое прессование (ГИП), зеренная структура, интерметаллидное упрочнение

Для цитирования: Мазалов И.С., Волков А.М., Ломберг Б.С., Чабина Е.Б. Микроструктура и механические свойства никелевого высокопрочного сплава ВЖ172, полученного методом горячего изостатического прессования гранул // Труды ВИАМ. 2022. № 9 (115). Ст. 02. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-9-15-27.

Scientific article

MICROSTRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES OF Ni-BASE SUPERALLOY VZh172, PRODUCED FROM GRANULES BY METHOD OF HOT ISOSTATIC PRESSING

I.S. Mazalov¹, A.M. Volkov¹, B.S. Lomberg¹, E.B. Chabina¹

¹Federal State Unitary Enterprise «All-Russian Scientific-Research Institute of Aviation Materials» of National Research Center «Kurchatov Institute», Moscow, Russia; admin@viam.ru

Abstract. Material, obtained by HIP-consolidated powder of Ni-base superalloy VZH172 had been investigated. Influence of HIP temperature on grain microstructure of consolidated material was determined; distribution of eutectic phase in structure was investigated. Mechanical testing of the HIP-processed blank of VZH172 alloy after heat-treatment was carried out. The results were compared with the properties of wrought material produced by the conventional technology.

Keywords: granules, powder, Ni-base superalloy, hot isostatic pressing (HIP), grain structure, intermetallic strengthening

For citation: Mazalov I.S., Volkov A.M., Lomberg B.S., Chabina E.B. Microstructure and mechanical properties of Ni-base superalloy VZh172, produced from granules by method of hot isostatic pressing. *Trudy VIAM*, 2022, no. 9 (115), paper no. 02. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-9-15-27.

Введение

Методы порошковой металлургии при рациональном и обоснованном использовании позволяют достичь преимуществ в свойствах конечных изделий или технико-экономических показателях производственного процесса по сравнению с традиционными технологиями – например, деформационными, сварочными и др. [1]. Поскольку одним из направлений развития гражданского двигателестроения является увеличение степени двухконтурности, что влечет за собой возрастание габаритов различных узлов [2], то использование гранулируемых материалов наиболее актуально для высоколегированных сплавов, для которых получение однородных заготовок больших размеров, их обработка и сборка сопряжены с определенными технологическими трудностями.

Заготовки дисков из жаропрочных никелевых сплавов, произведенные с использованием методов металлургии гранул, все более широко применяются в современных газотурбинных двигателях (ГТД), вытесняя штамповки, полученные многоступенчатой горячей деформацией слитка. Основные преимущества гранульной технологии заключаются в отсутствии ликвационной неоднородности и других обширных металлургических дефектов (белых пятен, короны, шлаковых включений и т. д.), которые могут сохраняться в массивных заготовках, полученных деформационным переделом слитка. Кроме того, капсулы сложного профиля позволяют получать изделия после горячего изостатического прессования (ГИП), близкие по форме к конечным деталям, обеспечивая равномерную структуру материала в различных зонах [3]. Особенно актуально использование гранульной технологии для заготовок дисков диаметром >650 мм и массой >200 кг [4].

Благодаря высокой технологической пластичности высокопрочных свариваемых никелевых сплавов, заготовки деталей статора горячего тракта ГТД для корпусов камеры сгорания и турбины в основном изготавливают многоступенчатой деформацией из слитка с получением цельнокатаных кольцевых заготовок [5]. В отдельных случаях высокопрочные свариваемые никелевые сплавы в виде штамповок дисков применяют для деталей ротора – например, для сварных барабанов компрессора высокого давления с рабочей температурой до 650 °С, где неразъемное соединение в сочетании с требуемым уровнем сопротивления малоциклового усталости имеет решающее значение для обеспечения весовой эффективности и ресурса [6].

Корпусные детали камеры сгорания и турбины ГТД имеют продольные габариты, превосходящие максимальные размеры заготовки, которая может быть получена деформацией. Часто количество составных частей, соединенных сваркой в сборочную единицу корпуса, может достигать 4–5. Перспективные двигатели с высокой степенью двухконтурности, в том числе, перспективные проекты в классе тяги 35 т, имеют увеличенное сечение горячего тракта в области камеры сгорания и турбины низкого давления, диаметр которых может достигать 1000–1500 мм, а продольные габариты 300–500 мм и более [7]. Одновременно, современные конструкторские подходы к надежности и ресурсу конструкции нагруженной части статора требуют минимизировать применение сварки, что влечет за собой потребность в изготовлении крупногабаритных, увеличенных по диаметру и высоте заготовок статорных деталей сложного переменного сечения.

Дальнейшее увеличение диаметра и массы слитка приводит к усложнению и удорожанию металлургических процессов выплавки и переплава, а также последующей деформационной и термической обработки, так как должно быть обеспечено однородное структурно-фазовое состояние сплава по всему сечению заготовки. При промышленном производстве крупногабаритных заготовок из сложнолегированных сплавов, содержащих элементы, склонные к ликвации в слитке (ниобий, вольфрам, цирконий),

производство дополнительно затруднено необходимостью введения дополнительных ковочных операций, а также повышенными потерями металла из-за поверхностных дефектов, особенно на первых стадиях передела слитка [8, 9].

В связи с этим актуальным направлением практического металловедения является задача получения крупногабаритных заготовок деталей корпуса ГТД сложной формы, близкой к изделию, с оптимальной и равномерной структурой методом ГИП из гранул [10]. В качестве объекта исследований выбран сплав ВЖ172 (RU 2256717) – наиболее высокопрочный из разработанных и применяемых в промышленном производстве РФ свариваемый никелевый сплав (ХН56К16МБВЮТ [11]).

Цель данной работы – практическое обоснование возможности производства деталей из свариваемого сплава ВЖ172 методом ГИП. Комплекс механических и технологических свойств заготовок для деталей сборочной единицы статора ГТД, изготавливаемых из свариваемых никелевых сплавов, во многом обеспечивается за счет мелкого однородного рекристаллизованного зерна [12]. В этой связи исследованы возможности формирования мелкозернистой структуры твердого раствора с использованием гранул определенной размерной фракции, а также эволюции структурно-фазовых составляющих сплава ВЖ172 на стадиях ГИП и термической обработки.

Работа выполнена с использованием оборудования ЦКП «Климатические испытания» НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ в рамках реализации комплексных научных проблем 9.7. «Высокотемпературные деформируемые сплавы и композиционные материалы, упрочненные тугоплавкими металлическими волокнами и частицами, карбидами, нитридами и др., истираемые уплотнительные материалы» и 10.6. «Технологии производства сварных конструкций перспективных ГТД из жаропрочных свариваемых сплавов» («Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года») [13].

Материалы и методы

Для получения компактированных заготовок и проведения исследований использовали порошок сплава ВЖ172 фракции 10–70 мкм, полученный методом газовой атомизации слитка вакуумно-индукционной выплавки. Химический состав плавки приведен в табл. 1.

Таблица 1

Химический состав исследуемой плавки сплава ВЖ172

Содержание элемента, % (по массе)									
Ni	Co	Cr	Al	Ti	Nb	Mo	W	Zr	C
Основа	15,1	14,9	1,46	1,34	4,30	4,5	1,4	0,80	0,07

После отделения пылевой фракции с размером частиц <5 мкм и скрапа (крупных частиц неправильной формы) проводили рассев для получения рабочей фракции. Определяли остаточное содержание газов в порошке [14] – кислорода и азота, которое составило: O = 0,014 % (по массе) и N = 0,0014 % (по массе).

Компактирование материала осуществляли в стальных капсулах, подвергавшихся после засыпки гранул дегазации и вакуумной пайке. Внешний вид капсул представлен на рис. 1. Отработку режимов ГИП проводили с нагревом в газостате, выдержкой при выбранных температурах с избыточным давлением среды аргона и охлаждением капсул вместе с газостатом. Последующую термическую обработку материала проводили в камерных печах электросопротивления на воздухе.

Изображения микроструктуры получали методами световой микроскопии с выявлением структуры зерен твердого раствора травлением в «трехкислотном» реактиве. Анализ изображений с определением балла зерна по ГОСТ 5639–82 выполняли методом хорд по алгоритму программы SIAMS [15]. Исследование микроструктуры фазовых составляющих проводили на растровом электронном микроскопе (РЭМ) в режиме обратноотраженных электронов для нетравленных шлифов и в режиме вторичных электронов для выявления морфологии упрочняющей фазы после травления шлифов в растворе бихромата калия.



Рис. 1. Капсулы для компактирования гранул из сплава ВЖ172 после горячего изостатического прессования

Определение локального элементного состава проводили на РЭМ, оснащенный энергодисперсионным спектрометром в соответствии с ГОСТ Р ИСО 22309–2015 (локальность анализа 1 мкм^2 , глубина анализа 1 мкм) с применением калибровки по сертифицированным эталонам. Диапазон регистрируемых элементов для качественного анализа – от Ве (атомный номер $Z = 4$) до U ($Z = 92$), для количественного анализа – от Na (атомный номер $Z = 11$) до U ($Z = 92$). Анализ и обработка данных выполнены с применением программного обеспечения AZtec 2.3. Все приведенные значения локального элементного состава определены как среднее по 5–10 измерениям.

Механические свойства определяли на цилиндрических образцах в соответствии с ГОСТ 1497–84, ГОСТ 9651–84 и ГОСТ 10145–81 (по два образца на каждый вид испытаний).

Результаты и обсуждение

Исследовали структуру гранул сплава ВЖ172 в полном сечении методом РЭМ. Твердый раствор кристаллизованной гранулы представляет собой типичную дендритную структуру с формированием карбидной и интерметаллидной эвтектики, содержащей тугоплавкие элементы (Nb и Zr) в междендритном пространстве. Изображение структуры гранулы и локальный элементный анализ показаны на рис. 2. Видно, что в междендритном пространстве концентрация Nb существенно выше, чем в осях дендритов, а Zr полностью связан в эвтектических составляющих и в твердом растворе отсутствует.

Температурный режим ГИП для никелевых дисковых сплавов, доля упрочняющей интерметаллидной γ' -фазы в которых находится в пределах 30–60 % (по массе), выбирается, как правило, исходя из температуры интенсивной рекристаллизации и активизации механизмов ползучести [16], и находится в зависимости от температуры полного растворения γ' -фазы вблизи ее температуры сольвус. Для свариваемых высокопрочных никелевых сплавов температурный интервал эффективной термомеханической обработки

значительно превосходит температуру сольвус γ' -фазы (900–1100 °С), содержание которой ограничено уровнем 15–30 % (по массе), и определяется сопротивлением текучести твердого раствора [17]. Снижение температуры ГИП может привести к формированию разнотельной структуры и сохранению наследственных границ гранул вследствие недостаточной энергии рекристаллизации. С другой стороны, ГИП при температуре вблизи температуры солидус сплава создает условия для интенсивной собирательной рекристаллизации зерна и возможного оплавления эвтектических фаз.

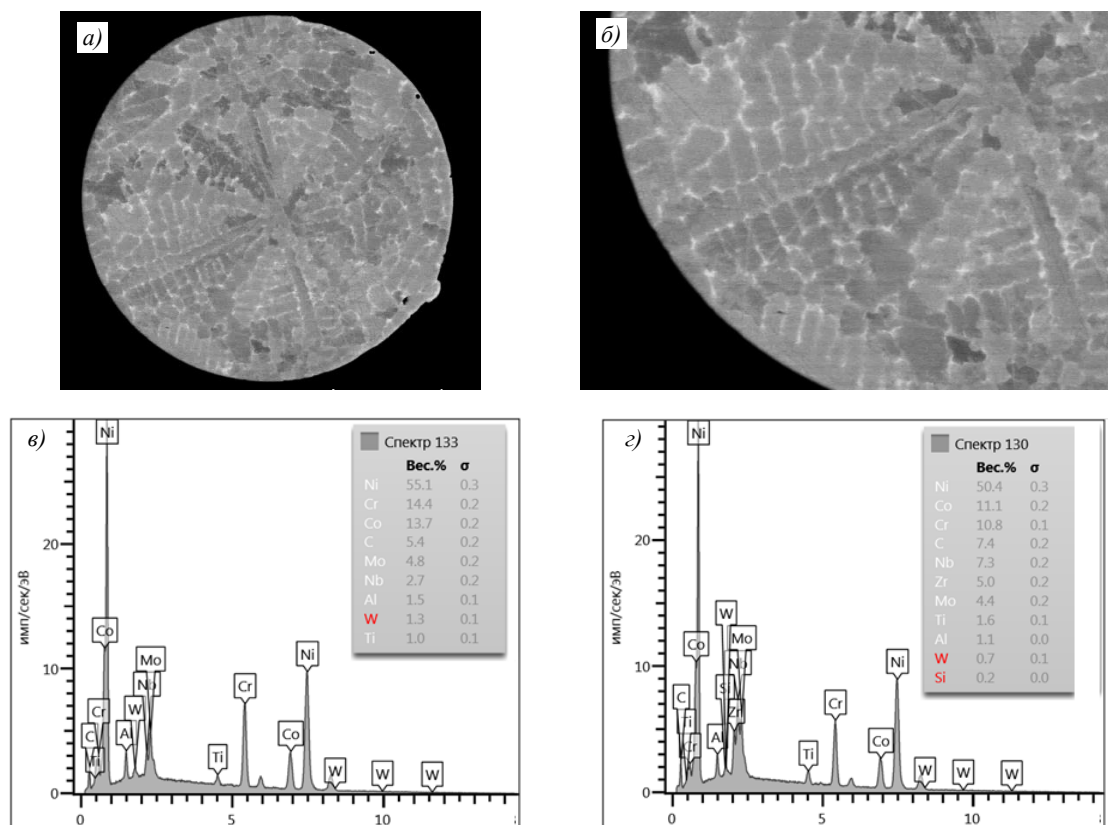


Рис. 2. Микроструктура гранулы сплава ВЖ172 (РЭМ): *а* – общий вид ($\times 2500$); *б* – распределение эвтектики (светлые области) в междендритном пространстве ($\times 5000$); *в*, *г* – элементный анализ зоны внутри ячеек дендритов и междендритного пространства соответственно

В связи с этим при выборе экспериментальных температурных режимов ГИП для сплава ВЖ172 руководствовались областью гомогенности твердого раствора до температуры начала плавления эвтектической фазы Ni_3Al (Nb, Zr), известных из работы [18]. Горячее изостатическое прессование проводили по двум режимам: ГИП 1 = $T_{\text{солв. эвт}} - 10$ °С и ГИП 2 = $T_{\text{солв. эвт}} - 40$ °С. Материал, полученный в результате ГИП по двум температурным режимам, исследовали методом оптической микроскопии для выявления возможной пористости и оценки структуры зерна. Структура материала после ГИП – сплошная, не содержит пористости и расслоений. По всему объему материала видны включения карбидных частиц дисперсностью < 1 мкм. На наследуемых границах гранул отмечено выделение дискретных частиц оксидов тугоплавких металлов размером 1–1,5 мкм, имеющих более интенсивное, чем у карбидов, отражение в темнопольном режиме изображения. Вид микроструктуры с неметаллическими включениями, декорирующими наследственные границы гранул после ГИП, представлен на рис. 3.

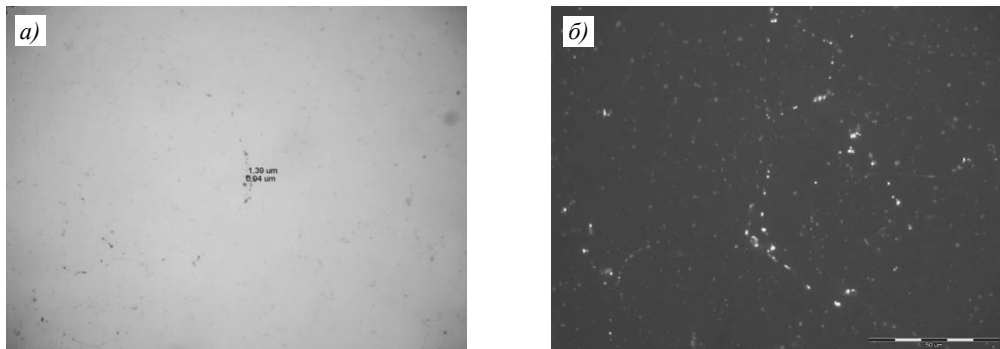


Рис. 3. Микроструктура ($\times 1000$) и вид неметаллических включений в материале ВЖ172 после ГИП гранул (оптическая микроскопия): светлопольное (*a*) и темнопольное изображения (*б*)

Структура зерна твердого раствора в процессе ГИП формируется при диффузии элементов через границы гранул и последующей рекристаллизации гранул через их первичные границы, после чего происходит преимущественно собирательная рекристаллизация, особенно интенсивно протекающая в процессе последующего после ГИП нагрева под закалку. Микроструктура материала ВЖ172 после ГИП имеет полностью рекристаллизованную структуру твердого раствора (рис. 4, *a*). На границах зерен локально выделяются скопления частиц интерметаллидной эвтектики, приобретшие вид несплошностей в результате травления для выявления границ зерен. Такие скопления распределены равномерно в объеме материала. Кроме того, в теле зерен присутствуют равномерно распределенные более мелкие (< 1 мкм) дискретные частицы интерметаллидной эвтектики (рис. 4, *б*).

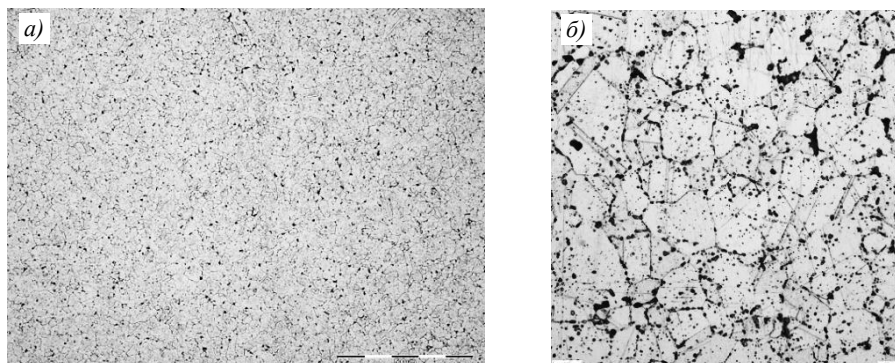


Рис. 4. Микроструктура зерна в материале ВЖ172 после ГИП: *a* – вид микроструктуры зерна твердого раствора ($\times 100$); *б* – вид зернограницных и внутризеренных выделений частиц эвтектической фазы (черного цвета) ($\times 500$)

В зависимости от температурного режима ГИП, твердый раствор компактированного материала ВЖ172 имеет распределение балла зерна: от 5 до 8 номера – для режима ГИП 1 и от 6 до 9 номера – для режима ГИП 2. Распределение размерных групп зерна (по баллу) в зависимости от занимаемой в материале площади представлено на гистограммах на рис. 5 *a*, *б*. После проведения закалки наблюдается некоторый рост зерна (рис. 5 *в*, *г*): для материала, прошедшего ГИП 1, отмечено появление зерен 4-го балла при сохранении доли зерна 5-го балла (15 %), в образце материала с ГИП 2 доля зерен 5-го балла увеличилась с 5 до 15 %. Основная структура (> 60 %) твердого раствора после закалки представлена зернами: 6–7 балла – в образце ГИП 1 и 6–8 балла – в образце ГИП 2.

Изучены и определены особенности формирования фазовых составляющих в компактированном материале ВЖ172 после ГИП по различным режимам в сравнении с деформированным материалом, полученным по стандартной технологии. Вид микроструктуры фазовых составляющих в материале после ГИП и в деформированном образце после закалки представлен на рис. 6.

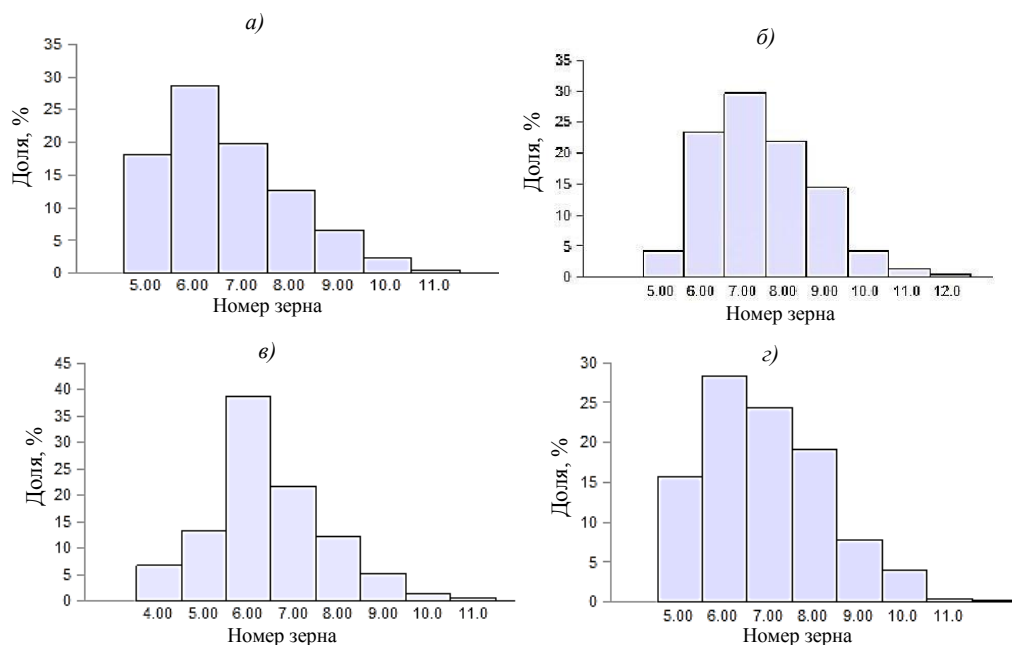


Рис. 5. Гистограммы распределения балла зерна по площади сечения: *а* – режим ГИП 1; *б* – режим ГИП 2; *в* – режим ГИП 1 + закалка; *г* – режим ГИП 2 + закалка

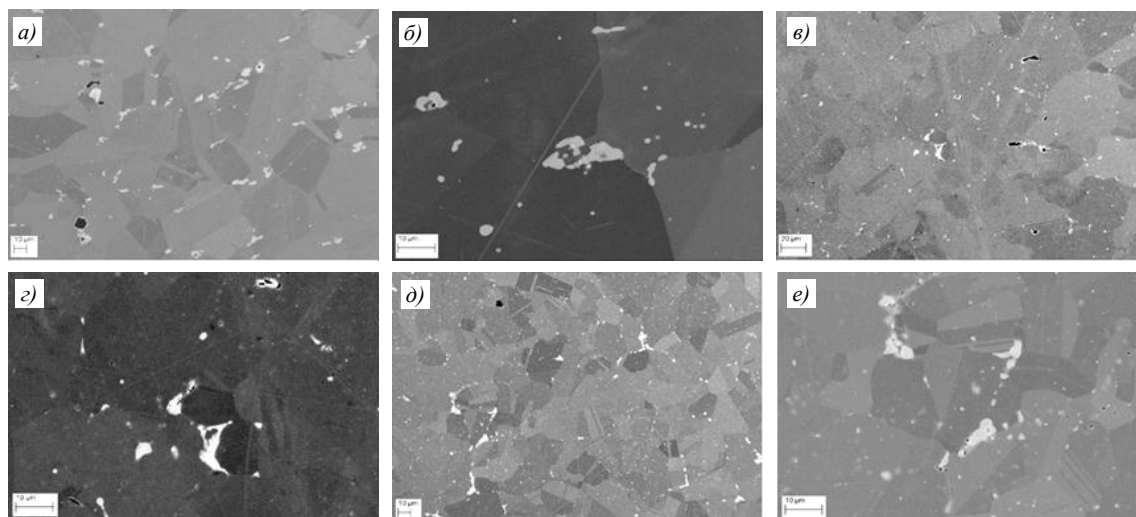


Рис. 6. Распределение интерметаллидной эвтектической фазы в микроструктуре сплава ВЖ172: *а, б* – деформированная кольцевая заготовка; *в, г* – компактированный материал по режиму ГИП 1; *д, е* – компактированный материал по режиму ГИП 2

Особенностью структуры компактированного из гранул материала ВЖ172 является формирование и распределение частиц эвтектической $\gamma'_{\text{эвт}}$ -фазы состава $\text{Ni}_3\text{Al}(\text{Nb}, \text{Zr})$. В деформированном из слитка материале частицы эвтектики, кристаллизовавшиеся в междендритном пространстве, располагаются на границах зерен в ходе

многоступенчатой деформации и рекристаллизации в виде скоплений частиц размером 5–15 мкм. Характер распределения таких скоплений может быть неравномерным по сечению заготовки и находится в зависимости от областей пластического течения металла при горячей деформации. Наиболее равномерного распределения частиц $\gamma'_{\text{эвт}}$ -фазы удастся добиться при листовой прокатке сплава ВЖ172 [19]. В материале, полученном после ГИП, также присутствуют крупные конгломераты частиц, но их объемная доля (~2–3) % (объемн.) существенно меньше, чем в деформированном материале (~5–7) % (объемн.). Помимо крупных частиц, в компактированном материале ВЖ172 присутствуют дисперсные $\gamma'_{\text{эвт}}$ -частицы размером <1 мкм, которые распределены в теле зерна равномерно по всему сечению. Такой характер распределения $\gamma'_{\text{эвт}}$ -частиц может свидетельствовать о том, что в результате нагрева при проведении ГИП происходит процесс диффузии ниобия и циркония из тонкодисперсных выделений в междендритном пространстве гранулы на ее границу, где в результате взаимодействия поверхностей соседних гранул, взаимной диффузии и последующего процесса рекристаллизации формируются новые границы зерен с крупными $\gamma'_{\text{эвт}}$ -частицами. Однако кинетика этого процесса ограничена температурно-временными параметрами ГИП и оказывается недостаточной для полной диффузии циркония на границы зерен с образованием крупных $\gamma'_{\text{эвт}}$ -частиц. Оставшаяся доля междендритных выделений интерметаллидной фазы никель-цирконий образует дисперсные частицы на наследуемых границах гранул внутри рекристаллизованных границ зерен твердого раствора. Аналогичным образом происходит распределение в структуре карбидов типа NbC, которые находятся вместе с крупными $\gamma'_{\text{эвт}}$ -частицами на рекристаллизованных границах зерен, а также в виде дисперсных частиц размером <1 мкм – на наследуемых границах гранул. Помимо указанных фаз, на отдельных участках, ассоциируемых с наследуемыми границами гранул, отмечено формирование оксидов на основе Zr и Nb, образовавшихся, по-видимому, в результате насыщения гранул кислородом при газовой атомизации. Локальный химический анализ фаз и результаты их идентификации представлены в табл. 2.

Таблица 2

Локальный химический состав фаз в образцах сплава ВЖ172 (Н/о – не обнаружен)

Тип фазы	Содержание элементов, % (по массе)										Σ
	Al	Ti	Cr	Fe	Co	Ni	Zr	Nb	Mo	W	
Деформированный материал, стандартная термообработка по ТУ											
Средний состав	1,5	1,4	15,1	0,6	16,5	53,1	0,8	4,6	4,7	1,7	100,0
Основа сплава	1,7	1,3	15,8	0,5	16,8	52,8	0,3	4,1	4,8	1,8	99,9
Карбид MC	Н/о	7,1	0,5	Н/о	0,4	1,8	9,8	73,2	Н/о	0,5	93,3 ¹
Интерметаллид	Н/о	0,6	1,7	Н/о	9,2	55,6	20,1	12,6	Н/о	0,4	100,2 ²
Нитрид	Н/о	64,4	0,9	Н/о	0,5	1,9	8,8	6,6	Н/о	Н/о	83,1 ³
Образец после ГИП 2											
Средний состав	1,5	1,4	15,4	Н/о	13,8	55,9	0,8	4,6	5,2	1,5	100,1
Основа сплава	1,5	1,4	15,4	Н/о	13,8	56,5	0,4	4,1	5,1	1,6	99,8
Карбид MC*	0,4	3,3	9,8	Н/о	7,3	29,2	9,7	36,6	0,9	1,0	98,2 ¹
Интерметаллид	Н/о	0,5	1,9	Н/о	7,8	58,1	21,2	9,8	Н/о	0,5	99,8
Оксид на наследуемых границах зерен	0,5	2,5	4,6	Н/о	4,3	21,7	28,1	27,1	Н/о	Н/о	88,8 ⁴
Образец после ГИП 1											
Средний состав	1,5	1,4	15,6	Н/о	14,0	55,7	0,8	4,7	5,1	1,3	100,1
Основа сплава	1,5	1,4	15,7	Н/о	13,9	56,7	0,4	4,1	5,2	1,3	100,2
Карбид MC*	0,4	3,2	9,6	Н/о	7,8	28,9	9,6	36,4	0,9	0,9	97,7 ¹
Интерметаллид	Н/о	0,7	2,6	Н/о	7,8	57,8	21,1	9,2	Н/о	0,5	99,7
Оксид на наследуемых границах зерен	1,0	1,1	5,6	Н/о	6,1	27,7	14,4	18,4	0,7	0,8	75,8 ^{4,5}

¹ По данным качественного анализа присутствует углерод.
² Также содержит ~0,5 % (по массе) кремния.
³ По данным качественного анализа присутствует азот.
⁴ По данным качественного анализа присутствует кислород.
⁵ Также содержит ~1,3 % (по массе) кремния.
* Высокое содержание Ni следует отнести на счет захвата пучком окружающей частицу матрицы.

Компактированный материал из гранул сплава ВЖ172 подвергали закалке на твердый раствор по режиму, принятому для деформируемых заготовок: $T_{\text{зак}} = T_{\gamma' \text{ сольв}} + 50 \text{ }^\circ\text{C}$. При закалке заготовок из гранулируемых жаропрочных никелевых сплавов, полученных методом газовой атомизации, в ряде случаев отмечается эффект раскрытия газовых пор. В зарубежной литературе это явление обозначается как thermal induced porosity (ТИР), т. е. «пористость, вызванная нагревом» [20]. Суть этого эффекта заключается в раскрытии газовой пористости при нагреве компактированного материала под закалку. Процесс образования пор в гранулах происходит вследствие захвата аргона каплями расплава при атомизации и зависит от размера кристаллизующихся гранул. Для предотвращения возникновения пористости закалку дисковых гранульных сплавов проводят при температурах на 30–50 °С ниже температуры сольвус γ' -фазы, что позволяет сохранить достаточную прочность матрицы сплава и не допустить раскрытия пор, которые были пластически сжаты в процессе ГИП. Несмотря на то что закалка сплава ВЖ172 проводилась из однофазной области, при исследовании микроструктуры образцов компактированного материала аргоновой пористости не выявлено. Отсутствию эффекта ТИР при нагреве под закалку в сплаве ВЖ172 может способствовать выбранная рабочая фракция порошка с размером гранул 10–70 мкм, в которой образование закрытой газовой пористости менее вероятно. Кроме того, учитывая сравнительно низкую температуру закалки, применяемую для сплава ВЖ172, степень термического расширения металла в однофазной области, очевидно, недостаточна для возникновения эффекта ТИР.

Фазовые составляющие компактированного материала после закалки не претерпевают существенных изменений, отмечается некоторый рост объемной доли дисперсных интерметаллидных частиц в теле зерен, строение и химический состав которых требуют дальнейшего изучения (рис. 7 *а, б*). После проведения старения материала исследовали морфологию вторичных фаз. Дисперсные выделения упрочняющей γ' -фазы (Ni_3Al) имеют округлую морфологию частиц размером в диапазоне от 50 до 120 нм (рис. 7, *в*), также отмечено выделение ультрадисперсных частиц размером <30 нм на границах зерен между пластинами η -фазы (фаза типа Ni_3TiNb) с гексагональной кристаллической решеткой (рис. 7, *г*). Общий характер выделений вторичных фаз аналогичен деформированному материалу.

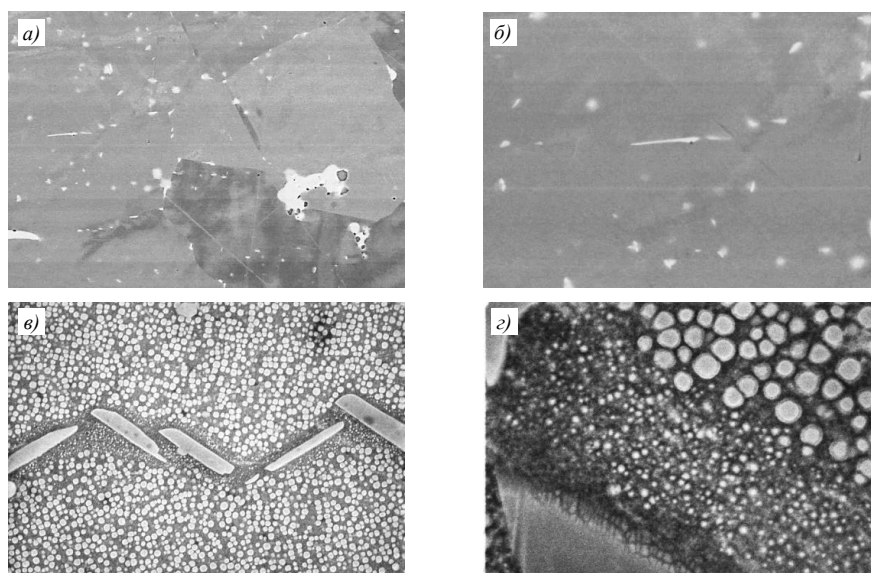


Рис. 7. Морфология фазовых составляющих компактированного материала ВЖ172 после термической обработки: *а, б* – морфология частиц $\gamma'_{\text{эвт}}$ -фазы после закалки (*а* – $\times 2000$; *б* – $\times 4500$); *в* – морфология частиц вторичной γ' -фазы после закалки и старения ($\times 20000$); *г* – морфология частиц η -фазы и третичной фазы после закалки и старения ($\times 70000$)

Из компактированных заготовок, прошедших ГИП I с последующей закалкой и старением, изготовлены образцы для проведения механических испытаний. Уровень приложенного напряжения при испытаниях на длительную прочность при температурах 650 и 700 °С выбран исходя из среднего значения предела длительной прочности на базе 100 ч для горячедеформированного материала ВЖ172. Результаты испытаний компактированного материала в сравнении с типичными (средними) свойствами для деформированной кольцевой заготовки из сплава ВЖ172 представлены в табл. 3.

Таблица 3

Механические свойства компактированного материала сплава ВЖ172 после ГИП, закалки и старения

Тип материала	Кратковременное растяжение						Долговечность при температуре, ч	
	$\sigma_B^{20^\circ}$	$\sigma_{0,2}^{20^\circ}$	$\delta_5^{20^\circ}$, %	$\sigma_B^{700^\circ}$	$\sigma_{0,2}^{700^\circ}$	$\delta_5^{700^\circ}$, %	τ^{650° при напряжении 770 МПа	τ^{700° при напряжении 620 МПа
	МПа			МПа				
Компактированный	1405	1025	15,8	1000	840	3,6	175	140
	1406	1025	17,6	1070	810	6,0	290	230
Деформированный	1340	900	25,0	950	800	4,0	100	100

По результатам испытаний видно, что условный предел текучести компактированного материала при комнатной температуре на 14 % выше среднего уровня значений для деформированного материала ВЖ172. При повышенной температуре это преимущество отсутствует. Некоторое снижение пластичности при комнатной температуре можно объяснить образованием дисперсных фаз – оксидов и интерметаллидов на наследуемых границах гранул, однако это требует дополнительного подтверждения. Значения долговечности компактированного материала превышают типичные значения для деформированных заготовок при напряжениях, соответствующих средним значениям жаропрочности сплава ВЖ172 на базе 100 ч. Исходя из изученных особенностей структуры компактированного методом ГИП из гранул материала ВЖ172 и его уровня механических свойств, данная технология может быть успешно применена для получения крупногабаритных заготовок деталей для сборочных единиц статора перспективных двигателей, к которым предъявляются высокие требования к комплексу рабочих характеристик при температуре до 750 °С при сохранении свариваемости.

Заключения

Компактированный материал, полученный методом ГИП из гранул высокопрочного свариваемого никелевого сплава ВЖ172, легированного ниобием и цирконием, имеет качественную структуру, не содержащую внутренних дефектов.

После ГИП структура твердого раствора компактированного материала состоит из зерен 6–7 балла по ГОСТ 5639–82. Фаза $\gamma'_{\text{эвт}}$ состава $\text{Ni}_3\text{Al}(\text{Nb}, \text{Zr})$ присутствует в виде двух структурных составляющих: крупных конгломератов на границах рекристаллизованных зерен, а также дисперсных частиц на наследуемых границах гранул с их равномерным распределением в структуре материала.

Присутствие избыточного кислорода (до 0,014 % (по массе)) в гранулах, полученных методом газовой атомизации, приводит к образованию дисперсных оксидов на основе циркония и ниобия, располагающихся на наследуемых границах гранул. После закалки компактированных заготовок не отмечалось эффекта раскрытия газовой пористости (ТИР).

Химический состав и тип фазовых составляющих компактированного материала ВЖ172, представленных интерметаллидной $Ni_3Al(Nb, Zr)$ и карбидной (NbC) эвтектикой, соответствует деформированному состоянию сплава. Округлая морфология и дисперсность (50–150 нм) выделений упрочняющей вторичной γ' -фазы после старения не имеет существенных отличий от ее вида в деформированном состоянии материала.

Уровень механических свойств компактированного материала при комнатной температуре на 14 % (по пределу текучести) выше среднего уровня характеристик деформированных заготовок из сплава ВЖ172, пластичность при комнатной температуре снижена на 10–12 %. При повышенной температуре характеристики компактированного и деформированного материала ВЖ172 сопоставимы. Компактированный материал обладает долговечностью при температурах 650 и 700 °С больше средней на 50–100 %.

Список источников

1. Либенсон Г.А., Лопатин В.Ю., Комарницкий Г.В. Процессы порошковой металлургии: учебник для вузов в 2 т. М.: МИСИС, 2002. Т. 2: Формование и спекание. 320 с.
2. Карасев О.И., Вишневский К.О., Веселитская Н.Н., Великанова Н.П., Каблов Е.Н. Форсайт развития авиационной науки и технологий до 2030 года и на дальнейшую перспективу. М.: ЦАГИ, 2014. 280 с.
3. Reed R.C. The Superalloys Fundamentals and Applications. Cambridge: Cambridge University Press, 2006. 372 p.
4. Логунов А.В., Шмотин Ю.Н. Современные жаропрочные никелевые сплавы для дисков газовых турбин (материалы и технологии). М.: Наука и технология, 2013. 264 с.
5. Иноземцев А.А., Сандарский В.Л. Газотурбинные двигатели. Пермь: Авиадвигатель, 2006. 1204 с.
6. Schafrik R.E., Ward D.D., Groh J.R. Application of Alloy 718 in GE Aircraft Engines: Past, Present and Next Five Years // Superalloys 718, 625, 706 and Various Derivatives / ed. by E.A. Loria. TMS (The Minerals, Metals & Materials Society), 2001. P. 1–10. DOI: 10.7449/2001/SUPERALLOYS_2001_1_11.
7. Каблов Е.Н. ВИАМ: материалы нового поколения для ПД-14 // Крылья Родины. 2019. № 7–8. С. 54–58.
8. Капитаненко Д.В., Моисеев Н.В., Баженов А.Р., Гладков Ю.А. Разработка с применением компьютерного моделирования технологии изотермической штамповки на воздухе заготовок дисков турбокомпрессоров // Труды ВИАМ. 2022. № 4 (110). Ст. 02. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 17.06.2022). DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-4-13-21.
9. Шпагин А.С., Кучеряев В.В., Бубнов М.В. Компьютерное моделирование процессов термомеханической обработки жаропрочных никелевых сплавов ВЖ175 и ЭП742 // Труды ВИАМ. 2019. № 8 (80). Ст. 04. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 17.06.2022). DOI: 10.18577/2307-6046-2019-0-8-27-35.
10. Разуваев Е.И., Бубнов М.В., Бакрадце М.М., Сидоров С.А. ГИП и деформация гранулированных жаропрочных никелевых сплавов // Авиационные материалы и технологии. 2016. № S1 (43). С. 80–86. DOI: 10.18577/2071-9140-2016-0-S1-80-86.
11. ГОСТ 5632–2014. Легированные нержавеющие стали и сплавы коррозионностойкие, жаростойкие и жаропрочные. Марки. М.: Стандартинформ, 2015. 52 с.
12. Лукин В.И., Ковальчук В.Г., Иода Е.Н. Сварка плавлением – основа сварочного производства // Авиационные материалы и технологии. 2017. № S. С. 130–143. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-S-130-143.
13. Каблов Е.Н. Инновационные разработки ФГУП «ВИАМ» ГНЦ РФ по реализации «Стратегических направлений развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года» // Авиационные материалы и технологии. 2015. № 1 (34). С. 3–33. DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-1-3-33.

14. Алексеев А.В., Растегаева Г.Ю., Пахомкина Т.Н. Определение кислорода и азота в порошках никелевых сплавов // Труды ВИАМ. 2018. № 8 (68). Ст. 11. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 20.07.2022). DOI: 10.18577/2307-6046-2018-0-8-112-119.
15. Бакрадзе М.М., Волков А.М., Шестакова А.А., Летников М.Н., Бубнов М.В. Особенности изменения размера зерен в дисковом гранулируемом жаропрочном никелевом сплаве, произведенном по различным технологиям // Труды ВИАМ. 2018. № 2 (62). Ст. 01. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения 20.07.2022). DOI: 10.18577/2307-6046-2018-0-2-1-1.
16. Гессингер Г.Х. Порошковая металлургия жаропрочных сплавов / пер. с англ. Челябинск: Металлургия, 1988. 320 с.
17. Рынденков Д.В., Волкова Е.Н., Астапов А.Н. Температура полного растворения γ' -фазы в жаропрочных никелевых сплавах в зависимости от состояния материала // Технология металлов. 2017. № 10. С. 6–11.
18. Дворецков Р.М., Мазалов И.С., Морозова Г.И., Филонова Е.В. Особенности легирования, фазового состава и структуры никелевого деформируемого жаропрочного сплава ВЖ172 // Металловедение и термическая обработка металлов. 2014. № 4 (706). С. 12–18.
19. Мазалов И.С., Филонова Е.В., Ломберг Б.С. Формирование структуры при деформации и термической обработке заготовок деталей из никелевого высокопрочного свариваемого сплава ВЖ172 // Труды ВИАМ. 2013. № 12. Ст. 01. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 10.07.2022).
20. Huron E.S., Casey R.L., Henry M.F., Mourer D.P. The influence of alloy chemistry and powder production methods on porosity in a P/M nickel-base superalloy // Superalloys. TMS (The Minerals, Metals & Materials Society), 1996. P. 667–676. DOI: 10.7449/1996/SUPERALLOYS_1996_667_676.

References

1. Libenson G.A., Lopatin V.Yu., Komarnitsky G.V. *Processes of powder metallurgy: textbook for universities in 2 vols.* Moscow: MISIS, 2002. Vol. 2: Molding and sintering, 320 p.
2. Karasev O.I., Vishnevsky K.O., Veselitskaya N.N., Velikanova N.P., Kablov E.N. *Foresight of the development of aviation science and technology until 2030 and beyond.* Moscow: TsAGI, 2014, 280 p.
3. Reed R.C. *The Superalloys Fundamentals and Applications.* Cambridge: Cambridge University Press, 2006, 372 p.
4. Logonov A.V., Shmotin Yu.N. *Modern heat-resistant nickel alloys for gas turbine disks (materials and technologies).* Moscow: Nauka i tekhnologiya, 2013, 264 p.
5. Inozemtsev A.A., Sandarsky V.L. *Gas turbine engines.* Perm: Aviadvigatel, 2006, 1204 p.
6. Schafrik R.E., Ward D.D., Groh J.R. Application of Alloy 718 in GE Aircraft Engines: Past, Present and Next Five Years. *Superalloys 718, 625, 706 and Various Derivatives.* Ed. by E.A. Loria. TMS (The Minerals, Metals & Materials Society), 2001, pp. 1–10. DOI: 10.7449/2001/SUPERALLOYS_2001_1_11.
7. Kablov E.N. VIAM: new generation materials for PD-14. *Krylya Rodiny*, 2019, no. 7–8, pp. 54–58.
8. Kapitanenko D.V., Moiseev N.V., Bazhenov A.R., Gladkov Yu.A. Development of the isothermal deformation on air technology of production turbocharger disks using computer modeling. *Trudy VIAM*, 2022, no. 4 (110), paper no. 02. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: June 17, 2022). DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-4-13-21.
9. Shpagin A.S., Kucheryaev V.V., Bubnov M.V. Computer simulation of thermomechanical processing of heat-resistant nickel alloys VZh175 and EP742. *Trudy VIAM*, 2019, no. 8 (80), paper no. 04. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: June 17, 2022). DOI: 10.18577/2307-6046-2019-0-8-27-35.
10. Razuvaev E.I., Bubnov M.V., Bakradze M.M., Sidorov S.A. HIP and deformation of the granulated heat resisting nickel alloys. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2016, no. S1, pp. 80–86. DOI: 10.18577/2071-9140-2016-0-S1-80-86.
11. State Standard 5632–2014. *Alloyed stainless steels and alloys are corrosion resistant, heat resistant and heat resistant.* Marks. Moscow: Standartinform, 2015, 52 p.

12. Lukin V.I., Kovalchuk V.G., Ioda E.N. Fusion welding is a core of welding manufacturing. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2017, no. S, pp. 130–143. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-S-130-143.
13. Kablov E.N. Innovative developments of FSUE «VIAM» SSC of RF on realization of «Strategic directions of the development of materials and technologies of their processing for the period until 2030». *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2015, no. 1 (34), pp. 3–33. DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-1-3-33.
14. Alekseev A.V., Rastegayeva G.Yu., Pakhomkina T.N. Determination of oxygen and nitrogen in nickel alloy powders. *Trudy VIAM*, 2018, no. 8 (68), paper no. 11. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: July 20, 2022). DOI: 10.18557/2307-6046-2018-0-8-112-119.
15. Bakradze M.M., Volkov A.M., Shestakova A.A., Letnikov M.N., Bubnov M.V. The features of the grains size changing in the p/m Ni-base superalloy for disks application produced via different technologies. *Trudy VIAM*, 2018, no. 2, paper no. 01. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: July 20, 2022). DOI: 10.18577/2307-6046-2018-0-2-1-1.
16. Gessinger G.Kh. *Powder metallurgy of heat-resistant alloys*. Trans. from Engl. Chelyabinsk: Metallurgiya, 1988, 320 p.
17. Ryndenkov D.V., Volkova E.N., Astapov A.N. The temperature of complete dissolution of the γ' -phase in heat-resistant nickel alloys depending on the state of the material // *Tekhnologiya metallov*, 2017, no. 10, pp. 6–11.
18. Dvoretsov R.M., Mazalov I.S., Morozova G.I., Filonova E.V. Peculiarities of alloying, phase composition and structure of nickel deformable heat-resistant alloy VZh172 // *Metallovedeniye i termicheskaya obrabotka metallov*, 2014, no. 4 (706), pp. 12–18.
19. Mazalov I.S., Filonova E.V., Lomberg B.S. Formation of microstructure of nickel weldable VGH172 superalloy in process of deformation and heat treatment of semi-finished products. *Trudy VIAM*, 2013, no. 12, paper no. 01. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: July 10, 2022).
20. Huron E.S., Casey R.L., Henry M.F., Mourer D.P. The influence of alloy chemistry and powder production methods on porosity in a P/M nickel-base superalloy. *Superalloys*. TMS (The Minerals, Metals & Materials Society), 1996, pp. 667–676. DOI: 10.7449/1996/SUPERALLOYS_1996_667_676.

Информация об авторах

Мазалов Иван Сергеевич, ведущий инженер, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Волков Александр Максимович, начальник сектора, к.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Ломберг Борис Самуилович, главный научный сотрудник, д.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ

Чабина Елена Борисовна, ведущий научный сотрудник, к.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Information about the authors

Ivan S. Mazalov, Leading Engineer, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Alexander M. Volkov, Head of Sector, Candidate of Sciences (Tech.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Boris S. Lomberg, Chief Researcher, Doctor of Sciences (Tech.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM

Elena B. Chabina, Leading Researcher, Candidate of Sciences (Tech.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Статья поступила в редакцию 09.08.2022; одобрена и принята к публикации после рецензирования 31.08.2022.
The article was submitted 09.08.2022; approved and accepted for publication after reviewing 31.08.2022.