



УДК 669.018.4:621.745.55

DOI 10.17073/0368-0797-2023-2-184-190



Оригинальная статья

Original article

ВЛИЯНИЕ РАЗМЕРА ПЯТНА ЛАЗЕРА НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА ЖАРОПРОЧНОГО СПЛАВА CompoNiAl-M5-3, ПОЛУЧЕННОГО СЕЛЕКТИВНЫМ ЛАЗЕРНЫМ СПЛАВЛЕНИЕМ

Ю. Ю. Капланский¹, М. И. Агеев¹, М. Я. Бычкова¹,
А. А. Фадеев^{1,2}, Е. А. Левашов¹

¹ Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС» (Россия, 119049, Москва, Ленинский пр., 4)

² Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН (Россия, 119991, Москва, Ленинский пр., 49)

✉ ykaplansky@mail.ru

Аннотация. Исследуемый в работе жаропрочный сплав марки CompoNiAl-M5-3 на основе моноалюминид никеля получен методом селективного лазерного сплавления (СЛС) сфероидизированного порошка фракции 20–45 мкм. Порошок сплава изготовлен по интегральной технологии, включающей в себя самораспространяющийся высокотемпературный синтез из элементов, измельчение спеков, ситовую и воздушную классификацию, последующую сфероидизацию порошковых частиц в потоке термической плазмы и ультразвуковую очистку сфероидизированных частиц от нанодисперсии. Путем параметрических исследований осуществлена отработка режимов СЛС на установках SLM 280H и TruPrint 1000. Механические испытания образцов проведены по схеме одноосного сжатия со скоростью деформирования $de/dt = 10^{-4} \text{ с}^{-1}$ в интервале температур 1023–1273 К. Методами сканирующей и просвечивающей электронной микроскопии исследовано влияние размера пятна лазера на эволюцию микроструктуры и термомеханические свойства консолидированного методом СЛС материала в сравнении с полученным методом горячего изостатического прессования (ГИП). Установлено влияние постобработки ГИП + ТО (старение в вакууме) на структуру и механические свойства материала. Условный предел текучести при 1073 К сплава, выращенного на аддитивной установке с диаметром пятна лазера 38 мкм, в состоянии СЛС + ГИП + ТО составил 500 МПа, что превышает на 220 МПа предел текучести образцов, изготовленных с помощью гранульной металлургии с применением ГИП.

Ключевые слова: интерметаллидные сплавы, жаропрочные сплавы, СВС, СВС-металлургия, сферические порошки, аддитивные технологии, селективное лазерное сплавление

Благодарности: Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 19-79-10226, <https://rscf.ru/project/19-79-10226/>.

Авторы выражают благодарность к.т.н. Самохину А.В. (ИМЕТ РАН) и к.ф.-м.н. Коротичкому А.В. (НИТУ МИСИС) за помощь в проведении плазменной сфероидизации и термомеханических испытаний.

Для цитирования: Капланский Ю.Ю., Агеев М.И., Бычкова М.Я., Фадеев А.А., Левашов Е.А. Влияние размера пятна лазера на структуру и свойства жаропрочного сплава CompoNiAl-M5-3, полученного селективным лазерным сплавлением. *Известия вузов. Черная металлургия*. 2023;66(2):184–190. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2023-2-184-190>

INFLUENCE OF LASER SPOT SIZE ON STRUCTURE AND PROPERTIES OF HIGH-TEMPERATURE COMPO-NIAL-M5-3 ALLOY PRODUCED BY SELECTIVE LASER MELTING

Yu. Yu. Kaplanskii¹, M. I. Ageev¹, M. Ya. Bychkova¹,
A. A. Fadeev^{1,2}, E. A. Levashov¹

¹ National University of Science and Technology “MISIS” (4 Leninskii Ave., Moscow 119049, Russian Federation)

² Baikov Institute of Metallurgy and Materials Science, Russian Academy of Sciences (49 Leninskii Ave., Moscow 119991, Russian Federation)

✉ ykaplansky@mail.ru

Abstract. The CompoNiAl-M5-3 high-temperature alloy based on nickel monoaluminide was obtained by selective laser melting (SLM) of a spheroidized powder with particle size in the range of 20 – 45 μm . The powder was manufactured using an integral technology including self-propagating high-temperature synthesis (SHS), briquette grinding, sieve and air classification followed with spheroidization of powder particles in a thermal plasma flow and ultrasonic purification of spheroidized particles from nanofraction. Using parametric studies, the SLM modes were tested on SLM 280H and TruPrint 1000 machines. Mechanical tests of the samples were carried out using the uniaxial compression scheme with the strain rate $de/dt = 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ in the temperature range 1023 – 1273 K. Scanning and transmission electron microscopy methods were used to study the influence of laser spot size on the evolution of microstructure and thermomechanical properties of the SLM-consolidated material in comparison with that obtained by hot isostatic pressing (HIP). The authors established the effect of HIP + HT (aging in vacuum) post-treatment on the structure and mechanical properties of the material. The yield strength at 1073 K of the alloy built on the additive machine with a laser spot diameter of 38 μm after SLM + HIP + HT was 500 MPa, which exceeded the yield strength of the HIP-samples by 220 MPa.

Keywords: intermetallic alloys, superalloys, SHS, SHS metallurgy, spherical powders, additive technologies, selective laser melting

Acknowledgements: The study was supported by the Russian Science Foundation, grant No. 19-79-10226, <https://rscf.ru/project/19-79-10226/>.

The authors express their gratitude to Samokhin A.V. and Korotitskii A.V. for their assistance in plasma spheroidization and thermomechanical testing.

For citation: Kaplanskii Yu.Yu., Ageev M.I., Bychkova M.Ya., Fadeev A.A., Levashov E.A. Influence of laser spot size on structure and properties of high-temperature CompoNIAL-M5-3 alloy produced by selective laser melting. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2023;66(2):184–190. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2023-2-184-190>

ВВЕДЕНИЕ

Иерархически-структурированные гетерофазные сплавы на основе моноалюминид никеля (NiAl) относятся к конструкционным материалам для статорных лопаток, улучшающих массогабаритные характеристики энергетических установок [1 – 3]. Перспективность применения данной группы сплавов обусловлена высокой температурой конгруэнтного плавления их матричной фазы NiAl (1638 – 1700 °C), превосходной теплопроводностью ($\lambda \approx 90 \text{ Вт/(м·К)}$), относительно низкой плотностью (<5,5 – 6,8 г/см³) и хорошей стойкостью к высокотемпературному (>800 °C) окислению по сравнению с никелевыми суперсплавами [4 – 6]. Факторами, ограничивающими промышленное применение NiAl-сплавов для деталей со сложными геометрическими параметрами, являются их низкая пластичность при нормальных условиях и восприимчивость к зарождению и развитию микротрещин при лезвийной обработке и ударе [7 – 9]. Поэтому перспективным направлением является апробация интерметаллидных сплавов в аддитивном производстве сложнопрофильных изделий, не требующих доводки с применением лезвийной обработки тонкостенных элементов, например, пера лопатки [10; 11].

Обеспечить высокую точность и качество поверхности синтезированных деталей позволяет технология селективного лазерного сплавления (СЛС). Качество тонкостенных элементов конструкции деталей зависит от режимов сплавления контура и характеристик аддитивной установки, а именно размера пятна лазера. Размер пятна лазера влияет не только на качество поверхности, но и структуру материала через изменение объема ванны расплава при сплавлении порошкового слоя.

В ранее опубликованных работах показаны результаты исследований, направленные на разработку составов и режимов получения порошков жаропрочных сплавов на основе NiAl для технологий аддитивного производства [12 – 16]. Наиболее высокие механические

свойства при температурах испытаний до 800 °C имел иерархически структурированный дисперсионно-твердеющий сплав CompoNiAl-M5-3. Показано, что механические свойства сплава зависят от способов получения и постобработки, оказывающих непосредственное влияние на формирование микроструктуры [13; 14]. Временное сопротивление (σ_b) и степень пластической деформации (δ) литого сплава со средним размером дендритных ячеек 100 мкм и колоний величиной 5 мм не превышали 1720 МПа и 8 % соответственно. Напротив, аналогичный сплав, полученный методом горячего изостатического прессования (ГИП) сферического порошка в формообразующей оснастке, обладал повышенным на 40 % показателем $\sigma_b = 2870 \text{ МПа}$ и $\delta = 16,8 \%$. Кроме того, сплав имел высокое сопротивление вязкопластической деформации: при температуре испытаний 800 °C и скорости деформации 0,01 с⁻¹ значение условного предела текучести ($\sigma_{0,2}$) составляло до 392 МПа [14].

Значительный рост прочностных свойств авторы связывали с уменьшением размера зерен NiAl и когерентных твердорастворных выделений $\alpha\text{-Cr}$, а также дисперсных частиц на основе Hf и образованием вдоль межзеренных границ термостабильных наночастиц фазы Гейслера – Ni_2AlHf . Повышение механических свойств достигалось в результате применения мелкодисперсного порошка фракции 20 – 45 мкм, полученного по интегральной технологии, включающей в себя:

- приготовление реакционной смеси из элементарных порошков;
- самораспространяющийся высокотемпературный синтез (СВС);
- измельчение спеков в порошок;
- ситовую и воздушную классификацию;
- сфероидизацию порошковых частиц в потоке термической плазмы;
- ультразвуковую очистку частиц.

CompoNiAl-M5-3 – сфероидизированный порошок сплава успешно опробован в СЛС-технологии изготов-

ления лопаток энергетических установок [17]. В этой связи аналогичный порошок использовался в настоящей работе с целью исследования влияния размера пятна лазера на структуру и механические свойства синтезированного материала CompoNiAl-M5-3.

МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЙ

Сферический порошок многокомпонентного сплава CompoNiAl-M5-3 дисперсностью 20 – 45 мкм получен методом сфероидизации синтезированного СВС-порошка в потоке термической плазмы на электродуговой плазменной установке производства ИМЕТ РАН. Текучесть и насыпная плотность порошка при степени сфероидизации 98 % составляли 19 с и 3,95 г/см³ соответственно.

Разработку режимов СЛС проводили на промышленной установке SLM 280HL (SLM Solution, Германия) с волоконным лазером мощностью 400 Вт и диаметром пятна 80 мкм и на лабораторной установке TruPrint 1000 (TRUMPF GmbH + Co. KG, Германия) с волоконным лазером мощностью 200 Вт и диаметром пятна 38 мкм. Обработку режимов СЛС осуществляли путем параметрических исследований процесса синтеза экспериментальных образцов простой формы в интервале значений мощности лазера $P = 175 \div 330$ Вт, скорости сканирования $v = 200 \div 500$ мм/с и интервала сканирования $h = 0,10 \div 0,12$ мм на установке SLM 280 HL; а также при $P = 50 \div 90$ Вт, $v = 400 \div 1000$ мм/с и $h = 0,05 \div 0,10$ мм на установке TruPrint 1000.

В ходе исследований оценивалось влияние параметров синтеза на величину остаточной пористости и наличие микротрещин в синтезированном материале. По результатам исследований выбраны режимы синтеза (плотность энергии лазерного излучения 120 Дж/мм³ для SLM 280HL и 97,4 Дж/мм³ для TruPrint 1000), обеспечивающие наименьшую остаточную пористость синтезированного материала, не превышающую 0,5 %. По разработанным режимам изготовлены экспериментальные образцы для проведения структурных исследований и механических испытаний. Внешний вид образцов показан на рис. 1.

Термообработку синтезированных образцов проводили по ранее отработанному режиму [17]. Образцы отжигали вместе с платформой построения в вакуумной печи сопротивления Термионик Т1-2000–160 (ООО «Термионика», Россия) при остаточном давлении $1,3 \cdot 10^{-5}$ Па и температуре 1150 °С в течение 3 ч для релаксации усадочных напряжений в синтезированном материале. Выбранные условия термообработки способствуют рекристаллизации дендритных ячеек с формированием зеренной структуры и дисперсионному твердению матричной фазы вследствие выделения избыточной α -Cr фазы [17].

С целью устранения микродефектов и повышения механических свойств проводили ГИП с последующим

старением образцов. Параметры постобработки: ГИП при температуре 1250 °С и рабочем давлении 145 МПа; старение в вакууме (ТО) при 800 °С в течение 1,5 ч.

Структуру исследовали на сканирующем электронном микроскопе S-3400N (Hitachi, Япония) с энергодисперсионной приставкой NORAN System 7 X-ray Microanalysis System (Thermo Scientific, США) и на просвечивающем электронном микроскопе высокого разрешения (ПЭМ ВР) модели JEM-2100 (Jeol, Япония) в держателе фольг JEOL Dual Tilt Beryllium Holder. Ультратонкие фольги для ПЭМ ВР изготавливали на установке ионного травления PIPS II System (Gatan, Inc., USA).

Механические испытания образцов проводили по схеме одноосного сжатия со скоростью деформирования $d\varepsilon/dt = 10^{-4}$ с⁻¹ в интервале температур 1023 – 1273 К на универсальном испытательном комплексе Gleeble System 3800 (Dynamic Systems Inc., USA) при остаточном давлении в рабочей камере $\sim 10^{-3}$ Па.



Рис. 1. Внешний вид экспериментальных образцов, синтезированных на установках SLM 280HL (а) и TruPrint 1000 (б)

Fig. 1. Samples synthesized on SLM 280HL (a) and TruPrint 1000 (b) machines

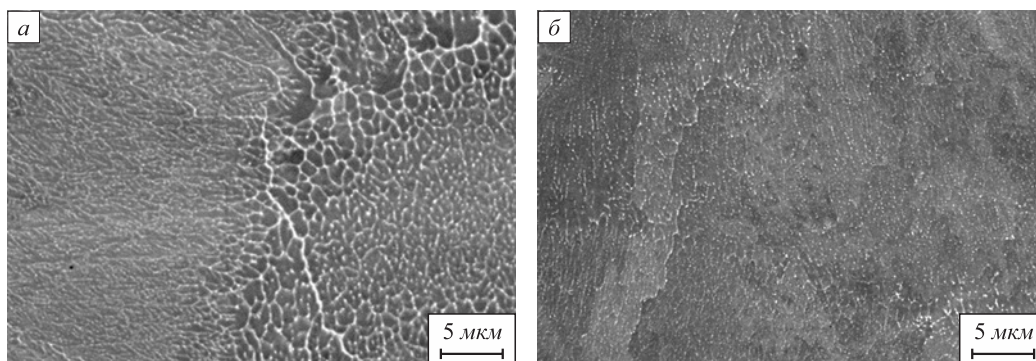


Рис. 2. Микроструктура СЛС-образцов сплава CompoNiAl-M5-3, синтезированных на установках:
а – SLM 280HL (диаметр пятна лазера 80 мкм); б – TruPrint 1000 (диаметр пятна лазера 38 мкм)

Fig. 2. Microstructure of SLM-samples synthesized on the machines:
а – SLM 280HL (laser spot diameter – 80 μm); б – TruPrint 1000 (laser spot diameter – 38 μm)

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Микроструктура полученных СЛС-образцов в сечении XZ приведена на рис. 2. Независимо от режима сплавления порошкового слоя в сплаве формируется дендритная структура зерен с непрерывными прослойками (толщиной 50 – 400 нм) вырожденной $\text{Cr}(\text{Co})_e$ эвтектики в междендритном пространстве. Однако уменьшение пятна лазера с 80 до 38 мкм и, следовательно, интервала сканирования приводит к измельчению зерен и дендритных ячеек NiAl в два раза, что связано с уменьшением объема и времени затвердевания ванны расплава. Размер ячеек уменьшился от 0,5 – 3,0 мкм до 0,2 – 1,0 мкм. Дисперсно-упрочняющие наночастицы гафнийсодержащей фазы размером

менее 100 нм выделялись иррегулярно внутри $\text{Cr}(\text{Co})_e$ фазы или на межфазной границе NiAl/ $\text{Cr}(\text{Co})_e$. Структурно-фазовые составляющие исследуемого сплава в состоянии СЛС описаны в работе [18].

Формирование дендритной структуры обусловлено неравновесными условиями затвердевания ванны расплава при скорости охлаждения порядка 10^6 К/с во время СЛС и избыточным содержанием легирующей добавки хрома [14; 18].

Рис. 3 показывает эволюцию структуры синтезированного материала CompoNiAl-M5-3 после отжига и газостатической обработки. Отжиг способствовал рекристаллизации дендритных ячеек NiAl и формированию неравноосных зерен размером до 50 мкм (рис. 3, б, д). В структуре сплава обнаружены равно-

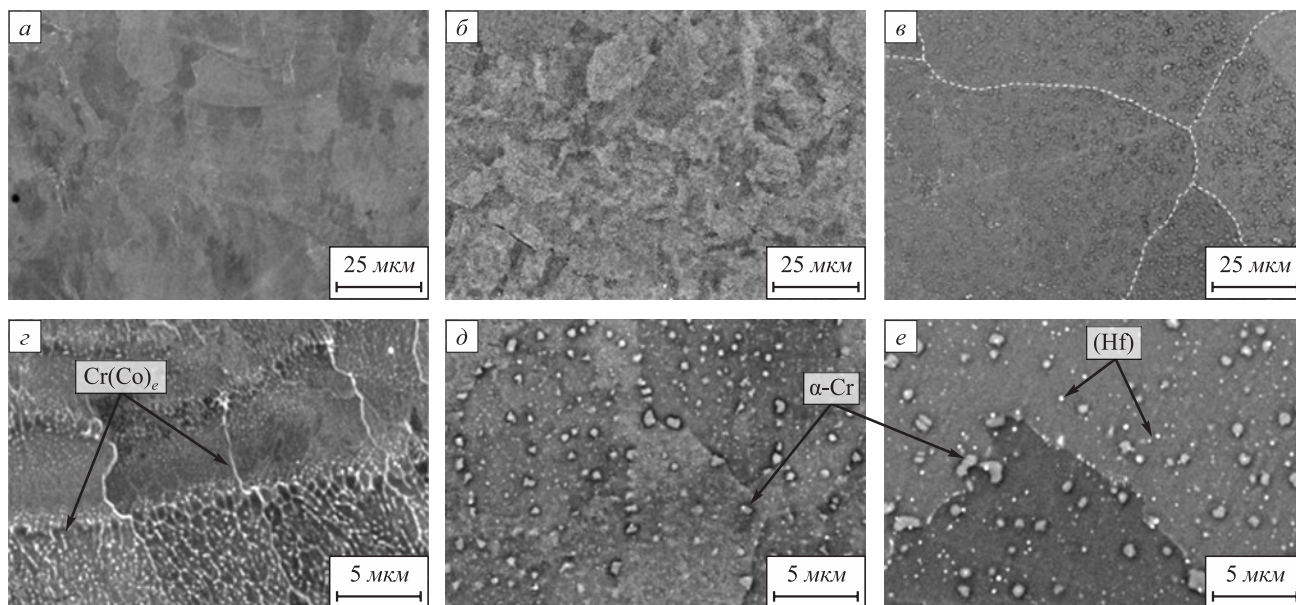


Рис. 3. Эволюция структуры СЛС-сплава CompoNiAl-M5-3:
а, с – исходные СЛС-образцы; б, д – СЛС-образцы после отжига; е, е – отожженные СЛС-образцы после ГИП + ТО

Fig. 3. Structure evolution of CompoNiAl-M5-3 SLM-alloy:
а, с – initial SLM-samples; б, д – SLM-samples after annealing; е, е – annealed SLM-samples after HIP + HT

мерно распределенные вдоль границ и внутри зерен NiAl выделения α -Cr размером менее 1,5 мкм. Выделения α -Cr сформировались в результате концентрационного расслоения пересыщенного твердого раствора NiAl(Cr) (частицы внутри зерен) и сегрегации прослоек вырожденной эвтектики Cr(Co)_e (частицы вдоль межзеренных границ). Действующие механизмы (спинодальный распад и гетерогенная нуклеация) зарождения и роста выделений α -Cr подробно исследованы *in-situ* методами ПЭМ в работах [13; 14; 17; 18]. Наночастицы гафнийсодержащей фазы (белый контраст), выделяющиеся в виде тонких прослоек вырожденной эвтектики Cr(Co)_e во время сплавления порошкового слоя, сохранили свое первоначальное расположение при сегрегации Cr(Co)_e после отжига и были окружены α -Cr.

Газостатическая обработка отожженных СЛС-образцов сплава CompoNiAl-M5-3 при 1250 °С сформировала однородную крупнозернистую структуру, состоящую из NiAl матрицы, выделений α -Cr и наночастиц гафнийсодержащих фаз (рис. 3, в, е). Размер зерен находился в диапазоне 100 – 450 мкм. Интенсивный рост зерен обусловлен активацией диффузии и проявлением механизмов пороговой ползучести в условиях одновременного воздействия высокой температуры и давления. При 1250 °С исследуемый сплав переходит в однофазное состояние пересыщенного твердого раствора, что обеспечивает растворение α -фазы и гомогенизацию сплава. Последующее охлаждение сплава в камере газостата способствовало зарождению и росту α -фазы. Выделения избыточной α -Cr фазы, преимуще-

ственно сосредоточенные внутри зерен, имели размер не более 1,5 мкм и характерную сферическую форму. Напротив, вдоль границ зерен образовались вытянутые частицы α -Cr размером до 3 мкм.

Температурные зависимости условного предела текучести при скорости деформирования 10^{-4} с⁻¹ для образцов сплава CompoNiAl-M5-3 в состоянии СЛС + ГИП + ТО, полученных на установках SLM280HL и TruPrint 1000, в сравнении с образцами после ГИП и СЛС приведены на рис. 4. По уровню сопротивления пластической деформации в исследуемом диапазоне температур СЛС-образцы (SLM280HL) после отжига сопоставимы с образцами, полученными методом ГИП при использовании аналогичных сферических порошков. Применение комплексной постобработки (ГИП + ТО) повысило сопротивление сжимающим напряжениям синтезированного материала в интервале 1023 – 1173 К. Например, при 1073 К условный предел текучести образцов сплава после СЛС + ГИП + ТО составил 390 – 500 МПа, что заметно выше 260 – 280 МПа для образцов, полученных методом СЛС и ГИП. С ростом температуры разница в соответствующих значениях снижается до 11 – 20 МПа. Максимальный уровень сопротивления во всем температурном диапазоне испытаний показали образцы из сплава CompoNiAl-M5-3, полученные на установке TruPrint 1000 с размером пятна лазера 38 мкм. При одинаковых структурно-фазовых составляющих образцов, полученных на разных аддитивных установках, увеличение свойств синтезированного материала при уменьшении диаметра пятна лазера и, следовательно, объема ванны расплава может быть связано с измельчением и более равномерным перераспределением тугоплавких гафнийсодержащих фаз.

Величина показателя $\sigma_{0.2}$ при температурах испытаний до 1173 К сплава в различных состояниях зависела от структуры, в частности от среднего размера зерен. Средний размер зерна NiAl образцов исследуемого сплава после СЛС + ГИП + ТО составлял порядка 350 мкм, тогда как образцов в состоянии ГИП и СЛС + отжиг – менее 15 мкм. Увеличение на порядок размера зерен предположительно способствовало замедлению диффузионной ползучести Кобла, которая вносит тем больший вклад в пластическое течение, чем ниже температура и меньше размер зерен [19 – 22]. При температурах выше 1173 К интенсивность разупрочнения сплава замедляется, так как высокодисперсные когерентные выделения α -Cr в объеме зерен, вносящие наибольший вклад в упрочнение сплава в интервале температур до 1073 К, растворяются в матричной фазе.

Выводы

Результаты исследования микроструктуры и термомеханических свойств синтезированного материала CompoNiAl-M5-3 показали, что уменьшение диаметра пятна лазера повышает сопротивление вязкопласти-

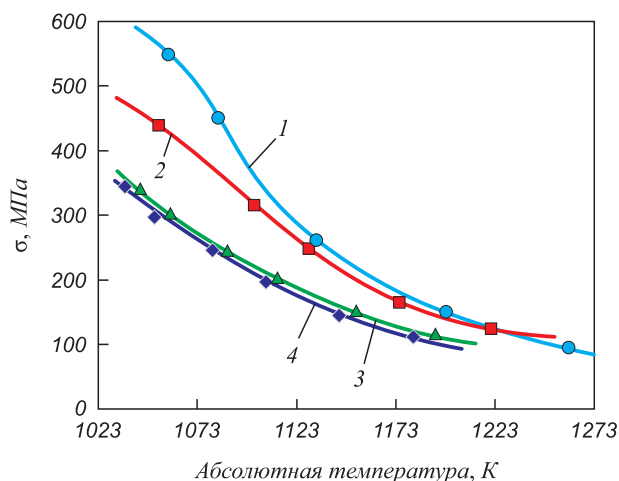


Рис. 4. Температурные зависимости условного предела текучести образцов сплава CompoNiAl-M5-3, полученных по различным технологиям:
1 – СЛС (TruPrint 1000) + ГИП + ТО;
2 – СЛС (SLM 280HL) + ГИП + ТО;
3 – СЛС (SLM280HL); 4 – ГИП

Fig. 4. “Yield strength – temperature” graphs of CompoNiAl-M5-3 samples, obtained by different technologies:
1 – SLM (TruPrint 1000) + HIP + HT;
2 – SLM (SLM 280HL) + HIP + HT;
3 – SLM (SLM280HL); 4 – HIP

ческой деформации при температурах до 1173 К за счет измельчения и более равномерного распределения термостабильных гафнийсодержащих фаз в матрице NiAl.

Применение газостатической обработки с последующим вакуумным старением способствует дополнительному росту сопротивления вязкопластической деформации вследствие укрупнения зерен и их упрочнения когерентными выделениями избыточной α -Cr фазы.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ / REFERENCES

- Pelleg J. *Basic Compounds for Superalloys: Mechanical Properties*. Amsterdam: Elsevier Inc.; 2018:494. <https://doi.org/10.1016/c2017-0-04724-9>
- 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>
- Shang Z., Shen J., Wang L., Du Y., Xiong Y., Fu H. Investigations on the microstructure and room temperature fracture toughness of directionally solidified NiAl–Cr(Mo) eutectic alloy. *Intermetallics*. 2015;57:25–33. <https://doi.org/10.1016/j.intermet.2014.09.012>
- Wu S., Wu X., Wang R., Liu Q., Gan L. Effects of Ni vacancy, Ni antisite, Cr and Pt on the third-order elastic constants and mechanical properties of NiAl. *Intermetallics*. 2014;55: 108–117. <https://doi.org/10.1016/j.intermet.2014.04.022>
- Noebe R.D. Physical and mechanical properties of the B2 compound NiAl. *International Materials Reviews*. 2012; 38(4):193–232. <https://doi.org/10.1179/imr.1993.38.4.193>
- 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>
- Dey G.K. Physical metallurgy of nickel aluminides. *Sadhana*. 2003;28:247–262. <https://doi.org/10.1007/BF02717135>
- Geist D., Gammer C., Rentenberger C., Karnthaler H.P. Sessile dislocations by reactions in NiAl severely deformed at room temperature. *Journal of Alloys and Compounds*. 2015; 621:371–377. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2014.09.226>
- Miracle D.B. Overview No. 104. The physical and mechanical properties of NiAl. *Acta Metallurgica et Materialia*. 1993;41(3):649–684. [https://doi.org/10.1016/0956-7151\(93\)90001-9](https://doi.org/10.1016/0956-7151(93)90001-9)
- Gibson I., Rosen D.W., Stucker B. *Additive Manufacturing Technologies: Rapid Prototyping to Direct Digital Manufacturing*. New York: Springer; 2010:459. <https://doi.org/10.1007/978-1-4419-1120-9>
- Plessis A. Effects of process parameters on porosity in laser powder bed fusion revealed by X-ray tomography. *Additive Manufacturing*. 2019;30:100871. <https://doi.org/10.1016/j.addma.2019.100871>
- Ning H., Wang D., Zhao J., Wang B., Liu G. Fabrication and joining of NiAl and TiAl intermetallics by additive sintering. *Materials Science and Engineering: A*. 2022;849:143493. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2022.143493>
- 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. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2016.09.075>
- Kaplanskii Yu.Yu., Korotitskiy A.V., Levashov E.A., Sentyurina Zh.A., Loginov P.A., Samokhin A.V., Logachev I.A. Microstructure and thermomechanical behavior of Heusler phase Ni₂AlHf-strengthened NiAl–Cr(Co) alloy produced by HIP of plasma-spheroidized powder. *Materials Science and Engineering: A*. 2018;729:398–410. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2018.05.087>
- Nazarov A., Safronov V.A., Khmyrov R.S., Shishkovsky I. Fabrication of gradient structures in the Ni–Al system via SLM Process. *Procedia IUTAM*. 2017;23:161–166. <https://doi.org/10.1016/j.piutam.2017.06.017>
- Khomutov M., Potapkin P., Cheverikin V., Petrovskiy P., Travyanov A., Logachev I., Sova A., Smurov I. Effect of hot isostatic pressing on structure and properties of intermetallic NiAl–Cr–Mo alloy produced by selective laser melting. *Intermetallics*. 2020;120:106766. <https://doi.org/10.1016/j.intermet.2020.106766>
- Kaplanskii Yu.Yu., Levashov E.A., Korotitskiy A.V., Loginov P.A., Sentyurina Zh.A., Mazalov A.B. Influence of aging and HIP treatment on the structure and properties of NiAl-based turbine blades manufactured by laser powder bed fusion. *Additive Manufacturing*. 2020;31:100999. <https://doi.org/10.1016/j.addma.2019.100999>
- Kaplanskii Yu.Yu., Zaitsev A.A., Levashov E.A., Loginov P.A., Sentyurina Zh.A. NiAl based alloy produced by HIP and SLM of pre-alloyed spherical powders. Evolution of the structure and mechanical behavior at high temperatures. *Materials Science and Engineering: A*. 2018;717:48–59. <https://doi.org/10.1016/J.MSEA.2018.01.057>
- Kassner M.E. *Fundamentals of Creep in Metals and Alloys*. 3rd Edition. Oxford: Butterworth-Heinemann; 2015:338.
- Nanocrystalline Titan*. Garbacz H., Semenova I.P., Zhreb-tsov S., Motyka M. eds. Amsterdam: Elsevier; 2019:259.
- Mouritz A.P. *Introduction to Aerospace Materials*. Amsterdam: Elsevier; 2012:600.
- Zhang J.S. *High Temperature Deformation and Fracture of Materials*. Cambridge: Elsevier; 2010:365.

Сведения об авторах

Information about the Authors

Юрий Юрьевич Капланский, к.т.н., научный сотрудник лаборатории «In situ диагностика структурных превращений» Научно-учебного центра СВС МИСИС-ИСМАН, Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС»
ORCID: 0000-0002-2153-0743
E-mail: ykaplansky@mail.ru

Yurii Yu. Kaplanskii, Cand. Sci. (Eng.), Research Associate of the Laboratory "In situ Diagnostics of Structural Transformations" of the Scientific and Educational Center SHS MISIS-ISMAN, National University of Science and Technology "MISIS"
ORCID: 0000-0002-2153-0743
E-mail: ykaplansky@mail.ru

Максим Игоревич Агеев, аспирант кафедры порошковой металлургии и функциональных покрытий, младший научный сотрудник лаборатории «In situ диагностика структурных превращений» Научно-учебного центра СВС МИСИС-ИСМАН, Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС»

ORCID: 0000-0003-2079-8710

E-mail: aheievmi@gmail.com

Марина Яковлевна Бычкова, к.т.н., старший преподаватель кафедры порошковой металлургии и функциональных покрытий, научный сотрудник Научно-учебного центра СВС МИСИС-ИСМАН, Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС»

ORCID: 0000-0002-9233-4707

E-mail: bychkova@shs.misis.ru

Андрей Андреевич Фадеев, к.т.н., научный сотрудник, Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН; инженер научного проекта Научно-учебного центра СВС МИСИС-ИСМАН, Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС»

ORCID: 0000-0003-2147-1787

E-mail: fadeevandrei@gmail.com

Евгений Александрович Левашов, д.т.н., профессор, заведующий кафедрой порошковой металлургии и функциональных покрытий, директор Научно-учебного центра СВС МИСИС-ИСМАН, Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС»

ORCID: 0000-0002-0623-0013

E-mail: levashov@shs.misis.ru

Maksim I. Ageev, Postgraduate of the Chair of Powder Metallurgy and Functional Coatings, Junior Researcher of the Laboratory "In situ Diagnostics of Structural Transformations" of the Scientific and Educational Center SHS MISiS-ISMAN, National University of Science and Technology "MISIS"

ORCID: 0000-0003-2079-8710

E-mail: aheievmi@gmail.com

Marina Ya. Bychkova, Cand. Sci. (Eng.), Senior Lecturer of the Chair of Powder Metallurgy and Functional Coatings, Research Associate of the Scientific and Educational Center SHS MISiS-ISMAN, National University of Science and Technology "MISIS"

ORCID: 0000-0002-9233-4707

E-mail: bychkova@shs.misis.ru

Andrei A. Fadeev, Cand. Sci. (Eng.), Research Associate, Baikov Institute of Metallurgy and Materials Science, Russian Academy of Sciences; Scientific Project Engineer of the Scientific and Educational Center SHS MISiS-ISMAN, National University of Science and Technology "MISIS"

ORCID: 0000-0003-2147-1787

E-mail: fadeevandrei@gmail.com

Evgeny A. Levashov, Dr. Sci. (Eng.), Prof., Head of the Chair of Powder Metallurgy and Functional Coatings, Director of the Scientific and Educational Center SHS MISiS-ISMAN, National University of Science and Technology "MISIS"

ORCID: 0000-0002-0623-0013

E-mail: levashov@shs.misis.ru

Вклад авторов

Contribution of the Authors

Ю. Ю. Капланский – отработка режимов СЛС, проведение микроструктурных исследований методом ПЭМ, обработка и анализ полученных экспериментальных результатов.

М. И. Агеев – проведение работ по синтезу и консолидации порошка сплава, обработка полученных экспериментальных результатов.

М. Я. Бычкова – проведение микроструктурных исследований, анализ полученных экспериментальных результатов.

А. А. Фадеев – проведение работ по плазменной сфероидизации порошка, анализ полученных экспериментальных результатов.

Е. А. Левашов – разработка общей концепции статьи, обсуждение полученных результатов.

Yu. Yu. Kaplanskii – development of SLM modes, microstructural TEM studies, processing and analysis of the experimental results.

M. I. Ageev – synthesis and consolidation of the powder, processing of the experimental results.

M. Ya. Bychkova – microstructural studies, analysis of the experimental results.

A. A. Fadeev – plasma spheroidization of the powder, analysis of the experimental results.

E. A. Levashov – conceptualization of the article, discussion of the results.

Поступила в редакцию 07.02.2023

После доработки 28.02.2023

Принята к публикации 01.03.2023

Received 07.02.2023

Revised 28.02.2023

Accepted 01.03.2023