

УДК 669.018.44

ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ ЖАРОПРОЧНОГО НИКЕЛЕВОГО СПЛАВА АЖК, ПОЛУЧЕННОГО МЕТОДОМ СЕЛЕКТИВНОГО ЛАЗЕРНОГО СПЛАВЛЕНИЯ¹

©2024 г. Ф.А. Басков, И.А. Логачев, М.Я. Бычкова, П.А. Логинов, Е.А. Левашов

*Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», Москва
E-mail: Baskov_fa@mail.ru*

Поступила в редакцию 24 июня 2024 г.

После доработки 27 сентября 2024 г. принята к публикации 30 сентября 2024 г.

Представлены результаты исследований структуры и свойств образцов, изготовленных из сплава АЖК по технологии селективного лазерного сплавления (СЛС). Структуру образцов исследовали методами оптической, растровой и просвечивающей электронной микроскопии. Установлено, что структура СЛС-образцов состоит из столбчатых зерен, сформированных в результате эпитаксиального роста, закристаллизовавшихся ванн расплава и дефектов структуры в виде микропор в количестве до 0,06%. Для модификации структуры СЛС-образцов и увеличения механических свойств на растяжение применяли комплексную постобработку, состоящую из горячего изостатического прессования (ГИП) и термической обработки (ТО). В результате проведения ГИП и ТО для СЛС-образцов отмечено двукратное уменьшение их пористости, выделение мелкодисперсной γ' -фазы в количестве до 57% и карбидов типа MC, Cr_{23}C_6 , что, в свою очередь, обеспечивает максимальный уровень прочности на растяжение ($\sigma_b = 1395$ МПа, $\sigma_{0,2} = 925$ МПа) в сочетании с высокой пластичностью ($\delta = 21,6\%$) при комнатной температуре.

Ключевые слова: селективное лазерное сплавление; жаропрочные никелевые сплавы; горячее изостатическое прессование; термическая обработка; микроструктура; механические свойства.

Селективное лазерное сплавление (СЛС) — одна из перспективных технологий изготовления деталей сложной формы из жаропрочных никелевых сплавов [1]. Это подтверждается большим количеством сплавов, адаптированных под технологию СЛС как в России (ЭП741НП, ЭП648, ВЖ159, АЖК и др.), так и за рубежом (Inconel 718, Inconel 625, Hastelloy X, K418, Rene 104, GH4099 и др.) [2—12]. Широкое применение технологии СЛС для жаропрочных никелевых сплавов обусловлено главным образом плохой обрабатываемостью сплавов данного класса, приводящей к увеличению материальных и трудовых затрат на изготовление конечного изделия при использовании традиционных методов финишной механической обработки [13—15]. Технология СЛС представляет со-

бой послойное избирательное сплавление порошкового материала на металлической подложке с помощью лазера по ранее сформированной 3D модели. Процесс послойного синтеза включает расплавление порошкового материала, образование ванны расплава и ее кристаллизацию со скоростью 10^7 К/с [16]. Данный процесс сопровождается образованием дефектов в виде пор, трещин и несплавлений, возникновение которых преимущественно связано с заданными режимами СЛС. Дефекты в виде газовых пор могут быть также унаследованы из порошкового материала [17, 18]. Особенностью СЛС-структуры является наличие столбчатых зерен, сформированных по механизму эпитаксиального роста, что приводит к анизотропии структуры и свойств. Также наблюдается подавление выделения упрочняющих фаз в жаропрочных никелевых сплавах из-за высоких скоростей охлаждения в процессе СЛС [19, 20]. Улучшить структуру СЛС-образцов можно путем оптимизации параметров процес-

¹Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства науки и высшего образования Российской Федерации (проект государственного задания № 0718-2020-0034).

са (мощность и скорость лазера, стратегия сканирования, высота порошкового слоя и т.д.), что позволяет повысить механические свойства материала [21—23]. Однако при этом структура СЛС-образцов может по-прежнему иметь характерные особенности: лазерные треки, ванны расплава, в которых не произошло выделение упрочняющих фаз (γ' -фаза, карбиды) с необходимыми морфологией, дисперсностью и количественным содержанием. Для устранения особенностей СЛС-структуры, уменьшения количества дефектов и повышения свойств сплава служат операции постобработки. Так, горячее изостатическое прессование (ГИП) позволяет залечивать трещины и уменьшать пористость, а дополнительная термическая обработка (ТО), сочетающая закалку и старение, обеспечивает рекристаллизацию структуры и выделение избыточных фаз [24—31].

Настоящая работа проведена с целью исследования влияния ГИП и ТО на микроструктуру и механические свойства экспериментальных СЛС-образцов из жаропрочного никелевого сплава АЖК.

Материал и методика эксперимента. Жаропрочный никелевый сплав АЖК предназначен для изготовления тяжело нагруженных корпусных деталей с рабочей температурой до 800 °С. Фактический химический состав сплава представлен в табл. 1. Система легирования данного сплава обеспечивает высокий уровень его прочностных характеристик на растяжение. Сплав относится к классу свариваемых жаропрочных никелевых сплавов. Для процесса СЛС использовали сферический порошок сплава АЖК фракции 20—63 мкм, полученный методом плазменного центробежного распыления цилиндрической заготовки [32]. Квантили распределения d_{20} , d_{50} и d_{90} порошка составляли соответственно 30,1, 39,9 и 54,5 мкм. На сыпная плотность порошка 4,65 г/см³, текучесть 13,8 с.

Ранее проведены исследования СЛС-образцов сплава АЖК, полученных на лабораторном принтере фирмы Trumpf с рабочей

областью построения $\varnothing 100 \times 100$ мм при угле наклона 90° [4]. Для изготовления крупногабаритных изделий проведена работа по корректировке режимов СЛС применительно к промышленному оборудованию. В результате оптимизации параметров построения сплава АЖК на промышленном принтере выбран режим, обеспечивающий получение образцов с минимальным количеством дефектов. При переводе режимов построения на другое оборудование требуется проведение дополнительных работ по исследованию структуры и аттестации механических свойств образцов. В первую очередь это связано с тем, что оборудование разных производителей может существенно различаться по параметрам лазера. Кроме того, за счет больших размеров рабочей камеры может быть обеспечен больший теплоотвод в процессе послойного синтеза. В нижней области построения увеличение теплоотвода обеспечивается через массивную металлическую плиту построения, используемую в промышленном СЛС оборудовании. В верхних слоях построения теплоотвод осуществляется через массив порошкового материала.

В данной работе процесс СЛС осуществляли на промышленной установке КМ300М (Россия) с габаритами зоны построения 305×305×400 мм, оснащенной иттербиевым волоконным лазером с максимальной выходной мощностью 500 Вт. В рамках эксперимента образцы $\varnothing 13 \times 75$ мм были изготовлены по коммерческому режиму СЛС под углом 90° относительно плиты построения. Особенности макроструктуры исследовались методом оптической микроскопии (ОМ) при увеличениях менее 1000 крат на металлографическом микроскопе отраженного света AXIO Imager A1 (фирма CarlZeiss, Германия), оснащенном комплексом программно-аппаратного анализа изображений Thixomet Pro. Исследование микроструктуры проводили методом сканирующей электронной микроскопии (СЭМ) на приборе S-3400N (Hitachi High-Technologies Corporation, Япония) и просвечивающей электронной микроскопии высокого разрешения (ПЭМ ВР) на приборе JEM-2100 (фирма Jeol, Япония). Выполнен микроструктурный анализ верхних участков образцов в вертикальном сечении относительно плиты построения. Процесс ГИП осуществляли в газостате ABRA HIRP по коммерческому режиму для сплава АЖК. Пос-

Таблица 1

Химический состав, мас.%, сплава АЖК
(остальное — Fe)

Ni	Cr	Mo	Co	Al	Nb	Hf	C	O
64,4	15,5	7,3	5,6	4,2	2,7	0,25	0,03	0,005

ледующую ТО, включающую в себя закалку при температуре 1180 °С с выдержкой в течение 4 ч и последующее старение при температуре 820 °С с выдержкой в течение 16 ч, проводили в печи ПЛ-10/16 (Россия).

Механические свойства сплава (временное сопротивление σ_b , предел текучести $\sigma_{0,2}$, относительное удлинение δ) при комнатной температуре (20 °С) определяли в испытаниях на растяжение по ГОСТ 1497—84 на испытательной машине Schenk-Trebel RMC-100 (Германия).

Результаты эксперимента и их обсуждение. Микроструктура и свойства СЛС-образцов. На фиг. 1, а представлены результаты исследования методом ОМ структуры СЛС-образцов в вертикальном сечении (по направлению роста зерен). Видно, что в объеме СЛС-образцов имеются характерные для СЛС морфологические особенности в виде лазерных треков, столбчатых зерен размером от 40 до 300 мкм (отмечено красными линиями), а также единичные поры размером до 80 мкм, расположенные преимущественно на границе ванны расплава. При исследовании образцов методом ОМ дефектов в виде трещин не обнаружено. Объемная пористость исследованных образцов не превышает 0,06%.

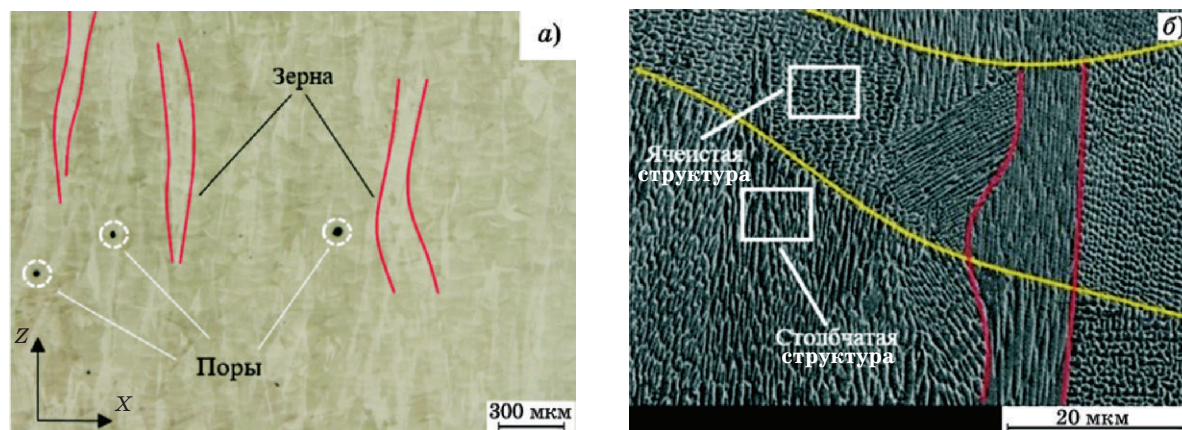
На фиг. 1, б представлен полученный методом СЭМ микроснимок структуры СЛС-образцов в горизонтальном сечении. Видно, что СЛС-образцы состоят из колоний столбчатых дендритов первого порядка, ориентированных в сторону оси Z. Из-за высоких скоростей охлаждения при СЛС (10^5 — 10^7 К/с) рост вторичных ветвей дендритов подавляется [16, 21]. По мере сплавления слоя колонии дендритов прорастают через границу ванны рас-

плава (отмечено красными линиями) по эпитаксиальному механизму (см. фиг. 1, б), формируя столбчатую структуру. На макроуровне данный механизм приводит к образованию столбчатых зерен (см. фиг. 1, а). Также можно наблюдать, что на границе ванны расплава (отмечено желтыми линиями) колонии столбчатых дендритов могут менять направление своего роста на 90°, что имеет вид ячеистой структуры на фиг. 1, б. В результате такого процесса происходит формирование зерен разного размера в зависимости от сечения, что приводит к анизотропии структуры.

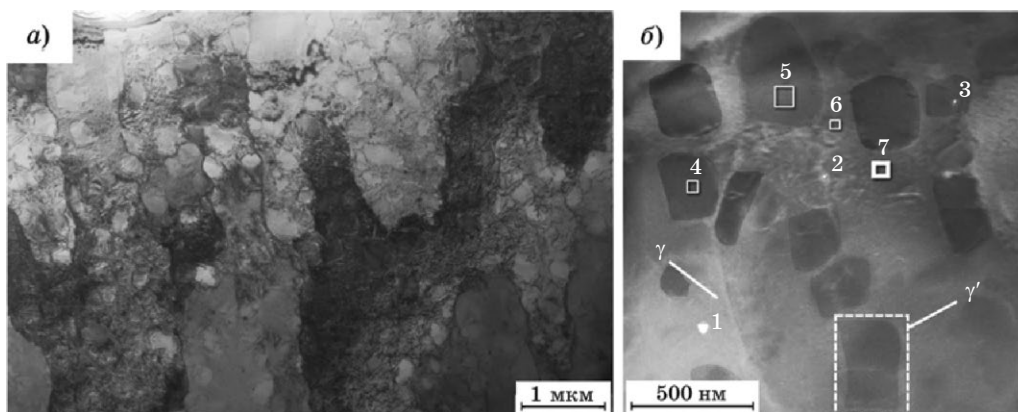
На фиг. 2, а представлены изображения микроструктуры СЛС-образца, полученные методом ПЭМ. С использованием функции Фурье-преобразования и метода локальной энергодисперсионной спектроскопии (локальный ЭДС-анализ, табл. 2) в режиме сканирующей просвечивающей электронной микроскопии (СПЭМ) на фиг. 2, б показано, что структура СЛС-образцов состоит из матричной γ -фазы и выделений γ' -фазы.

Результаты ЭДС-анализа в отмеченных на фиг. 2, б участках приведены в табл. 2. Матрице сплава соответствуют спектры 2, 6, 7, в которых наблюдается повышенное содержание Cr, Mo и Co, а спектры 3, 4, 5, в которых отмечено повышенное содержание Ni и Al, соответствуют γ' -фазе. Кроме того, в объеме образца обнаружена мелкодисперсная сферическая частица с высоким содержанием гафния (спектр 1), являющаяся предположительно фазой Лавеса Mo_2Hf , образование которой было зафиксировано ранее [4].

На структурообразование в СЛС-образцах оказывают влияние режимы синтеза, размеры камеры построения и габариты выращиваемых образцов, определяющие интенсив-



Фиг. 1. Микроснимки ОМ (а) и СЭМ (б) структуры СЛС-образцов сплава АЖК



Фиг. 2. Микроструктура СЛС-образцов сплава АЖК: а — ПЭМ-изображение; б — СПЭМ-изображение

Таблица 2

Результаты локального ЭДС-анализа СЛС-образцов сплава АЖК

Спектр (см. фиг. 2, б)	Содержание химического элемента, мас. %						
	Ni	Cr	Mo	Co	Al	Nb	Hf
1	47,1	22,5	8,1	7,1	1,2	—	14,0
2	54,0	27,4	11,4	7,2	—	—	—
3	80,2	2,9	—	—	8,4	8,5	—
4	79,6	7,3	—	4,4	8,7	—	—
5	84,1	3,1	—	3,4	9,4	—	—
6	54,8	21,5	13,3	8,2	2,2	—	—
7	57,0	22,2	10,4	7,7	2,7	—	—

ность теплоотвода в процессе послойного синтеза. В работах [2, 4] показано, что в СЛС-образцах выделение γ' -фазы подавляется вследствие высоких скоростей охлаждения в процессе синтеза. В данной работе появление выделений γ' -фазы, вероятно, обусловлено режимами СЛС, обеспечивающими более интенсивный подвод тепла, что, в свою очередь, приводит к повторному термическому воздействию на предыдущий слой и, как следствие, уменьшению скорости кристаллизации ванны расплава и выделению γ' -фазы. При этом содержание γ' -фазы не превышало 30%, что является недостаточным для данного сплава и должно составлять не менее 55—57%. Выделения γ' -фазы имели кубическую форму, а их размеры достигали 500 нм (см. фиг. 2). Для установления влияния γ' -фазы на механические свойства проведены испытания на растяжение образцов, выращенных под углом 90°. Результаты текущих испытаний сопоставлены с результатами, полученными ранее при испытании образцов, также выращенных под углом 90°,

но характеризующихся отсутствием выделений γ' -фазы в их объеме (табл. 3) [4]. Из представленных результатов видно, что наличие γ' -фазы обеспечивает прирост прочностных свойств на 33% с сохранением высокого показателя пластичности δ , равного 23%.

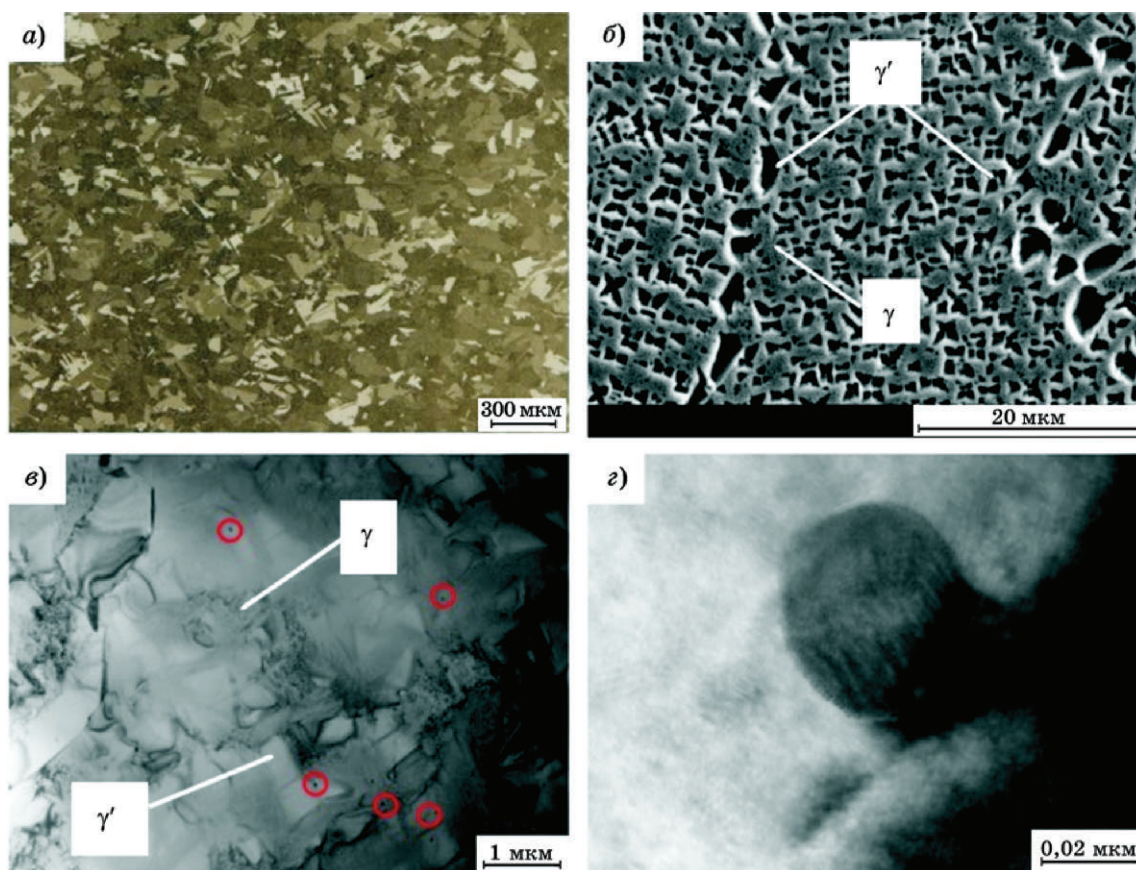
Таблица 3

Механические свойства СЛС-образцов сплава АЖК (угол наклона при построении 90°)

Состояние образца	σ_b	$\sigma_{0,2}$	$\delta, \%$
	МПа		
СЛС	1290±38	850±25	23,2±4,1
СЛС [4]	970±10	790±15	43,3±3,0

Микроструктура и свойства СЛС-образцов после ГИП и ТО. Для модификации структуры и повышения механических свойств СЛС-образцов проведена постобработка, состоящая из ГИП и ТО.

На фиг. 3 представлены результаты исследования структуры образцов после ГИП методами ОМ, СЭМ и ПЭМ. Видно, что в об-



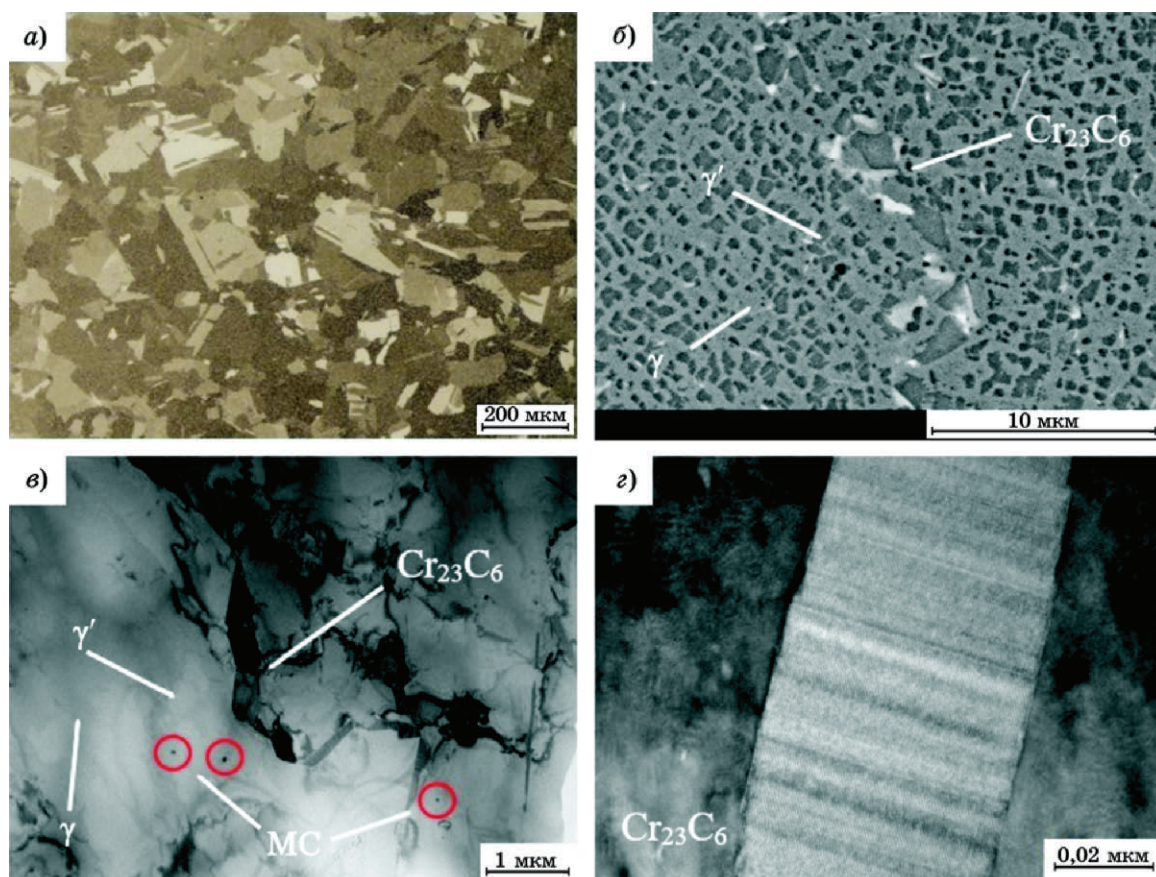
Фиг. 3. Микроструктура СЛС-образцов после проведения ГИП: а — ОМ-изображение; б — СЭМ-изображение; в — ПЭМ-изображение; г — частица (Mo, Hf)C

разцах больше не наблюдается характерная СЛС-структура (наличие ванн расплава, лазерных треков), при этом объемная пористость уменьшилась в 2 раза и составила 0,03% (фиг. 3, а). Методом СЭМ установлено, что в объеме образцов имеются выделения γ' -фазы кубической формы размером от 0,4 до 2 мкм (фиг. 3, б). Оценка объемной доли фаз проводилась по СЭМ-изображениям посредством определения отношения площади фазовых областей к площади всего снимка. Установлено, что содержание γ' -фазы в образцах после ГИП составляет 45%, что также является недостаточным для данного сплава. Форма и размер выделений γ' -фазы обусловлены низкой скоростью охлаждения образцов в газостате после проведения ГИП. При исследовании методом ПЭМ ВР в объеме зерен зафиксированы частицы сферической формы (отмечены красным цветом), которые идентифицированы как карбиды МС на основе Mo и Hf (фиг. 3, в, г).

Проведение ТО привело к формированию ярко выраженной зеренной структуры (фиг. 4, а) с выделением мелкодисперсной γ' -фазы

кубической формы с размером кристаллитов от 100 до 250 нм в объеме зерна и до 2 мкм на его границе (фиг. 4, б). Анализ СЭМ-изображений показал, что в результате проведения ТО происходит увеличение доли γ' -фазы до 57%. Кроме того, ТО способствовала дополнительному выделению карбидов типа Cr_{23}C_6 , идентифицированных методом ПЭМ ВР (фиг. 4, в, г).

Результаты механических испытаний СЛС-образцов после ГИП и ТО сопоставлены с результатами работы [4] (табл. 4). Видно, что ГИП для СЛС-образцов приводит к увеличению показателя пластичности материала δ до 29,4%, что главным образом связано с морфологией, размерами и количеством γ' -фазы. Максимальные прочностные свойства ($\sigma_{\text{в}}$ до 1395 МПа, $\sigma_{0,2}$ до 925 МПа) в сочетании с высоким показателем пластичности ($\delta = 21,6\%$) достигаются в СЛС-образцах за счет проведения ТО после ГИП, что связано с модификацией структуры, в результате которой формируется зеренная структура, выделяются мелкодисперсная γ' -фаза в количестве 57% и карбиды типа МС и Cr_{23}C_6 .



Фиг. 4. Микроструктура СЛС-образцов после проведения ГИП и ТО: а — ОМ-изображение; б — СЭМ-изображение; в — ПЭМ-изображение; г — частица Cr_{23}C_6

Таблица 4

Механические свойства СЛС-образцов сплава АЖК после ГИП и ТО (угол наклона при построении 90°)

Состояние образца	$\sigma_{\text{в}}$	$\sigma_{0,2}$	$\delta, \%$
	МПа		
СЛС+ГИП	1300±10	830±9	24±4,1
СЛС+ГИП [4]	1260±5	860±6	29,4±3,1
СЛС+ГИП+ТО	1395±20	925±18	21,6±3,9
СЛС+ГИП+ТО [4]	1410±22	1065±11	19,0±3,0

Сравнивая результаты табл. 4, можно отметить, что образцы характеризуются близкими значениями механических свойств. Небольшая разница в прочности и пластичности связана с размерами зерен, обусловленными режимами СЛС.

Выводы. 1. Структура СЛС-образцов сплава АЖК характеризуется столбчатыми зернами, состоящими из колоний дендритов первого порядка, ориентированными в направлении теплоотвода, и объемной пористостью до 0,06%. В структуре СЛС-образцов, синтезированных на промышленном прин-

тере, выявлены выделения γ' -фазы в количестве <30 об.%, способствующие росту механических свойств до значений $\sigma_B = 1290$ МПа, $\sigma_{0,2} = 850$ МПа, что выше на 33% по сравнению с образцами без γ' -фазы.

2. Постобработка СЛС-образцов, сочетающая ГИП и ТО (горячее изостатическое прессование и термическая обработка), позволила модифицировать структуру сплава: характерная для СЛС-образцов морфология преобразуется в равноосную зеренную структуру с упрочняющими мелкодисперсными выделениями γ' -фазы, карбидами МС, Cr_{23}C_6 и остаточной пористостью менее 0,03%. Комплексная постобработка позволила достичь максимального уровня прочностных свойств: $\sigma_B = 1395$ МПа, $\sigma_{0,2} = 925$ МПа в сочетании с высокой пластичностью $\delta = 21,6\%$.

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Mostafaei, A. Additive manufacturing of nickel-based superalloys : A state-of-the-art review on process-structure-defect-property relationship / A. Mostafaei, R. Ghiaasiaan, I.-T. Ho, S. Strayer, K. Chang, N. Shamsaei, S. Shao, S. Paul, A. Yeh, S. Tin, A.C. To // Progress in

- Mater. Sci. 2023. V.136. Art.101108. ISSN 0079-6425. <https://doi.org/10.1016/j.pmatsci.2023.101108>
2. *Baskov, F.A.* The influence of post heat treatments on the evolution of microstructure and mechanical properties of EP741NP nickel alloy produced by laser powder bed fusion / F.A. Baskov, Zh.A. Sentyurina, Yu.Yu. Kaplanskii, I.A. Logachev, A.S. Semerich, E.A. Levashov // Mater. Sci. Eng. 2021. V.817. Art.141340. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2021.141340>.
3. *Евгенов, А.Г.* Структура и механические свойства жаропрочных сплавов ВЖ159 и ЭП648, полученных методом селективного лазерного сплавления / А.Г. Евгенов, М.А. Горбовец, С.М. Прагер // Авиац. матер. и технол. 2016. V.43. №S1. С.8—15. DOI : 10.18577/2071-9140-2016-0-S1-8-15
4. *Baskov, F.A.* Structure and properties evolution of AZhK superalloy prepared by laser powder bed fusion combined with hot isostatic pressing and heat treatment / F.A. Baskov, Z.A. Sentyurina, P.A. Loginov, M.Y. Bychkova, I.A. Logachev, E.A. Levashov // Metals. 2023. №13. Art.1397. <https://doi.org/10.3390/met13081397>.
5. *Sukhov, D.I.* Особенности получения высокохромистых сплавов на основе никеля методом селективного лазерного сплавления / D.I. Sukhov, Yu.Yu. Kaplanskii, A.M. Rogalev, S.E. Kurkin // Scientific and Techn. J. «Proceedings of VIAM». 2023. [dx.doi.org/ 10.18577/2307-6046-2023-0-1-15-27](https://doi.org/10.18577/2307-6046-2023-0-1-15-27).
6. *Sanchez, S.* Powder bed fusion of nickel-based superalloys : A review / S. Sanchez, P. Smith, Z. Xu, G. Gaspard, C.J. Hyde, W.W. Wits, I.A. Ashcroft, H. Chen, A.T. Clare // Intern. J. Machine Tools and Manufacture. 2021. V.165. Art.103729. ISSN 0890-6955. <https://doi.org/10.1016/j.ijmachtools.2021.103729>.
7. *Lu, Y.* Effect of laser power on microstructure and mechanical properties of K418 nickel-based alloy prepared by selective laser melting / Y. Lu, Y. Zhou, P. Wen, F. Luo, J. Cao, Y. Xu, S. Wang, X. Li, X. Zhang, W. Li // J. Mater. Res. Techn. 2023. V.27. P.2964—2975. ISSN 2238-7854. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2023.10.189>.
8. *Wei, B.* Effect of heat treatments on the microstructure and mechanical properties of Ren710 superalloy manufactured by selective laser melting / B. Wei, H. Ji, J. Guo // Mater. Characterization. 2023. V.200. Art.112838. ISSN 1044-5803. <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2023.112838>.
9. *Chang, K.* Effect of heat treatment on microstructure and mechanical properties of GH4099 superalloy fabricated by selective laser melting / K. Chang, L. Ma, P. Li, J. Lu, X. You, Y. Zhang, Y. Tan // J. Alloys Compounds. 2023. V.934. Art.167813. ISSN 0925-8388. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2022.167813>.
10. *Liu, L.* Crack inhibition and mechanical property enhancement of a CM247LC alloy fabricated by laser powder bed fusion through remelting strategy / L. Liu, D. Wang, G. Deng, C. Han, H. Zhou, C. Tan, Y. Long, Z. Liu, M. Zhang, C. Yang, Y. Yang // Mater. Characterization. 2024. Art.114073. ISSN 1044-5803. <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2024.114073>.
11. *Jiang, D.* Investigation of a novel laser powder bed fusion nickel-based superalloy with Hf, Y addition : Melt characteristic, microstructure and mechanical properties / D. Jiang, Y. Zhang, R. Zhou, Z. Liu // Mater. Sci. Eng. A. 2024. V.908. Art.146744. ISSN 0921-5093. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2024.146744>.
12. *Vražina, T.* Fatigue lifetime assessment and crack propagation of Ni-based VDM alloy 699 XA produced by additive manufacturing / T. Vražina, I. Šulak, B. Nowak, B. Verma, U. Krupp, T. Kruml // Procedia Structural Integrity. 2024. V.52. P.43—51. ISSN 2452-3216. <https://doi.org/10.1016/j.prostr.2023.12.005>.
13. *Attaran, M.* The rise of 3D printing : the advantages of additive manufacturing over traditional manufacturing / M. Attaran // Bus. Horiz. 2017. V.60. №5. P.677—688. <http://dx.doi.org/10.1016/j.bushor.2017.05.011>.
14. *Gonçalves, A.* Environmental and economic sustainability impacts of metal additive manufacturing : A study in the industrial machinery and aeronautical sectors / A. Gonçalves, B. Ferreira, M. Leite, I. Ribeiro // Sustainable Production and Consumption. 2023. V.42. P.292—308. ISSN 2352-5509. <https://doi.org/10.1016/j.spc.2023.10.004>.
15. *Despeisse, M.* Sustainability in additive manufacturing, encyclopedia of sustainable technologies ; 2 nd. ed. / M. Despeisse, T. Hajali, E. Hryha. — [S.l.] : Elsevier, 2024. P.533—547. ISBN 9780443222870. <https://doi.org/10.1016/B978-0-323-90386-8.00123-6>.
16. *Li, X.* Effect of heat treatment on microstructure evolution of Inconel 718 alloy fabricated by selective laser melting / Li X., Shi J.J., Wang C.H., Gao G.H., Russell A.M., Zhou Z.J., Li C.P., Chen G.F. // J. Alloys Comp. 2018. V.764. P.639—649.
17. *Vaghefi, E.* Volumetric defect classification in nano-resolution X-ray computed tomography images of laser powder bed fusion via deep learning / E. Vaghefi, S. Hosseini, M. Azimi, A. Shmatok, R. Zhao, B. Prorok, E. Mirkoohi // J. Manufact. Proc. 2024. V.121 P.499—511. ISSN 1526-6125. <https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2024.05.030>.
18. *Chowdhury, S.* Laser powder bed fusion : a state-of-the-art review of the technology, materials, properties & defects, and numerical modeling / S. Chowdhury, N. Yadaiah, C. Prakash, S. Ramakrishna, S. Dixit, L.R. Gupta, D. Buddhi // J. Mater. Res. Techn. 2022. V.20. P.2109—2172. ISSN 2238-7854. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2022.07.121>.
19. *Cloots, M.* Investigations on the microstructure and crack formation of IN738LC samples processed by selective laser melting using Gaussian and doughnut profiles / M. Cloots, P.J. Uggowitzer, K. Wegener // Mater. Design. 2016. V.89. P.770—784. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2015.10.027>.
20. *Chen, Y.* Dendritic microstructure and hot cracking of laser additive manufactured Inconel 718 under improved base cooling / Chen Y., Lu F., Zhang K., Nie P., Hosseini S.R.E., Feng K., Li Zh. // J. Alloys Comp. 2016. V.670. P.312—321. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2016.01.250>.
21. *Moussaoui, K.* Effects of selective laser melting additive manufacturing parameters of Inconel 718 on porosity, microstructure and mechanical properties / K. Moussaoui, W. Rubio, M. Mousseigne, T. Sultan, F. Rezai // Mater. Sci. Eng. A. 2018. V.735. P.182—190.
22. *Zhang, H.* Enhancing microstructural control, tribological and electrochemical performances of laser powder bed fusion processed nickel superalloys through in situ remelting / H. Zhang, Y. Wang, Z. Wang, C. Wang, K. Luo, M. Guo, P. Zhang, J. Lu, W. Xue // J. Alloys Comp. 2024. V.980. Art.173608. ISSN 0925-8388. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2024.173608>.

23. *Rosenthal, I.* The influence of the melt pool structure on the mechanical properties of laser powder bed fusion nickel superalloy 625 / I. Rosenthal, J.S. Weaver, S. Moylan // *Mater. Today Communications*. 2023. V.36. Art.106810. ISSN 2352-4928. <https://doi.org/10.1016/j.mtcomm.2023.106810>.
24. *Unocic, K.A.* High-temperature performance of N07718 processed by additive manufacturing / K.A. Unocic, L.M. Kolbus, R.R. Dehoff, S.N. Dryepont, B.A. Pint // *Corrosion NACE*. — Texas. 2014. March 9—13. Paper №4478.
25. *Gribbin, S.* Low cycle fatigue behavior of direct metal laser sintered Inconel alloy 718 / S. Gribbin, J. Bicknell, L. Jorgensen, I. Tsukrov, M. Knezevic // *Intern. J. Fatigue*. 2016. №08. P.156—167. <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2016.08.019>.
26. *Aydinoz, M.E.* On the microstructural and mechanical properties of post-treated additively manufactured Inconel 718 superalloy under quasi-static and cyclic loading / M.E. Aydinov, F. Brenne, M. Schaper, C. Schaak, W. Tillmann, J. Nellesen, T. Niendorf // *Mater. Sci. Eng. A*. 2016. V.669. P.246—258. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2016.05.089>.
27. *Логунов, А.В.* Жаропрочные никелевые сплавы для лопаток и дисков газовых турбин / А.В. Логунов. — Рыбинск : ООО Издат. дом «Газотурбинные технологии», 2017. 854 с.
28. *Zhang, X.* Microstructure evolution and mechanical properties of additively manufactured Ni-based GH4099 superalloy via hot isostatic pressing and heat treatment / X. Zhang, S. Wang, H. Liu, Y. Liang, F. Yi, J. Lin // *Mater. Sci. Eng. A*. 2024. V.903. Art.146696. ISSN 0921-5093. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2024.146696>.
29. *Sun, C.* Effect of solution aging treatment on high and very high cycle fatigue properties of nickel-based alloy fabricated by laser powder bed fusion at 25 °C and 650 °C / C. Sun, W. Li, R. Sun, G. Liu, Z. Sun // *Intern. J. Fatigue*. 2024. V.187. Art.108431. ISSN 0142-1123. <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2024.108431>.
30. *Xu, J.* Effect of heat treatment temperature on the microstructural evolution of CM247LC superalloy by laser powder bed fusion / J. Xu, H. Brodin, R.L. Peng, V. Luzin, J. Moverare // *Mater. Charact.* 2022. V.185. Art.111742. ISSN 1044-5803. <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2022.111742>.
31. *Dwivedi, A.* Effect of heat treatment on microstructure and mechanical properties for laser powder bed fusion of nickel-based superalloy : A review / A. Dwivedi, M.K. Khurana, Y.G. Bala, R. Paraveen // *Mater. Today : Proceedings*. 2023. ISSN 2214-7853. <https://doi.org/10.1016/j.matpr.2023.09.093>.
32. *Liu, Y.* A novel model of calculating particle sizes in plasma rotating electrode process for superalloys / Y. Liu, S. Liang, Z. Han, J. Song, Q. Wang // *Powder Techn.* 2018. V.336. P.406—414. ISSN 0032-5910. <https://doi.org/10.1016/j.powtec.2018.06.002>.