

УДК 669.018.44:669.245

И.А. Тренингов<sup>1</sup>, А.В. Заводов<sup>1</sup>, Н.В. Петрушин<sup>1</sup>

**ИССЛЕДОВАНИЕ КРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ СТРУКТУРЫ И МИКРОСТРУКТУРЫ ЖАРОПРОЧНОГО НИКЕЛЕВОГО СПЛАВА ЖС32-ВИ, СИНТЕЗИРОВАННОГО МЕТОДОМ СЕЛЕКТИВНОГО ЛАЗЕРНОГО СПЛАВЛЕНИЯ, ПОСЛЕ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНЫХ МЕХАНИЧЕСКИХ ИСПЫТАНИЙ**

DOI: 10.18577/2071-9140-2019-0-1-57-65

*Проведены исследования структуры после испытаний на малоцикловую усталость по «мягкому» и «жесткому» циклам, кратковременную и длительную прочность. Исследования проведены методами рентгеноструктурного анализа и просвечивающей электронной микроскопии. Обнаружены карбобориды. После испытаний на длительную прочность обнаружены ТПУ-фазы. Установлено, что в зависимости от температуры и продолжительности испытания реализуются различные механизмы изменения микроstructures материала. Выявлена собирательная рекристаллизация.*

**Ключевые слова:** селективное лазерное сплавление (СЛС), жаропрочный никелевый сплав ЖС32-ВИ, рентгеноструктурный анализ, просвечивающая электронная микроскопия, кристаллографическая текстура, дислокации, дефекты упаковки,  $\gamma/\gamma'$ -фаза, длительная прочность, кратковременная прочность, МЦУ.

I.A. Treninkov<sup>1</sup>, A.V. Zavodov<sup>1</sup>, N.V. Petrushin<sup>1</sup>

**RESEARCH OF CRYSTAL STRUCTURE AND MICROSTRUCTURE OF THE ZHS32-VI NICKEL-BASE SUPERALLOY SYNTHESIZED BY SELECTIVE LASER FUSION METHOD, AFTER HIGH-TEMPERATURE MECHANICAL TESTS**

*Structure researches after the following tests are conducted: low-cyclic fatigue under the mild and rigid modes, long-term strength, short-time strength. Researches are carried out by methods of the X-ray structural analysis and transmission electron microscopy. Carboborites are found. After tests for long-term strength TCP-phases are found. It is determined that mechanisms of microstructure degradation are depending on temperature and time of testing. The collective recrystallization is revealed.*

**Keywords:** selective laser melting (SLM), nickel-base superalloy ZHS32-VI, X-ray structural analysis, transmission electron microscopy, crystallographic structure, dislocations, stacking fault,  $\gamma/\gamma'$ -phase, long-term strength, short-time strength, low-cycle fatigue.

<sup>1</sup>Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов» Государственный научный центр Российской Федерации [Federal State Unitary Enterprise «All-Russian Scientific Research Institute of Aviation Materials» State Research Center of the Russian Federation]; e-mail: admin@viam.ru

### Введение

Турбинные лопатки из жаропрочных никелевых сплавов для газотурбинных двигателей (ГТД) изготавливают различными методами – равноосной, направленной и монокристаллической кристаллизацией [1]. Вследствие неравновесных условий литья отливки лопаток характеризуются химической и структурной неоднородностью из-за дендритной сегрегации легирующих элементов при кристаллизации сплавов [2]. Устранить такую сегрегацию (особенно вольфрама и рения) путем гомогенизирующей термической обработки полностью не удается [3]. Наличие неоднородности в распределении легирующих элементов в объеме материала лопаток в процессе эксплуатации приводит к развитию диффузионных процессов и

твердофазных реакций с выделением пластинчатых двойных карбидов типа  $M_6C$ , ТПУ-фаз, а также поро- и трещинообразования [4].

Применение динамично развивающихся аддитивных технологий, включающих методы селективного лазерного сплавления (СЛС) и электронно-лучевого плавления (ЭЛП) металлических порошков из литейных жаропрочных никелевых сплавов, позволяет существенно снизить сегрегационную неоднородность материала и считается перспективным для изготовления турбинных лопаток и других деталей для ГТД [5–8]. Однако переход на аддитивные технологии изготовления турбинных лопаток из литейных жаропрочных никелевых сплавов требует решения ряда задач. Во-первых, по-видимому, необходимо оптимизировать

химический состав сплава под новую технологию. Например, как показал опыт перехода от литья лопаток методом направленной кристаллизации к монокристаллическому литью лопаток, для реализации потенциальных возможностей монокристаллов необходимо создавать жаропрочные сплавы специального легирования [9]. Во-вторых, режимы синтеза должны обеспечить получение из адаптированного сплава деталей с необходимой кристаллографической текстурой. В третьих, текстура синтезированного материала не должна претерпевать изменений при последующих термической и/или баротермической обработках. В четвертых, необходима информация о кристаллографической текстуре, структурно-фазовых характеристиках и их взаимосвязи с механическими свойствами различных сплавов, получаемых методами аддитивных технологий [10]. Успешное решение этих задач позволит значительно ускорить и облегчить процессы адаптации существующих и разработки новых сплавов для получения лопаток для газотурбинных двигателей методами аддитивных технологий СЛС и ЭЛП.

В данной работе представлены результаты апробирования метода СЛС для синтеза образцов из литейного жаропрочного никелевого сплава ЖС32-ВИ без корректировки его химического состава и исследования эволюции кристаллической структуры и микроструктуры образцов из сплава ЖС32-ВИ, синтезированных методом СЛС, в процессе высокотемпературных механических испытаний на растяжение, длительную прочность и малоцикловую усталость.

Работа выполнена в рамках развития комплексной научной проблемы 2.1. «Фундаментально-ориентированные исследования» («Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года») [11].

### Материалы и методы

Объектами исследования служили рабочие части образцов после механических испытаний на растяжение, длительную прочность и малоцикловую усталость, изготовленные из синтезированного методом СЛС жаропрочного никелевого сплава ЖС32-ВИ.

Синтез образцов проводили в установке EOS M 290 в среде аргона высокой чистоты методом СЛС из порошковой композиции сплава ЖС32-ВИ на монокристаллических подложках-затравках из этого сплава с аксиальной кристаллографической ориентировкой  $\langle 001 \rangle$  [12]. Монокристаллические подложки-затравки размещали на специальной подогреваемой массивной платформе.

Порошковая композиция из сплава ЖС32-ВИ для СЛС получена в установке HERMIGA 10/100VI методом газовой атомизации (распыления расплава потоком аргона) [13, 14] из слитка следующего химического состава, % (по

массе): Ni–6Al–4,8Cr–9,5Co–1,2Mo–4Ta–8,4W–3,9Re–1,5Nb–0,12C–0,015B. По данным работы [3], литые монокристаллы сплава ЖС32-ВИ имеют трехфазную структуру  $\gamma + \gamma' + \text{MC}$ , где  $\gamma$  – ГЦК неупорядоченный твердый раствор легирующих элементов в никеле;  $\gamma'$  – фаза на основе интерметаллического соединения  $\text{Ni}_3\text{Al}$ ; MC – карбиды на основе тантала и ниобия.

Перед изготовлением образцов для механических испытаний полученные заготовки СЛС-образцов подвергали термической и баротермической обработкам, включающим вакуумный гомогенизирующий отжиг, горячее изостатическое прессование (ГИП) в газостате и кратковременный отжиг в вакууме при температуре выше температуры полного растворения  $\gamma'$ -фазы (1280°C).

Кристаллографическую текстуру образцов исследовали с применением рентгеновского дифрактометра D/MAX-2500, на котором по линии 220  $\gamma$ -фазы записывали прямые полюсные фигуры (ППФ) в  $\text{Cu } K_\alpha$ -излучении. Дифрактограммы и ППФ записывали с поперечного шлифа в области шейки разрушения.

Дифрактограммы для фазового анализа записывали на рентгеновском дифрактометре Empyrean в монохроматическом  $\text{Cu } K_\alpha$ -излучении в геометрии Брегга–Брентано. Обработку дифрактограмм проводили в специализированных программах Highscore+ и Maud с данными из базы PDF2 2014. Координаты атомов в кристаллических решетках фаз получали из базы структур ICSD. Экспериментальный рентгеновский спектр описывали профильной функцией, рассчитанной по методу фундаментальных параметров [15]. Уширения рентгеновских линий, обусловленные микронапряжениями, моделировали в изотропном приближении. В результате прецизионного анализа определяли периоды кристаллической решетки  $\gamma$ -фазы.

Исследования микроструктуры образцов проводили на просвечивающем электронном микроскопе Tescan G2 F20 S-TWIN с термополювым катодом при ускоряющем напряжении 200 кВ. Съемку электронограмм и расшифровку параметров элементарной ячейки проводили на просвечивающем электронном микроскопе Jeol Jem 200CX; ЭДС-анализ выполняли при помощи спектрометра X-Max<sup>N</sup> 80 фирмы Oxford. Образцы для просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) вырезали в продольной плоскости цилиндрических образцов на расстоянии 1,5 мм от поверхности разрушения. Утонение производили на SiC-бумаге до 100 мкм с последующей электролитической струйной полировкой на установке TenuPol-5 в кислотно-спиртовом электролите.

### Результаты и обсуждение

После СЛС-синтеза в структуре сплава преобладает твердый раствор на основе никеля с двухкомпонентной текстурой (рис. 1, а) – острой

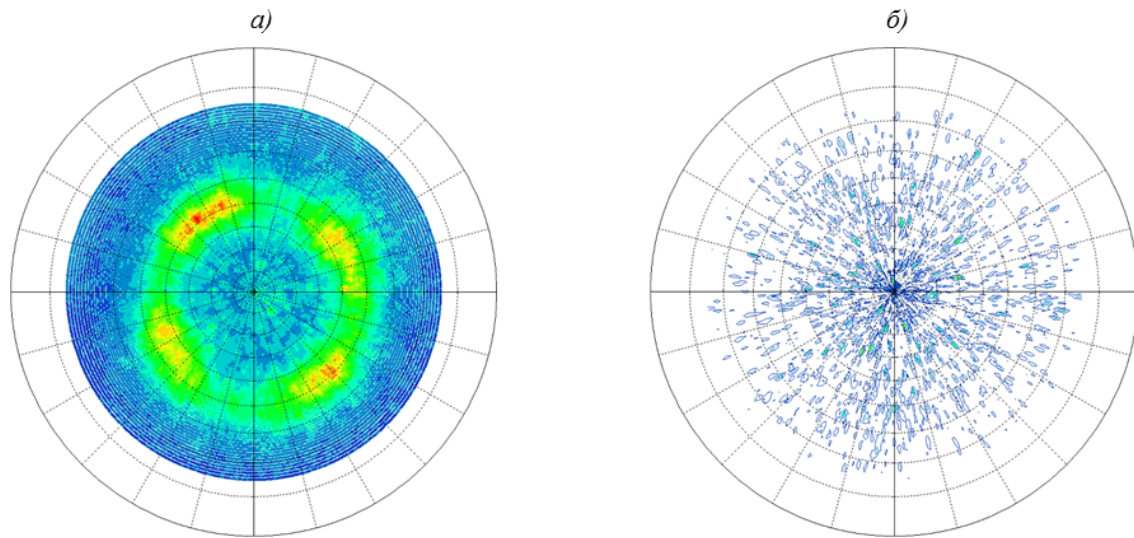


Рис. 1. Прямые полюсные фигуры  $\{022\}$  от СЛС-образца из сплава ЖС32-ВИ в литом состоянии (а) и после ВТО+ГИП (б)

$\{001\}$  и аксиальной  $\langle 001 \rangle$ . Присутствует также монокристалл на основе тантала (ГЦК-решетка) с острой текстурой  $\{001\}$ .

После высокотемпературной обработки (ВТО) и ГИП на прямой полюсной фигуре  $\{022\}$  присутствует большое количество «уколов» (рис. 1, б). Такой вид полюсной фигуры соответствует рекристаллизованной структуре. Таким образом, в результате ВТО полностью устраняется текстура, т. е. высокотемпературные механические испытания проведены на образцах с рекристаллизованной структурой.

После СЛС в результате ВТО и ГИП уменьшаются:

- период и уширение линии  $\{004\}$   $\gamma$ -фазы;
- период  $\gamma'$ -фазы и существенно (в 2,3 раза) уширение линии  $\{004\}$ ;
- острота текстуры  $\{001\}$   $\gamma$ .

Исследования микроструктуры образцов в поперечном направлении с применением просвечивающего электронного микроскопа подтверждают результаты, полученные рентгеновским методом. На образцах после СЛС материал состоит из ячеек, ориентированных направлением  $\langle 100 \rangle_\gamma$  (рис. 2, а) нормально относительно исследованной поверхности. По границам ячеек образуются наноразмерные карбиды. Ячейки образуют фрагменты, между которыми наблюдается разориентация до 5 градусов. Разориентация между ячейками в пределах одного фрагмента отсутствует.

После ВТО и ГИП в структуре наблюдаются зерна размером  $>10$  мкм с различной ориентацией (рис. 2, б). Как на границах, так и в объеме зерен наблюдаются частицы карбидов микронного размера. Поскольку температура ВТО и ГИП была на  $\sim 100^\circ\text{C}$  ниже температуры начала растворения

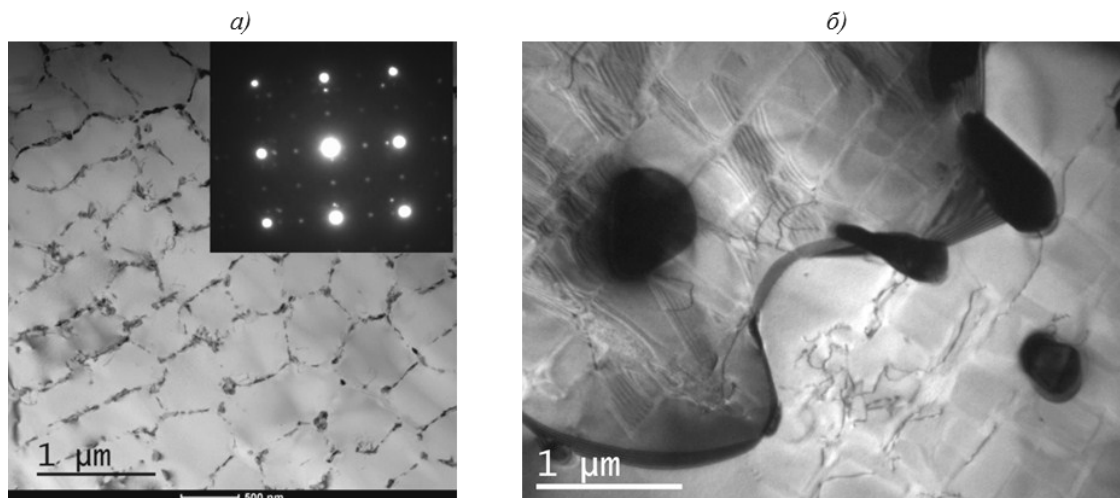


Рис. 2. Структура образцов из сплава ЖС32-ВИ до испытаний: а – после СЛС (на вставке – электронограмма оси зоны  $\langle 100 \rangle_\gamma$ ); б – после СЛС, ВТО и ГИП

Результаты механических испытаний образцов и расчета периода кристаллической решетки  $\gamma$ -фазы

Температура испытания, °С	Условный номер образца	Механические свойства	Период решетки $\gamma$ -фазы, нм
Малоцикловая усталость			
750	1	$\Delta\sigma=810$ МПа; $N=31964$ цикла	0,35855
850	2	$\Delta\varepsilon=0,4\%$ ; $N=32418$ циклов	0,35856
	3	$\Delta\varepsilon=0,2\%$ ; $N=14543$ цикла	0,35884
Кратковременная прочность			
800	4	$\sigma_B=1020$ МПа; $\delta=7,6\%$	0,35860
1100	5	$\sigma_B=150$ МПа; $\delta=0,5\%$	0,35884
	6	$\sigma_B=260$ МПа; $\delta=0,5\%$	0,35876
Длительная прочность			
850	7	$\sigma=600$ МПа; $\tau=0,1$ ч	0,35843
1050	8	$\sigma=49$ МПа; $\tau=11$ ч	0,35932
1000	9	$\sigma=150$ МПа; $\tau=0,1$ ч	0,35858
1050	10	$\sigma=29$ МПа; $\tau=56$ ч	0,35839

карбидов, совпадающей с температурой солидус жаропрочного сплава, то, вероятно, произошла коагуляция исходных карбидов, которые послужили сдерживающим фактором для миграции границ рекристаллизованных зерен. В объеме зерен также присутствуют кубоидные частицы  $\gamma'$ -фазы одинакового размера.

Исследования кристаллической структуры и микроструктуры проведены после испытаний на малоцикловую усталость (МЦУ) по «мягкому» и «жесткому» циклам, кратковременную и длительную прочность. Результаты механических испытаний и расчетов периода кристаллической решетки  $\gamma$ -фазы представлены в табл. 1.

Методом рентгеновского фазового анализа установлено, что на всех дифрактограммах (за исключением дифрактограмм образцов после испытаний на длительную прочность при температуре 1050°C) присутствуют две системы отражений от двух фаз с кубической решеткой Fm $\bar{3}$ m: твердого раствора на основе никеля и карбида на основе

тантала. Соотношения интенсивностей пиков  $\gamma$ -фазы на всех дифрактограммах отличаются друг от друга и от бестекстурного порошкового образца. Такое отличие обусловлено большим размером отдельных зерен. Характерная дифрактограмма этих образцов представлена на рис. 3. На большинстве профилей самая высокая интенсивность у линии 200. У карбида на основе тантала, так же как и у  $\gamma$ -фазы, самая высокая интенсивность у линии 200, что, по-видимому, связано с ориентационным соотношением карбида и  $\gamma$ -фазы –  $\{100\}_\gamma \parallel \{100\}_{TaC}$ , так как по базе PDF2 наиболее интенсивная линия у обеих фаз 111.

Методом ПЭМ также обнаружены карбобориды на основе Cr, W, Co и дисперсные частицы  $\gamma'$ -фазы, линии которых на дифрактограммах не разрешаются, они существенно размываются и сливаются с фоном. Методом рентгеноспектрального микроанализа (РСМА) исследован химический состав карбидов обоих типов. Обнаружено, что кроме углерода и карбидообразующих

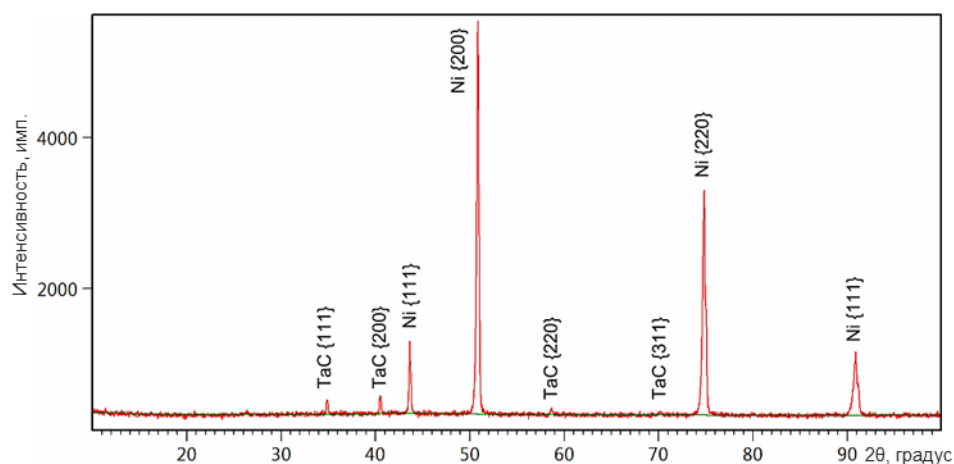


Рис. 3. Дифрактограмма образца 2 (табл. 1) после испытаний на МЦУ по «жесткому» циклу нагружения при температуре 850°C ( $\Delta\varepsilon=0,4\%$ ,  $N=32418$  циклов)

Содержание легирующих элементов в карбоборидах и ТПУ-фазе

Фаза	Содержание элементов, % (атомн.)									
	Ni	Ta	Nb	Co	W	Cr	Mo	Re	Fe	Al
(Ta, Nb)(B, C)	8	35	55	–	–	–	–	–	2	–
(Co, W...)(B, C)	33	2	2	15	14	16	6	7	2	3
ТПУ	28	3	–	18	9	14	5	20	–	2

элементов в составе частиц присутствует бор, что свидетельствует о том, что частицы являются карбоборидами. В табл. 2 указано среднее содержание карбидообразующих элементов. Содержание каждого элемента варьируется в диапазоне  $\pm 5\%$  (атомн.) в зависимости от исследуемого участка структуры. В присутствии тяжелых элементов количественное содержание бора и углерода методом РСМА определить не представляется возможным, поэтому химический состав фаз приведен к 100% без учета бора и углерода. В состав карбоборидов как на основе Ta и Nb, так и на основе Cr, W, Co, входит никель. Частица занимает большую часть толщины фольги в исследуемой области, поэтому наличие никеля не является следствием подсветки никелевой матрицы. Кроме карбоборидов в образцах после испытаний на длительную прочность обнаружены пластины ТПУ-фаз, образующиеся в процессе длительного воздействия повышенных температур и напряжений (рис. 4, а). Химический состав ТПУ-фазы аналогичен составу карбоборидов на основе Cr, W и Co. Отличие заключается в отсутствии бора, углерода и в повышенном содержании Re ( $20 \pm 2\%$  (атомн.)). Таким образом, ТПУ-фаза является интерметаллидным соединением, обогащенным рением, что совпадает с научными литературными данными [2]. Анализ электронограмм позволил установить, что ТПУ-фаза имеет моноклинную

базоцентрированную решетку с параметрами  $a=0,95$  нм,  $b=1,9$  нм,  $c=0,97$  нм,  $\beta=85,54$  градусов.

На дифрактограммах образцов после испытаний на длительную прочность при температуре  $1050^\circ\text{C}$  присутствует система линий карбида на основе вольфрама и никеля ( $\text{W}_4\text{Ni}_2\text{C}_{0,67}$ ) с кубической решеткой  $\text{Fm}\bar{3}\text{m}$ . В образце 8 (см. табл. 1) карбид на основе вольфрама и никеля имеет кристаллографическую текстуру  $\{311\}$ . Остальные фазы (как и в других образцах) – твердый раствор на основе никеля,  $\gamma'$ -фаза и карбид на основе тантала (рис. 5).

Период кристаллической решетки  $\gamma'$ -фазы в зависимости от вида и параметров механических испытаний существенно не изменяется, за исключением образца после испытания на длительную прочность при температуре  $1050^\circ\text{C}$  ( $\sigma=49$  МПа,  $\tau=11$  ч), в котором период решетки наибольший (0,35932 нм).

Исследования микроструктуры вблизи поверхности излома образцов после испытаний на малоцикловую усталость, кратковременную и длительную прочность показали принципиальные различия в механизме деформации при повышенных температурах.

Наименьшие изменения в структуре наблюдаются после испытаний на кратковременную прочность и малоцикловую усталость с количеством циклов до  $N=4000$ . За время испытаний не успевают

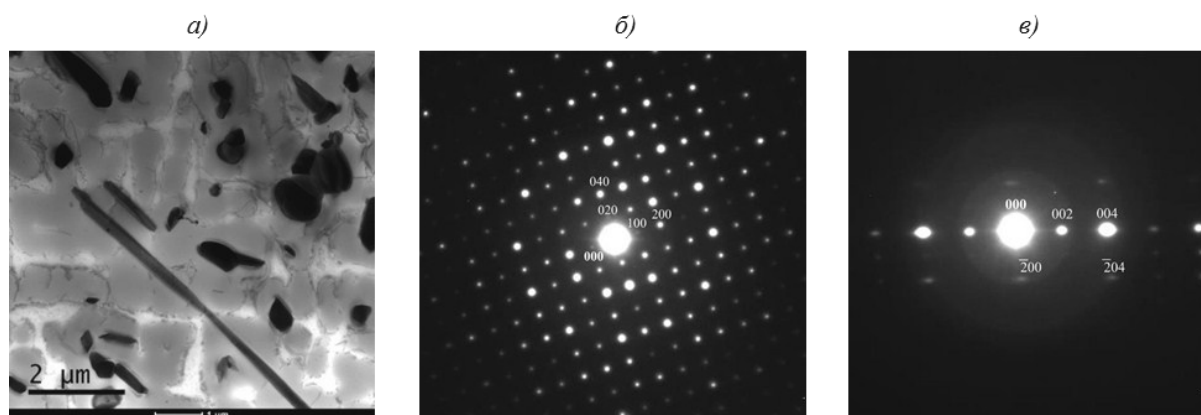


Рис. 4. Структура сплава ЖС32-ВИ после испытаний на длительную прочность при температуре  $1050^\circ\text{C}$  и времени до разрушения 56 ч:

а – пластины ТПУ-фазы и карбобориды двух типов; б, в – электронограммы от ТПУ-фазы в осях зоны  $[001]$  и  $[010]$  соответственно

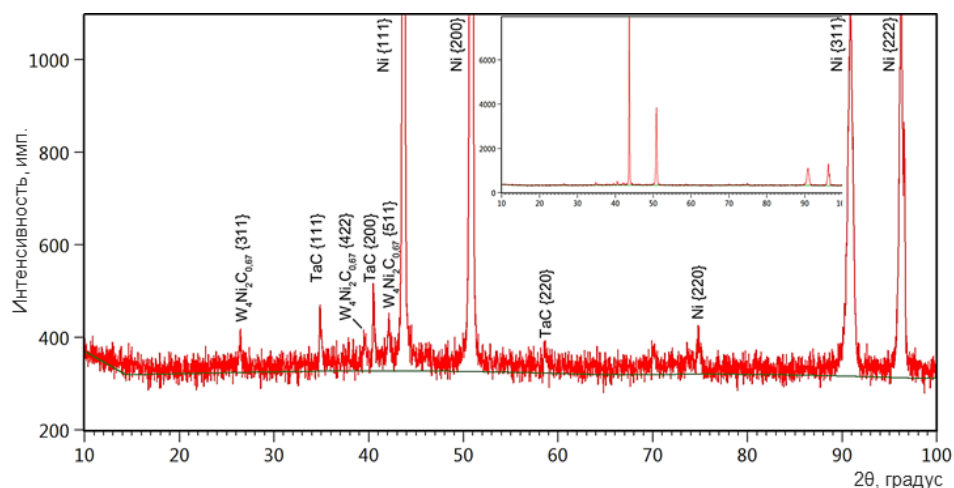


Рис. 5. Дифрактограмма образца после испытания на длительную прочность при температуре 1050°C ( $\sigma=49$  МПа,  $\tau=11$  ч)

произойти ощутимые диффузионные изменения, а деформация реализуется в основном сдвиговым путем за счет образования дефектов упаковки в плоскостях  $\{111\}_\gamma$ , что в первую очередь связано с низкой пластичностью сплава (рис. 6). Дислокации, располагающиеся на границе  $\gamma/\gamma'$ , являются дислокациями несоответствия с вектором Бюргера  $a_\gamma <111>$  и, следовательно, не связаны с пластическим течением материала.

С увеличением длительности испытаний становятся заметны диффузионные изменения, заключающиеся в формоизменении  $\gamma'$ -фазы, объединении отдельных кубоидов, активном выделении третичной  $\gamma'$ -фазы, а также образовании пластин ТПУ-фазы, достигающих 20 мкм в длину (рис. 4, а; 7, а, б). Как следствие диффузионного перераспределения элементов между  $\gamma'/\gamma$ -фазами и увеличения несоответствия параметров кристаллических решеток, в процессе длительных испытаний образуется большое количество дислокаций несоответствия (рис. 6, в).

Деформация при испытаниях на длительную прочность имеет пластический характер. Дефекты упаковки не образуются, наблюдается повышенная плотность краевых дислокаций в объеме ма-

териала. Присутствующие карбобориды являются препятствием для скольжения дислокаций, аккумулируя их на межфазной границе.

Смена режима испытаний на малоциковую усталость с «жесткого» цикла на «мягкий» приводит к изменению механизма деформации вне зависимости от температуры испытания. В «жестком» режиме, когда задается определенное изменение деформации  $\Delta\varepsilon$ , реализуется сдвиговая деформация, а скольжение дислокаций не успевает произойти (рис. 7, в). Поведение материала в таком случае схоже с поведением непластичного материала при испытаниях на кратковременную прочность. Межфазные  $\gamma/\gamma'$ -границы не препятствуют прохождению дефекта упаковки, что свидетельствует о том что твердый  $\gamma$ -раствор и  $\gamma'$ -фаза ведут себя как однородное тело, без взаимодействий на межфазной границе.

В режиме «мягкого» цикла с фиксированной амплитудой нагружения  $\Delta\sigma$  в материале наблюдается постепенное накопление деформации путем зарождения и скольжения дислокаций (рис. 7, з).

На всех ППФ присутствует большое количество хаотично расположенных полюсов разной интенсивности (наиболее характерная ППФ представлена на рис. 8). Такой вид ППФ характерен

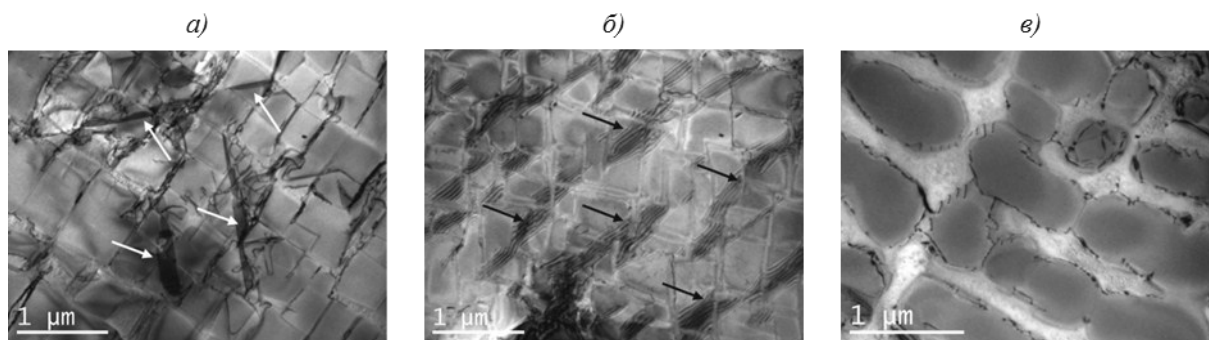


Рис. 6. Структура сплава ЖС32-ВИ после испытаний (стрелками отмечены дефекты упаковки): а – на МЦУ по «жесткому» циклу при температуре 850°C ( $\Delta\varepsilon=0,2\%$ ,  $N=14543$  цикла); б – на кратковременную прочность при температуре 1100°C и  $\sigma_b=260$  МПа; в – дислокации несоответствия на межфазной границе  $\gamma/\gamma'$



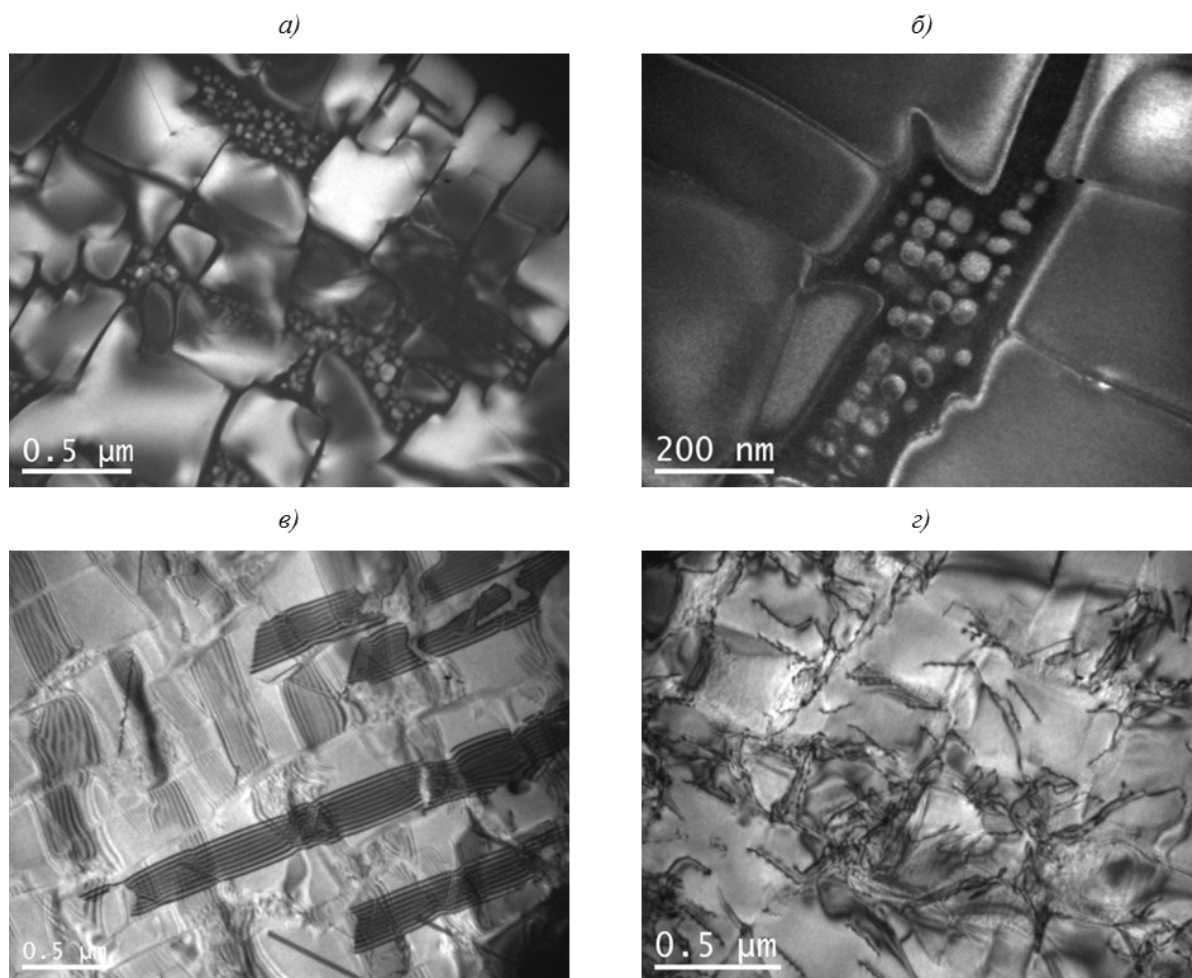


Рис. 7. Структура сплава ЖС32-ВИ после испытаний на МЦУ при повышенных температурах:  
*a-b* – 850°C,  $\Delta\varepsilon=0,2\%$ ,  $N=17272$  цикла; *г* – 750°C,  $\Delta\sigma=405$  МПа,  $N=31964$  цикла

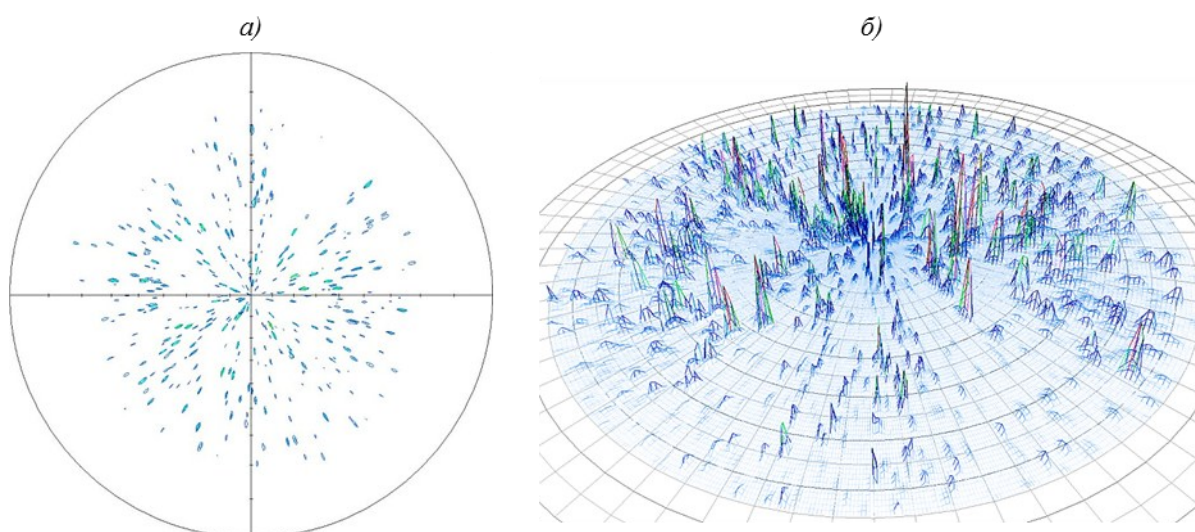


Рис. 8. Прямая полюсная фигура  $\{022\}$  образца после испытаний на МЦУ при температуре 850°C,  $\Delta\varepsilon=0,4\%$  (*a*) и ее трехмерное представление (*б*)

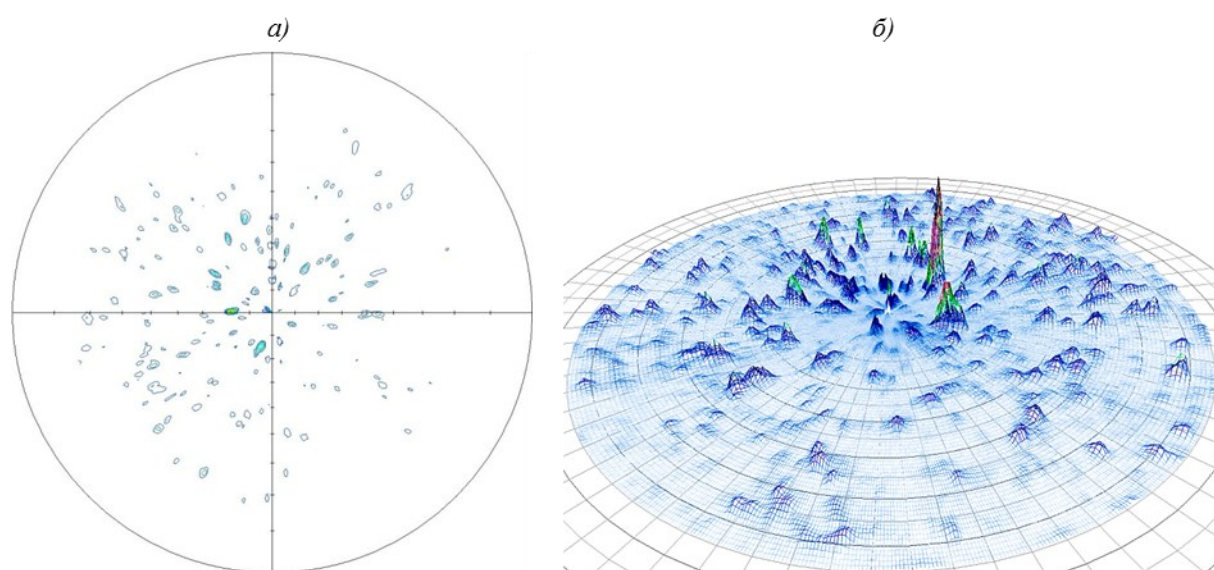


Рис. 9. Прямая полюсная фигура  $\{022\}$  образца после испытаний на кратковременную прочность при температуре  $800^{\circ}\text{C}$  (а) и ее трехмерное представление (б)

для рекристаллизованного состояния. Отдельные полюсы, интенсивность которых выше большинства полюсов на ППФ, по-видимому, результат собирательной рекристаллизации. Как правило, острая текстура после СЛС-синтеза устраняется в результате термической обработки перед механическими испытаниями за счет протекания процессов рекристаллизации. В процессе высокотемпературных механических испытаний в некоторых образцах происходит собирательная рекристаллизация. Таким образом, структура образцов после различных видов механических испытаний отличается степенью рекристаллизации, что отражается на количестве «уколов» на ППФ и их интенсивности. Наибольшая степень собирательной рекристаллизации – в образце после испытаний на кратковременную прочность при  $800^{\circ}\text{C}$  (рис. 9). Высокая степень собирательной рекристаллизации – в образцах после испытаний на длительную прочность при  $850$  и  $1000^{\circ}\text{C}$  ( $\sigma=150$  МПа,  $\tau<0,1$  ч).

Продолжительность испытаний большинства исследованных образцов небольшая, поэтому деградация структуры не достигла рафтирования, свойственного монокристаллам после длительных высокотемпературных испытаний. Разрушение СЛС-образцов происходило быстрее, чем разрушение монокристаллов, в силу разных механизмов разрушения поликристаллических и монокристаллических жаропрочных никелевых сплавов. У монокристаллов – междендритный механизм разрушения, а в случае СЛС разрушение происходило по границам зерен.

#### Заключения

Структура сплава сформирована твердым раствором на основе никеля, карбидами на основе

тантала, карбоборидами на основе Cr, W, Co и дисперсными частицами  $\gamma'$ -фазы. Установлено ориентационное соотношение карбида и  $\gamma$ -фазы  $\{100\}_{\gamma} \parallel \{100\}_{\text{TaC}}$ .

В процессе испытаний на кратковременную прочность и малоцикловую усталость с количеством циклов до  $N=4000$  в структуре не успевают произойти ощутимые диффузионные изменения, а деформация реализуется в основном сдвиговым путем за счет образования дефектов упаковки в плоскостях  $\{111\}_{\gamma}$ .

С увеличением длительности испытаний активируются диффузионные процессы, заключающиеся в формоизменении  $\gamma'$ -фазы, объединении отдельных кубоидов, активном выделении третичной  $\gamma'$ -фазы. Увеличивается несоответствие периодов кристаллических решеток  $\gamma/\gamma'$ -фаз.

Деформация при испытаниях на длительную прочность имеет пластический характер. Дефекты упаковки не образуются, наблюдается повышенная плотность краевых дислокаций в объеме материала. Присутствующие карбобориды являются препятствием для скольжения дислокаций, аккумулируя их на межфазной границе.

В процессе испытаний на длительную прочность образуются пластины ТПУ-фаз. Химический состав ТПУ-фазы схож с составом карбоборидов на основе Cr, W и Co. Отличие заключается в отсутствии бора, углерода и в повышенном содержании Re ( $20\pm 2\%$  (атомн.)).

*Исследование выполнено при финансовой поддержке гранта Российского научного фонда (проект №15-19-00164).*



## ЛИТЕРАТУРА

1. Каблов Е.Н., Оспенникова О.Г., Петрушин Н.В. Новый монокристаллический интерметаллидный жаропрочный сплав на основе  $\gamma'$ -фазы для лопаток ГТД // *Авиационные материалы и технологии*. 2015. №1 (34). С. 34–40. DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-1-34-40.
2. Шалин Р.Е., Светлов И.Л., Качанов Е.Б., Толорайя В.Н., Гаврилин О.С. Монокристаллы никелевых жаропрочных сплавов. М.: Машиностроение, 1997. 336 с.
3. Петрушин Н.В., Висик Е.М., Горбовец М.А., Назаркин Р.М. Структурно-фазовые характеристики и механические свойства монокристаллов жаропрочных никелевых ренийсодержащих сплавов с интерметаллидно-карбидным упрочнением // *Металлы*. 2016. №4. С. 57–70.
4. Орлов М.Р. Физико-химические особенности образования пор термического происхождения и работоспособность монокристаллических лопаток турбины // *Деформация и разрушение материалов*. 2008. №6. С. 43–48.
5. Неруш С.В., Ермолаев А.С., Рогалев А.М., Василенко С.А. Исследование технологии восстановления торца пера рабочей лопатки первой ступени турбины высокого давления (ТВД) из сплава ЖС32-ВИ методом лазерной газопорошковой наплавки с применением металлического порошка сплава ЖС32-ВИ, изготовленного методом атомизации // *Труды ВИАМ: электрон. науч.-технич. журн.* 2016. №8 (44). Ст. 04. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 29.11.2018). DOI: 10.18577/2307-6046-2016-0-8-4-4.
6. Герасимов В.В. От монокристаллических неохлаждаемых лопаток к лопаткам турбин с проникающим (транспирационным) охлаждением, изготовленным по аддитивным технологиям (обзор по технологии литья монокристаллических лопаток ГТД) // *Труды ВИАМ: электрон. науч.-технич. журн.* 2016. №10. Ст. 01. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 29.11.2018). DOI: 10.18577/2307-6046-2016-0-10-1-1.
7. Mageramova L., Vasilyev B., Rinzburskiy V. Novel designs of turbine blades for additive manufacturing // *Proceedings of ASME Turbo Expo 2016: Turbine Technical Conference and Exposition GT2016*. June 13–17, 2016. Seoul, South Korea. Copyright 2016 by ASME. P. 1–7.
8. Ramsperger M., Körner C. Selective electron beam melting of the single crystalline nickel-base superalloy CMSX-4: from columnar grains to a single crystal // *Superalloys 2016: Proceedings of the 13th International symposium on Superalloys*. Champion (Pennsylvania). Publ. Minerals, Metals and Materials Society. 2016. P. 341–349.
9. Суперсплавы II: Жаропрочные материалы для аэрокосмических и промышленных энергоустановок / под ред. Ч.Т. Симса, Н.С. Столоффа, У.К. Хагеля в 2 кн. Пер. с англ. М.: Металлургия, 1995. Кн. 1 / под ред. Р.Е. Шалина. 384 с.
10. Каблов Е.Н. Аддитивные технологии – доминанта национальной технологической инициативы // *Интеллект и технологии*. 2015. №2 (11). С. 52–55.
11. Каблов Е.Н. Инновационные разработки ФГУП «ВИАМ» ГНЦ РФ по реализации «Стратегических направлений развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года» // *Авиационные материалы и технологии*. 2015. №1 (34). С. 3–33. DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-1-3-33.
12. Петрушин Н.В., Евгенов А.Г., Заводов А.В., Тренинков И.А. Структура и прочность жаропрочного никелевого сплава ЖС32-ВИ, полученного методом селективного лазерного сплавления на монокристаллической подложке // *Материаловедение*. 2017. №11. С. 19–26.
13. Евгенов А.Г., Неруш С.В., Василенко С.А. Получение и опробование мелкодисперсного металлического порошка высокохромистого сплава на никелевой основе применительно к лазерной LMD-наплавке // *Труды ВИАМ: электрон. науч.-технич. журн.* 2014. №5. Ст. 04. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 29.11.2018). DOI: 10.18577/2307-6046-2014-0-5-4-4.
14. Востриков А.В., Сухов Д.И. Производство гранул методом PREP для аддитивных технологий – текущий статус и перспективы развития // *Труды ВИАМ: электрон. науч.-технич. журн.* 2016. №8. Ст. 03. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 29.11.2018). DOI: 10.18577/2307-6046-2016-0-8-3-3.
15. Lutterotti L., Matthies S., Wenk H.-R. MAUD (Material Analysis Using Diffraction): a user friendly Java program for Rietveld Texture Analysis and more // *Proceeding of the Twelfth International Conference on Textures of Materials (ICOTOM-12)*. 1999. Vol. 1. P. 1599–1604.