

УДК 669.2/8

<https://doi.org/10.17073/0021-3438-2026-1-69-80>

Научная статья

Research article



Структура и свойства тугоплавкого композиционно-сложного сплава Ti–Nb–Zr, полученного в процессе прямого лазерного выращивания

И.В. Красанов, А.Д. Евстифеев, Н.Р. Алымов, С.С. Шабунина,
М.А. Жилина, У.С. Королева, Н.Д. Степанов, Н.Ю. Юрченко

Санкт-Петербургский государственный морской технический университет
Россия, 198095, г. Санкт-Петербург, Ленинский пр-т, 101

✉ Игорь Владиславович Красанов (igor.krasanov.99@mail.ru)

Аннотация: Исследование посвящено изучению микроструктуры и механических свойств тугоплавкого композиционно-сложного сплава Ti₂NbZr, впервые полученного методом прямого лазерного выращивания (ПЛВ) из порошка заданного химического состава. Определены оптимальные параметры процесса ПЛВ, в частности мощность лазера (1600 Вт), обеспечившая минимальную пористость (0,031 %). Анализ выявил формирование однофазной ОЦК-структуры, гетерогенной по строению: крупные столбчатые зерна чередуются с прослойками мелких равноосных. Средний размер зерна уменьшался с увеличением высоты образца. Результаты механических испытаний свидетельствуют о сочетании высоких прочности и пластичности сплава: предел текучести ~810 МПа, временное сопротивление ~815 МПа, относительное удлинение после разрыва – 16 %. Теоретическая оценка вклада механизмов упрочнения показала хорошее согласие с экспериментом. Установлено, что основной вклад в прочность материала вносит твердорастворное упрочнение. Результаты исследования подтверждают перспективность использования ПЛВ для изготовления высококачественных изделий из сплава Ti₂NbZr с механическими свойствами, превышающими аналоги, полученные традиционными и аддитивными технологиями.

Ключевые слова: тугоплавкие композиционно-сложные сплавы, прямое лазерное выращивание, микроструктура, механические свойства.

Благодарности: Работа выполнена при финансовой поддержке гранта Российского научного фонда № 24-79-10068 (<https://rscf.ru/project/24-79-10068/>).

Для цитирования: Красанов И.В., Евстифеев А.Д., Алымов Н.Р., Шабунина С.С., Жилина М.А., Королева У.С., Степанов Н.Д., Юрченко Н.Ю. Структура и свойства тугоплавкого композиционно-сложного сплава Ti–Nb–Zr, полученного в процессе прямого лазерного выращивания. *Известия вузов. Цветная металлургия*. 2026;32(1):69–80. <https://doi.org/10.17073/0021-3438-2026-1-69-80>

Microstructure and mechanical properties of a refractory Ti–Nb–Zr complex concentrated alloy produced by laser-based directed energy deposition (DED-LB)

I.V. Krasanov, A.D. Evstifeev, N.R. Alymov, S.S. Shabunina, M.A. Zhilina,
U.S. Koroleva, N.D. Stepanov, N.Yu. Yurchenko

Saint Petersburg State Marine Technical University
101, Leninskiy Prosp., St. Petersburg 198095, Russia

✉ Igor V. Krasanov (igor.krasanov.99@mail.ru)

Abstract: This study investigates the microstructure and mechanical properties of a refractory Ti₂NbZr complex concentrated alloy fabricated for the first time by laser-based directed energy deposition (DED-LB) from a pre-alloyed powder. The optimal processing parameters were identified; specifically, a laser power of 1600 W ensured a minimum porosity of 0.031 %. Comprehensive analysis revealed

the formation of a single-phase BCC structure with a heterogeneous morphology, in which large columnar grains alternated with layers of fine equiaxed grains. The average grain size decreased with increasing specimen height. Mechanical testing demonstrated a favorable combination of strength and ductility, with a yield strength of ~810 MPa, an ultimate tensile strength of ~815 MPa, and an elongation of 16 %. A theoretical assessment of the contributions of the strengthening mechanisms showed good agreement with the experimental data. Solid-solution strengthening was found to make the dominant contribution to the alloy strength. The results confirm the potential of DED-LB for manufacturing high-quality Ti₂NbZr components with mechanical properties superior to those of counterparts produced by conventional and additive technologies.

Key words: refractory complex concentrated alloys, laser-based directed energy deposition, microstructure, mechanical properties.

Acknowledgements: This study was supported by Russian Science Foundation, grant No. 24-79-10068 (<https://rscf.ru/project/24-79-10068/>).

For citation: Krasanov I.V., Evstifeev A.D., Alymov N.R., Shabunina S.S., Zhilina M.A., Koroleva U.S., Stepanov N.D., Yurchenko N.Yu. Microstructure and mechanical properties of a refractory Ti–Nb–Zr complex concentrated alloy produced by laser-based directed energy deposition (DED-LB). *Izvestiya Non-Ferrous Metallurgy*. 2026;32(1):69–80. <https://doi.org/10.17073/0021-3438-2026-1-69-80>

Введение

Композиционно-сложные сплавы (КСС), часто рассматриваемые в литературе в тесной связи с высоко- и среднеэнтальпийными сплавами, но охватывающие более широкое композиционное пространство [1], в особенности тугоплавкие композиционно-сложные сплавы (ТКСС), привлекают внимание исследователей благодаря своим уникальным свойствам. Их отличают уникальная прочность при высоких температурах [1–3], способность ее сохранять [4], технологичность [5], вязкость разрушения [6], ударная вязкость [7], а также жаростойкость [8]. Эти характеристики делают ТКСС перспективными кандидатами для применений в экстремальных условиях.

Несмотря на впечатляющий потенциал, практическое внедрение ТКСС сталкивается с системными ограничениями. Традиционные методы производства — такие, как вакуумно-дуговой переплав с последующей механической обработкой, становятся экономически нецелесообразными при создании деталей со сложной геометрией из-за высоких материальных потерь и технологической сложности обработки твердых и хрупких материалов. Аддитивные технологии, в частности прямое лазерное выращивание (ПЛВ), открывают новые перспективы, позволяя не только минимизировать отходы, но и создавать градиентные структуры и функционально-градиентные материалы [9].

К настоящему времени значительное число композиций ТКСС синтезировано с применением ПЛВ [10–21]. Наиболее успешные результаты достигнуты при использовании порошков заданного химического состава, что позволяет избежать проблем, связанных с неоднородностью распределения в сплаве элементов с различными тем-

пературами плавления и плотностью [14; 16–18]. В отличие от синтеза из смесей элементарных порошков, при котором сложно достичь гомогенного химического состава [10–12; 15; 21], применение порошков заданного химического состава теоретически способствует формированию более однородной микроструктуры. Однако даже в этом случае экстремальные термические циклы, характерные для ПЛВ, могут приводить к возникновению специфических структурных особенностей, включая образование метастабильных фаз, химическую сегрегацию по границам зерен и формирование значительных остаточных напряжений, которые существенно влияют на конечные свойства изделий.

Целью данной работы являлось восполнение фундаментального пробела в понимании взаимосвязей между параметрами ПЛВ, термической историей и формирующейся микроструктурой для конкретных систем ТКСС, получаемых из порошков заданного химического состава. Для этого было проведено систематическое исследование сплава Ti₂NbZr, синтезированного методом ПЛВ. Литературные данные по свойствам близких по составу сплавов, полученных как традиционными методами [22–25], так и с применением аддитивных технологий [26], позволяют предположить, что в сплаве Ti₂NbZr возможно достижение высокой прочности и пластичности при температурах до ~600–700°C, что делает его перспективным для изготовления деталей авиационных турбин.

1. Методики исследований

В качестве исходного материала использовался порошок Ti₂NbZr, полученный методом плазмен-

ной атомизации (рис. 1). Химический состав порошка Ti_2NbZr был следующий:

Ti, ат. %	50,1 ± 0,4
Nb, ат. %	24,1 ± 0,4
Zr, ат. %	25,8 ± 0,5
N, г/т	20 ± 4
O, г/т	535 ± 11

Физико-технические свойства порошка приведены в табл. 1.

На рис. 1 на поверхности частиц можно видеть мелкие (3–20 мкм) округлые образования (частый дефект порошков), называемые сателлитами, которые могут снижать текучесть. По результатам входного контроля текучесть порошка составила 20 с (см. табл. 1), что соответствует требованиям ГОСТ 20899-98 (ИСО 4490-78) и является допустимым для аддитивного производства.

С использованием установки для прямого лазерного выращивания ИЛИСТ-S (Институт лазерных и сварочных технологий, СПбГМТУ, г. Санкт-Петербург) была напечатана серия образцов на подложке из сплава ПТ-3В (деформируемый псевдо-альфа-титановый сплав системы Ti–Al–V, ГОСТ 19807-91) в горячекатанном состоянии. В состав комплекса ИЛИСТ-S входят: промышленный робот LRM-M20iB/25, волоконный лазер LS-3Yb, головка для лазерного напыления FLW D30, сопло SO12, порошковый питатель.

Таблица 1. Физико-технические свойства порошка Ti_2NbZr

Table 1. Physical and technical properties of Ti_2NbZr powder

Фракция 23–129, мкм			Текучесть, с
D10	D50	D90	
39	70	106	20

Таблица 2. Параметры процесса ПЛВ

Table 2. DED-LB process parameters

Образец	Мощность лазера, Вт	Скорость подачи порошка, г/мин	Скорость сканирования, мм/с	Диаметр пятна, мм	Смещение по высоте, мм
1	1200	78	25	2	0,6
2	1400				
3	1600				
4	1800				
5	2000				

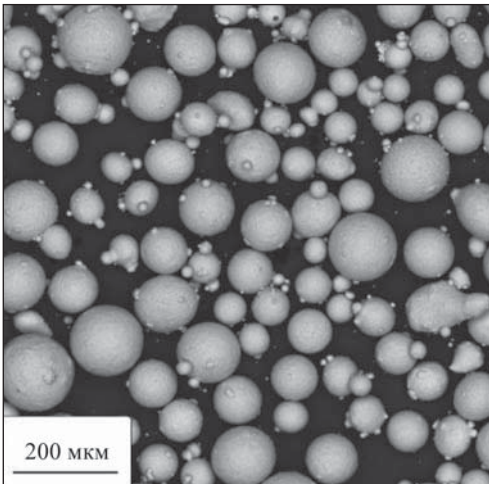


Рис. 1. Изображение порошка Ti_2NbZr

Fig. 1. Image of Ti_2NbZr powder

Выращивание проводилось в герметичной камере в атмосфере аргона. Параметры выращивания отображены в табл. 2, схема выращивания образцов показана на рис. 2.

Для получения образцов была применена стратегия выращивания «змейкой». После выращивания одного слоя голова лазера начинала формирование следующего слоя с конечной точки в обратную сторону. Три валика в одном слое выращивались все в одну сторону, т.е «змейка» была применена только к слоям по высоте.

Макроструктурные исследования проводились в плоскости Z–Y с применением оптического микроскопа «Leica DMI 5000» (Leica Microsystems, Германия) и программного обеспечения (ПО) «Ahalit» (Аксалит, г. Екатеринбург). Образцы были подготовлены с использованием стандартного метода пробоподготовки, включая шлифовку и финишную полировку. Доля дефектов (пор) в образцах была определена методом бинаризации с использованием ПО «ImageJ».

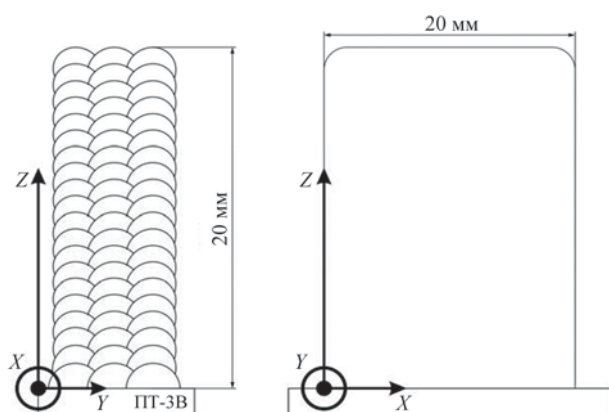


Рис. 2. Схема процесса ПЛВ образцов сплава Ti_2NbZr в плоскостях Z – Y (слева) и Z – X (справа)

Fig. 2. Schematic of the DED-LB fabrication of Ti_2NbZr alloy specimens in the Z – Y plane (left) and Z – X plane (right)

Фазовый анализ был проведен методом рентгеновской дифракции на дифрактометре «D2 Phaser» (Bruker AXS GmbH, Германия) при $2\theta = 20 \div 125^\circ$ и скорости сканирования $6^\circ/\text{мин}$. Микроструктурные исследования были выполнены на сканирующем электронном микроскопе (СЭМ) MIRA 3 LMN (Tescan, Чехия), оснащенный детекторами обратно отраженных электронов (ДООЭ), энергодисперсионного (ЭДС) анализа и дифракции обратнорассеянных электронов (ДОРЭ). Исследования были проведены в сечениях Z – Y и Z – X . ДОРЭ-анализ был осуществлен на участках образцов размерами $3,75 \times 3,75$ мм с шагом сканирования 5 мкм. Для

обеспечения статистически достоверного анализа шаг сканирования выбирался таким образом, чтобы на одно зерно приходилось не менее 4 точек. Средний размер зерен был оценен с использованием метода секущих (согласно ГОСТ 21073.3-75). В процессе исследования были получены обратные полюсные фигуры (ОПФ).

Микротвердость измеряли на плоскости Z – Y с помощью микротвердомера FM-310 (Future Tech, Япония) с применением пирамидального алмазного индентора (испытание на твердость по Виккерсу) и рабочей нагрузки 300 г.

Механические характеристики напечатанных материалов оценивали по результатам испытаний на одноосное растяжение. Образцы были вырезаны из плоскости Z – X помощью электроэрозионного станка (рис. 3), а затем тщательно отполированы. Испытания на растяжение проводились при комнатной температуре ($23 \pm 2^\circ\text{C}$) на универсальной испытательной машине «Shimadzu AG-50kNX» (Япония) при начальной скорости деформации $1 \cdot 10^{-3} \text{ с}^{-1}$. Были выполнены испытания двух образцов.

2. Результаты и их обсуждение

2.1. Структура сплава после процесса ПЛВ

2.1.1. Оптическая микроскопия

На рис. 4 показаны изображения с оптического микроскопа образцов, полученных по режимам I–5 (табл. 2 и 3), в плоскости Z – Y . Обнаружено, что при минимальной мощности лазера 1200 Вт

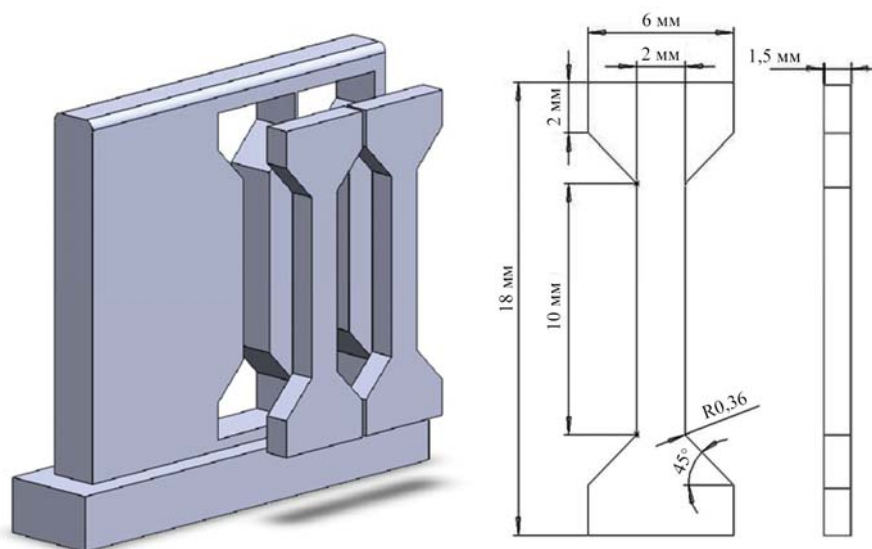


Рис. 3. Схема вырезки образцов для испытаний на одноосное растяжение и их размеры

Fig. 3. Schematic of specimen extraction for uniaxial tensile testing and specimen dimensions

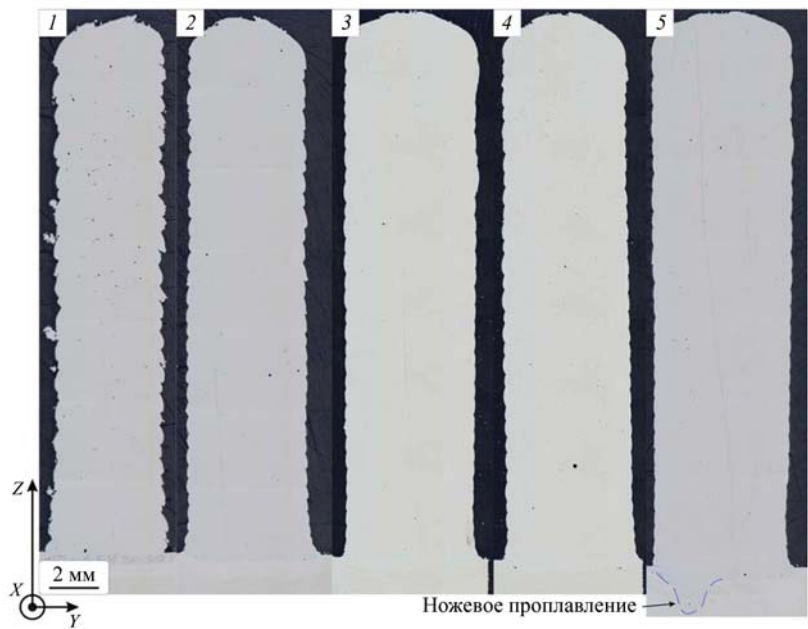


Рис. 4. Оптические изображения образцов, полученных по режимам 1–5 (см. табл. 2), в плоскости Z–Y
Fig. 4. Optical images of specimens produced under conditions of 1–5 (see Table 2) in the Z–Y plane

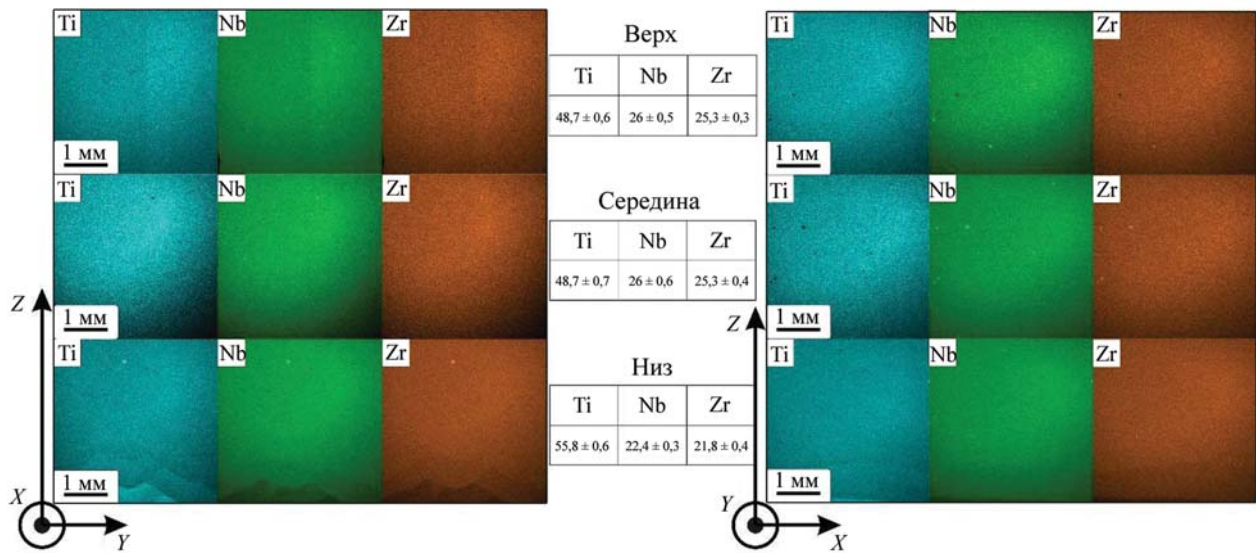


Рис. 5. Карты распределения элементов и количественный элементный состав (ат. %) образца 3 вдоль плоскостей Z–Y (слева) и Z–X (справа) и секторов, обозначенных как низ (область, граничащая с подложкой), середина и верх

В соответствующих таблицах представлены средние значения концентраций элементов (ат. %), измеренных для областей размером 3,57 × 3,57 мм

Fig. 5. Elemental distribution maps and quantitative elemental composition (at. %) of specimen 3 in the Z–Y plane (left) and Z–X plane (right), and in the regions designated as bottom (the region adjacent to the substrate), middle, and top
The corresponding tables present the average elemental concentrations (at. %) measured for areas of 3.57 × 3.57 mm

наблюдаются наибольшая шероховатость боковой поверхности и повышенная пористость внутренней области (см. табл. 3). С увеличением мощности лазера оба параметра снижаются, достигая мини-

мальной пористости 0,031 % при мощности 1600 Вт (образец 3).

Дальнейшее повышение мощности лазера оказывает слабое влияние на шероховатость боковой

Таблица 3. Пористость образцов в плоскости Z–Y

Table 3. Porosity of specimens in the Z–Y plane

Образец	Мощность лазера, Вт	Пористость, %
1	1200	0,193
2	1400	0,066
3	1600	0,031
4	1800	0,069
5	2000	0,053

поверхности, но приводит к возрастанию пористости внутренней области (см. табл. 3), а также к возникновению ножевого проплавления в образце 5. Учитывая эти факторы, образец 3 был выбран для последующих, более детальных исследований.

2.1.2. ЭДС-анализ

На рис. 5 представлены результаты ЭДС-анализа для двух плоскостей (Z–Y и Z–X) и трех секторов (низ (область, граничащая с подложкой), середина и верх) образца 3. Обнаружено, что образец демонстрирует высокую гомогенность химического состава, близкого к номинальному (см. выше), во всех плоскостях и секторах. Можно отметить лишь узкую зону взаимодействия сплава Ti₂NbZr с материалом подложки, проявляющуюся повышенным содержанием Ti и пониженными концентрациями Nb и Zr в нижнем секторе, а также единичные (менее 0,01 %) частицы, богатые Nb и Zr.

2.1.3. Рентгеноструктурный и ДОРЭ анализы

На рис. 6 представлены результаты рентгеноструктурного и ДОРЭ анализов для двух плоскостей (Z–Y и Z–X) и трех секторов (низ, середина и верх) образца 3. Во всем объеме образца формируется однофазная ОЦК-структура. В плоскости Z–Y и нижнего сектора наблюдается образование гетерогенной микроструктуры, состоящей из

Таблица 4. Средний размер зерен в различных плоскостях и секторах образца 3

Table 4. Average grain size in different planes and regions of specimen 3

Плоскость	Средний размер зерен, мкм		
	Низ	Середина	Верх
Z–Y	40,1 ± 15,2	40,5 ± 12,4	28,8 ± 4,2
Z–X	31,7 ± 7,2	29,1 ± 3,9	24,9 ± 4,5

слоев длинных (~1 мм) столбчатых зерен с преимущественной ориентацией вдоль направления [001], находящихся под углом к оси Z, который варьировался от ~70° в центре образца до ~40° к его краям. Зоны столбчатых зерен были разделены прослойками мелких, преимущественно равноосных зерен. Несмотря на наличие столбчатых зерен, средний размер зерен составил ~40 мкм (табл. 4). С увеличением высоты образца структура претерпевала слабое изменение в среднем секторе и более заметное — в верхней части, связанное со снижением количества и размеров столбчатых зерен, выраженном в уменьшении среднего размера зерна до ~30 мкм (табл. 4), а также ослаблением текстурированности.

В свою очередь, анализ разных секторов образца в плоскости Z–X подтвердил формирование микроструктуры, типичной для процесса ПЛВ. В частности, наблюдалось образование столбчатых зерен в областях, соответствующих бывшим ваннам расплава, и мелких зерен на границах валиков. При этом средний размер зерен в плоскости Z–X был немного меньше, чем в плоскости Z–Y, но демонстрировал такую же зависимость, снижаясь с увеличением высоты образца (см. табл. 4).

2.2. Механические свойства

На рис. 7, а показан профиль микротвердости образца 3 в плоскости Z–Y. Линейная регрессия выявила рост твердости по высоте (1,02 НВ/мм, 95 % доверительный интервал: 0,67–1,36), однако его величина была незначительна: на всем исследованном участке твердость увеличивалась лишь на ~8 %. При этом стандартное отклонение от тренда (3,9 НВ) укладывалось в погрешность измерений (5–12 НВ). Таким образом, микротвердость можно характеризовать как относительно стабильную вдоль оси Z со средним значением 239 НВ. Зона вблизи подложки (~1 мм) демонстрирует ожидаемое снижение твердости вследствие перемешивания с материалом подложки.

Далее был проведен анализ механических свойств образца 3 при испытаниях на одноосное растяжение вдоль плоскости Z–X. На рис. 7, б приведены инженерные кривые «напряжение—деформация» двух образцов (3.1 и 3.2). В табл. 5 представлены такие их характеристики, как предел текучести ($\sigma_{0,2}$), временное сопротивление (σ_B) и относительное удлинение после разрыва (δ).

Образцы показали схожие механические свойства и деформационное поведение. В частности, у образца 3.1 максимальный предел текучести со-

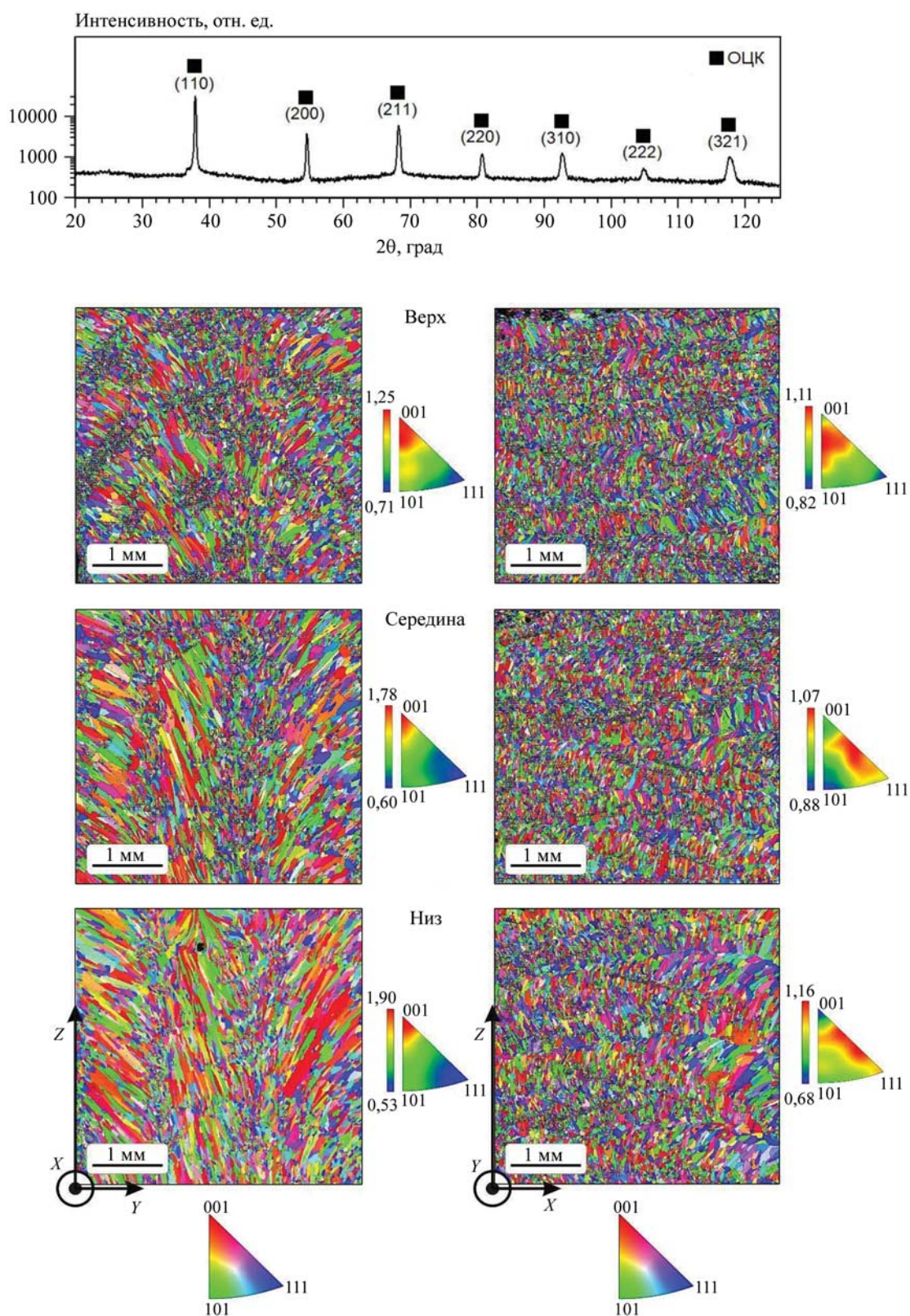


Рис. 6. Дифрактограмма и ОПФ-карты образца 3 вдоль плоскостей Z–Y (слева) и Z–X (справа) и секторов, обозначенных как низ, середина и верх

Fig. 6. XRD pattern and IPF maps of specimen 3 in the Z–Y plane (left) and Z–X plane (right), and in the regions designated as bottom, middle, and top

Таблица 5. Предел текучести ($\sigma_{0,2}$), временное сопротивление (σ_b) и относительное удлинение после разрыва (δ) образцов 3.1 и 3.2

Table 5. Yield strength ($\sigma_{0,2}$), ultimate tensile strength (σ_b), and elongation to failure (δ) of specimens 3.1 and 3.2

Образец	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_b , МПа	δ , %
3.1	810	814	16
3.2	813	815	16

ставил 810 МПа, у образца 3.2 — 813 МПа. В обоих образцах после достижения предела текучести практически отсутствовала стадия деформационного упрочнения. После набора предельных значений временного сопротивления 814 и 815 МПа для образцов 3.1 и 3.2 соответственно, кривые «напряжение—деформация» демонстрировали спад. Уменьшение напряжений было постепенным до значений относительного удлинения ~8 % и более крутым после данной степени деформации. Оба образца показали относительное удлинение после разрыва $\delta = 16$ %.

Стоит отметить, что сплав Ti_2NbZr , полученный методом ПЛВ, демонстрирует предел текучести на ~30 % выше, чем тугоплавкие композиционно-сложные сплавы $TiNbZr$ [25], $Ti_{40}Nb_{30}Zr_{30}$ (ат. %) [24] и $Ti_{35}Nb_{15}Zr_{50}$ (ат. %) [27], синтезированные методом вакуумно-дугового переплава. В свою очередь, по сравнению с аддитивно полученными ТКСС — такими, как $TiZrHfNb_x$ [14] и $Ti_{41}V_{27}Hf_{13}Nb_{13}Mo_6$ (ат. %) [17], сплав Ti_2NbZr имеет более высокую пластичность.

Прочность ТКСС складывается из нескольких факторов и может быть выражена следующим образом:

$$\sigma_{0,2} = \sigma_0 + \Delta\sigma_{тр} + \Delta\sigma_{внел} + \Delta\sigma_{Х-П}. \quad (1)$$

Здесь σ_0 — предел текучести случайного сплава без взаимодействия между компонентами, определяемый по правилу смеси $\sigma_{0,2}$ чистых компонентов, МПа: Ti — 150, Nb — 240, Zr — 250 [28]. Для сплава Ti_2NbZr $\sigma_0 = 199$ МПа. Следует отметить, что данная оценка является приблизительной из-за различных кристаллических структур чистых Ti (ГПУ), Nb (ОЦК) и Zr (ГПУ). Однако в рамках принятой феноменологической модели, широко используемой для анализа механизмов упрочнения в ТКСС с ОЦК-решеткой [5; 28–30], такое допущение позволяет получить оценочное значе-

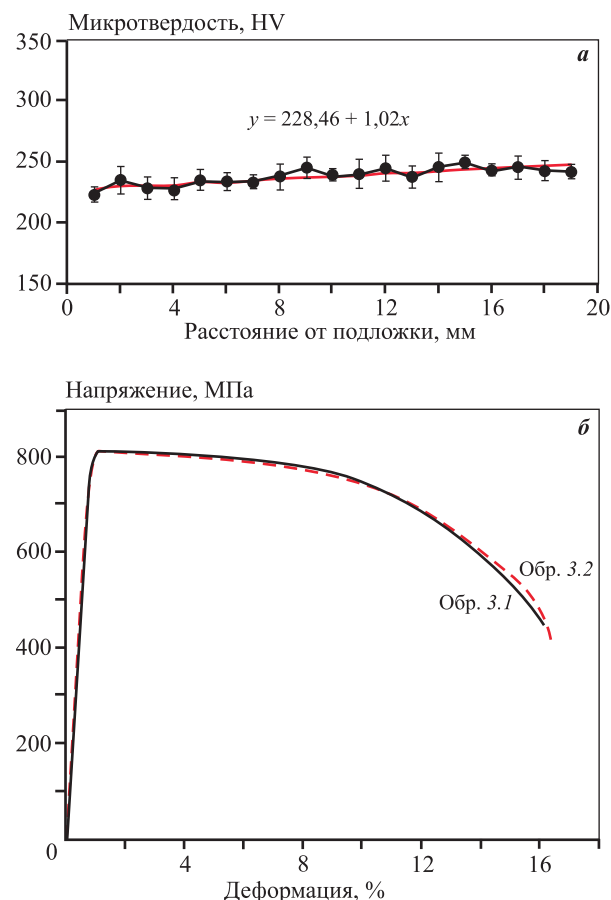


Рис. 7. Анализ механических свойств

a — профиль микротвердости образца 3 в плоскости Z–Y
б — инженерные кривые «напряжение—деформация», полученные в ходе испытаний на одноосное растяжение образцов 3.1 и 3.2 в плоскости Z–X при комнатной температуре

Fig. 7. Analysis of mechanical properties

a — microhardness profile of specimen 3 in the Z–Y plane
б — engineering stress-strain curves obtained during uniaxial tensile testing of specimens 3.1 and 3.2 in the Z–X plane at room temperature

ние σ_0 для последующего анализа относительного вклада других механизмов упрочнения;

$\Delta\sigma_{тр}$ — твердорастворное упрочнение, которое включает упрочнение от элементов замещения и рассчитывается с использованием уравнения [29]

$$\Delta\sigma_{тр} = AG(\sum c_i \delta_i^2)^{2/3}, \quad (2)$$

где c_i — концентрация i -го элемента; $\delta_i = (9/8)\sum c_i(\delta_{Gij} + \beta\delta_{r_{ij}})$ — полная упругая деформация вокруг i -го элемента; G — модуль сдвига, равный 39,7 ГПа (по правилу смеси) [28]; $A = 0,1$ — безразмерная константа материала; $\delta_{Gij} = 2(G_i - G_j) / (G_i + G_j)$ и $\delta_{r_{ij}} = 2(r_i - r_j) / (r_i + r_j)$ — разность модулей сдвига и разность атомных радиусов соответственно между i - и j -элементами; $\beta = 2$ — константа. Для сплава Ti_2NbZr $\Delta\sigma_{тр} = 555$ МПа;

$\Delta\sigma_{\text{внел}}$ — твердорастворное упрочнение, вызванное атомами внедрения (такими, как О и N), которое оценивалось с помощью соотношения $\Delta\sigma_{\text{внел}} = 200C_{\text{внел}}$ [30], где $C_{\text{внел}}$ — концентрация внедренных атомов ($O + N = 0,239$ ат. %). Для сплава Ti_2NbZr $\Delta\sigma_{\text{внел}} = 48$ МПа;

$\Delta\sigma_{\text{Х-П}}$ — зернограничное упрочнение, которое можно оценить с помощью уравнения Холла—Петча:

$$\Delta\sigma_{\text{Х-П}} = k_c d^{-0,5}, \quad (3)$$

где d — средний размер зерна (определенный как среднее для всех плоскостей и секторов: $d = 32,5$ мкм); k_c — коэффициент Холла—Петча, определяемый по правилу смеси k чистых компонентов, МПа·мкм^{−0,5}: Ti — 190, Nb — 340, Zr — 280 [31], Ti_2NbZr — 250). Для сплава Ti_2NbZr $\Delta\sigma_{\text{Х-П}} = 44$ МПа.

После суммирования всех вкладов расчетный $\sigma_{0,2}$ сплава Ti_2NbZr составил 846 МПа, что хорошо коррелирует с экспериментально наблюдаемым $\sigma_{0,2} = 810\div 813$ МПа. При этом наибольший вклад в прочность вносит твердорастворное упрочнение атомами замещения.

Заключение

Проведено исследование микроструктуры и механических свойств тугоплавкого композиционно-сложного сплава Ti_2NbZr , полученного методом прямого лазерного выращивания. На основе полученных данных можно сделать следующие выводы:

1. Определены оптимальные параметры процесса ПЛВ. В частности, минимальная пористость (0,031 %) в сплаве достигается при мощности лазера 1600 Вт. Отклонение от данного режима приводит к увеличению дефектности.

2. В процессе ПЛВ формируется однофазная ОЦК-структура, характеризующаяся гетерогенной морфологией с чередованием столбчатых и равноосных зерен. Наблюдается градиент структуры с постепенным уменьшением размера зерна вдоль направления выращивания.

3. Механические испытания выявили высокий комплекс свойств: предел текучести ~810 МПа, временное сопротивление ~815 МПа, относительное удлинение — 16 %. Достигнутый уровень характеристик указывает на то, что сплав Ti_2NbZr по прочности превосходит на ~30 % существующие аналоги системы Ti–Nb–Zr, полученные методом вакуумно-дугового переплава.

4. Теоретическая оценка механизмов упрочнения показала хорошее согласие с экспериментом: расчетное значение предела текучести (846 МПа) отклонялось от экспериментального (~810 МПа) менее чем на 5 %. Установлено, что основной вклад (~555 МПа) вносит твердорастворное упрочнение атомами замещения.

Список литературы/References

- Gorsse S., Couzinié J.P., Miracle D.B. From high-entropy alloys to complex concentrated alloys. *Comptes Rendus Physique*. 2018;19(8):721–736. <https://doi.org/10.1016/j.crhy.2018.09.004>
- Senkov O.N., Wilks G.B., Scott J.M., Miracle D.B. Mechanical properties of $\text{Nb}_{25}\text{Mo}_{25}\text{Ta}_{25}\text{W}_{25}$ and $\text{V}_{20}\text{Nb}_{20}\text{Mo}_{20}\text{Ta}_{20}\text{W}_{20}$ refractory high entropy alloys. *Intermetallics*. 2011;19(5):698–706. <https://doi.org/10.1016/j.intermet.2011.01.004>
- Wan Y., Cheng Y., Chen Y., Zhang Z., Liu Y., Gong H., Shen B., Liang X. A nitride-reinforced NbMoTaWfN refractory high-entropy alloy with potential ultra-high-temperature engineering applications. *Engineering*. 2023;30:110–120. <https://doi.org/10.1016/j.eng.2023.06.008>
- Yurchenko N., Mironov V., Mishunina E., Kochura E., Stepanov N. A novel refractory complex concentrated alloy with ultra-high strength at 1200 °C. *Scripta Materialia*. 2026;271:116982. <https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2025.116982>
- Yurchenko N., Mishunina E., Kochura E., Mironov V., Kapustin D., Shalnova S., Evlashin S., Stepanov N. Design of refractory complex concentrated alloys combining good tensile strength and ductility at 22–1000 °C. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*. 2025;132:107247. <https://doi.org/10.1016/j.ijrmhm.2025.107247>
- Zhang C., Wang H., Wang X., Tang Y.T., Yu Q., Zhu C., Xu M., Zhao S., Kou R., Wang X., MacDonald B.E., Reed R.C., Vecchio K.S., Cao P., Rupert T.J., Lavernia E.J. Strong and ductile refractory high-entropy alloys with super formability. *Acta Materialia*. 2023;245:118602. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2022.118602>
- Cook D.H., Kumar P., Payne M.I., Belcher C.H., Borges P., Wang W., Walsh F., Li Z., Devaraj A., Zhang M., Asta M., Minor A.M., Lavernia E.J., Apelian D., Ritchie R.O. Kink bands promote exceptional fracture resistance in a NbTaTiHf refractory medium-entropy alloy. *Science*. 2024;384(6692):178–84. <https://doi.org/10.1126/science.adn2428>
- Zeng S., Zhu Y., Li W., Zhang H., Zhang H., Zhu Z. A single-phase $\text{Ti}_3\text{Zr}_{1,5}\text{NbVAl}_{0,25}$ refractory high entropy

- alloy with excellent combination of strength and toughness. *Materials Letters*. 2022;323:132548. <https://doi.org/10.1016/j.matlet.2022.132548>
9. Gorr B., Müller F., Schellert S., Christ H.J., Chen H., Kauffmann A., Heilmaier M. A new strategy to intrinsically protect refractory metal based alloys at ultra high temperatures. *Corrosion Science*. 2020;166:108475. <https://doi.org/10.1016/j.corsci.2020.108475>
 10. Piscopo G., Iuliano L. Current research and industrial application of laser powder directed energy deposition. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. 2022;119(11):6893–6917. <https://doi.org/10.1007/s00170-021-08596-w>
 11. Dobbstein H., Thiele M., Gurevich E.L., George E.P., Ostendorf A. Direct metal deposition of refractory high entropy alloy MoNbTaW. *Physics Procedia*. 2016;83: 624–633. <https://doi.org/10.1016/j.phpro.2016.08.065>
 12. Dobbstein H., Gurevich E.L., George E.P., Ostendorf A., Laplanche G. Laser metal deposition of a refractory TiZrNbHfTa high-entropy alloy. *Additive Manufacturing*. 2018;24:386–390. <https://doi.org/10.1016/j.addma.2018.10.008>
 13. Moorehead M., Bertsch K., Niezgoda M., Parkin C., Elbakhshwan M., Sridharan K., Zhang C., Thoma D., Couet A. High-throughput synthesis of Mo–Nb–Ta–W high-entropy alloys via additive manufacturing. *Materials & Design*. 2020;187:108358. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2019.108358>
 14. Gou S., Gao M., Shi Y., Li S., Fang Y., Chen X., Chen H., Yin W., Liu J., Lei Z., Wang H. Additive manufacturing of ductile refractory high-entropy alloys via phase engineering. *Acta Materialia*. 2023;248:118781. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2023.118781>
 15. Zhang Y., Wang H., Zhu Y., Zhang S., Cheng F., Yang J., Su B., Yang C. High specific yield strength and superior ductility of a lightweight refractory high-entropy alloy prepared by laser additive manufacturing. *Additive Manufacturing*. 2023;77:103813. <https://doi.org/10.1016/j.addma.2023.103813>
 16. Preisler D., Krajňák T., Janeček M., Kozlík J., Stráský J., Brázda M., Džugan J. Directed energy deposition of bulk Nb–Ta–Ti–Zr refractory complex concentrated alloy. *Materials Letters*. 2023;337:133980. <https://doi.org/10.1016/j.matlet.2023.133980>
 17. Cui D., Guo B., Yang Z., Liu X., Wang Z., Li J., Wang J., He F. Unraveling microstructure and mechanical response of an additively manufactured refractory TiVHfNbMo high-entropy alloy. *Additive Manufacturing*. 2024;84:104126. <https://doi.org/10.1016/j.addma.2024.104126>
 18. Zhang Y., Qin B., Ouyang D., Liu L., Feng C., Yan Y., Ye S., Ke H., Chan K.C., Wang W. Strong yet ductile refractory high entropy alloy fabricated via additive manufacturing. *Additive Manufacturing*. 2024;81:104009. <https://doi.org/10.1016/j.addma.2024.104009>
 19. Yang Q., Cai X., Huang L., Dong P., Ren C., Zhou Y., Li J., Shuai M. High strength-ductile lightweight Al–Ti–Zr–Nb–Ta refractory high-entropy alloy via laser directed energy deposition. *Materials Science and Engineering: A*. 2025;924:147831. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2025.147831>
 20. Li Y., Yang Y., Xie J., Chen L., Zhang X. Effect of cooling rate on microstructure and mechanical properties of AlMo_{0.5}NbTa_{0.5}TiZr refractory high-entropy alloy prepared by laser metal deposition. *Materials Science and Engineering: A*. 2025;942:148734. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2025.148734>
 21. Li J., Wang C., Wang T., Wang W., Chai L., Luo J. High-temperature wear mechanisms and oxidation properties of MoNbTaWTi refractory high entropy alloy prepared by direct laser deposition. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*. 2025;128:107025. <https://doi.org/10.1016/j.ijrmhm.2024.107025>
 22. Cui D., Zhang S., Wang S., Bai X., Li C., Chen J., Wei B., Hou K., Ramaurty U., Wang J., He F. Processing defects and damage mechanisms in refractory high-entropy alloys additively manufactured via directed energy deposition. *Journal of Materials Science & Technology*. 2026;258:170–186. <https://doi.org/10.1016/j.jmst.2025.09.034>
 23. Senkov O.N., Rao S., Chaput K.J., Woodward C. Compositional effect on microstructure and properties of NbTiZr-based complex concentrated alloys. *Acta Materialia*. 2018;151:201–215. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2018.03.065>
 24. Yurchenko N., Panina E., Zharebtsov S., Stepanov N. Design and characterization of eutectic refractory high entropy alloys. *Materialia*. 2021;16:101057. <https://doi.org/10.1016/j.mtl.2021.101057>
 25. Eleti R.R., Stepanov N., Yurchenko N., Zharebtsov S., Maresca F. Cross-kink unpinning controls the medium-to high-temperature strength of body-centered cubic NbTiZr medium-entropy alloy. *Scripta Materialia*. 2022;209:114367. <https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2021.114367>
 26. An Y., Liu Y., Liu S., Zhang B., Yang G., Zhang C., Tan X., Ding J., Ma E. Additive manufacturing of a strong and ductile oxygen-doped NbTiZr medium-entropy alloy. *Materials Futures*. 2025;4(1):015001. <https://doi.org/10.1088/2752-5724/ad8df2>
 27. Yan X., Zhang Y. A body-centered cubic Zr₅₀Ti₃₅Nb₁₅ medium-entropy alloy with unique properties. *Scripta Materialia*. 2020;178:329–333. <https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2019.11.059>

28. Chen Y., Xu Z., Wang M., Li Y., Wu C., Yang Y. A single-phase $V_{0.5}Nb_{0.5}ZrTi$ refractory high-entropy alloy with outstanding tensile properties. *Materials Science and Engineering: A*. 2020;792:139774. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2020.139774>
29. Senkov O.N., Scott J.M., Senkova S.V., Miracle D.B., Woodward C.F. Microstructure and room temperature properties of a high-entropy TaNbHfZrTi alloy. *Journal of Alloys and Compounds*. 2011;509(20):6043–6048. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2011.02.171>
30. Senkov O.N., Rao S.I., Butler T.M., Daboiku T.I., Chapat K.J. Microstructure and properties of Nb–Mo–Zr based refractory alloys. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*. 2020;92:105321. <https://doi.org/10.1016/j.ijrmhm.2020.105321>
31. Cordero Z.C., Knight B.E., Schuh C.A. Six decades of the Hall–Petch effect — a survey of grain-size strengthening studies on pure metals. *International Materials Reviews*. 2016;61(8):495–512. <https://journals.sagepub.com/doi/10.1080/09506608.2016.11918>

Информация об авторах

Игорь Владиславович Красанов — аспирант, инженер отдела тестирования материалов Института лазерных и сварочных технологий (ИЛИСТ) Санкт-Петербургского государственного морского технического университета (СПбГМТУ).

<https://orcid.org/0009-0005-7081-5779>

E-mail: igor.krasanov.99@mail.ru

Алексей Дмитриевич Евстифеев — к.ф.-м.н., вед. инженер отдела исследований и разработки новых материалов, ИЛИСТ, СПбГМТУ.

<https://orcid.org/0000-0001-5945-2210>

E-mail: ad.evstifeev@gmail.com

Николай Романович Алымов — аспирант, инженер технологического отдела отделения аддитивных технологий, ИЛИСТ, СПбГМТУ.

<https://orcid.org/0000-0003-1066-1446>

E-mail: sir.alymoff@yandex.ru

Софья Сергеевна Шабунина — магистр, инженер отдела тестирования материалов, ИЛИСТ, СПбГМТУ.

<https://orcid.org/0009-0003-7707-4462>

E-mail: shabunina.s@rambler.ru

Марина Андреевна Жилина — аспирант, инженер лаборатории инновационных технологий и механики разрушения, ИЛИСТ, СПбГМТУ.

<https://orcid.org/0000-0001-6298-7881>

E-mail: marishazilina01@gmail.com

Ульяна Сергеевна Королева — студентка факультета естественных наук, СПбГМТУ.

E-mail: korolevauliana1234@gmail.com

Никита Дмитриевич Степанов — к.т.н., начальник отдела дизайна металлических материалов, ИЛИСТ, СПбГМТУ.

<https://orcid.org/0000-0003-2476-3953>

E-mail: stepanov@corp.smtu.ru

Никита Юрьевич Юрченко — к.т.н., ст. науч. сотрудник отдела дизайна металлических материалов, ИЛИСТ, СПбГМТУ.

<https://orcid.org/0000-0002-6078-8325>

E-mail: Yurchenko@ilwt.smtu.ru

Information about the authors

Igor V. Krasanov — Postgraduate Student, Engineer, Materials Testing Department, Institute of Laser and Welding Technologies (ILWT), Saint Petersburg State Marine Technical University (SMTU).

<https://orcid.org/0009-0005-7081-5779>

E-mail: igor.krasanov.99@mail.ru

Aleksey D. Evstifeev — Cand. Sci. (Phys.-Math.), Leading Engineer, New Materials Research and Development Department, ILWT, SMTU.

<https://orcid.org/0000-0001-5945-2210>

E-mail: ad.evstifeev@gmail.com

Nikolay R. Alymov — Postgraduate Student, Engineer, Technological Department of Additive Technologies Division, ILWT, SMTU.

<https://orcid.org/0000-0003-1066-1446>

E-mail: sir.alymoff@yandex.ru

Sofia S. Shabunina — Master's Degree, Engineer, Materials Testing Department, ILWT, SMTU.

<https://orcid.org/0009-0003-7707-4462>

E-mail: shabunina.s@rambler.ru

Marina A. Zhilina — Postgraduate Student, Engineer, Laboratory of Innovative Technologies and Fracture Mechanics, ILWT, SMTU.

<https://orcid.org/0000-0001-6298-7881>

E-mail: marishazilina01@gmail.com

Ulyana S. Koroleva — Student, Faculty of Natural Sciences, SMTU.

E-mail: korolevauliana1234@gmail.com

Nikita D. Stepanov — Cand. Sci. (Eng.), Head of Metallic Materials Design Department, ILWT, SMTU.

<https://orcid.org/0000-0003-2476-3953>

E-mail: stepanov@corp.smtu.ru

Nikita Yu. Yurchenko — Cand. Sci. (Eng.), Senior Researcher, Metallic Materials Design Department, ILWT, SMTU.

<https://orcid.org/0000-0002-6078-8325>

E-mail: Yurchenko@ilwt.smtu.ru

Вклад авторов

И.В. Красанов — проведение исследований структуры, написание статьи.

А.Д. Евстифеев — проведение экспериментов по исследованию механических свойств (растяжение), участие в обсуждении результатов.

Н.Р. Алымов — проведение синтеза с помощью процесса прямого лазерного выращивания, участие в обсуждении результатов.

С.С. Шабунина — приготовление образцов для исследований, проведение экспериментов по исследованию механических свойств (микротвердость).

М.А. Жилина — проведение исследований структуры, участие в обсуждении результатов.

У.С. Королева — приготовление образцов для исследований, анализ результатов исследования структуры с помощью оптической микроскопии.

Н.Д. Степанов — участие в обсуждении результатов.

Н.Ю. Юрченко — определение цели работы, участие в обсуждении результатов, написание статьи.

Contribution of the authors

I.V. Krasanov — conducted structural analysis and wrote the manuscript.

A.D. Evstifeev — tensile testing and participated in the discussion of the results.

N.R. Alymov — performed laser-based directed energy deposition and participated in the discussion of the results.

S.S. Shabunina — prepared the specimens and performed microhardness testing.

M.A. Zhilina — conducted structural analysis and participated in the discussion of the results.

U.S. Koroleva — prepared the specimens and analyzed the optical microscopy results.

N.D. Stepanov — participated in the discussion of the results.

N.Yu. Yurchenko — defined the research objective, participated in the discussion of the results, and wrote the manuscript.

Статья поступила в редакцию 27.11.2025, доработана 28.01.2026, подписана в печать 03.02.2026

The article was submitted 27.11.2025, revised 28.01.2026, accepted for publication 03.02.2026