

УДК 669.017.165

*А.Г. Евгенов¹, О.А. Базылева¹, Н.А. Головлев¹, Д.В. Зайцев¹***ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВА
СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ ИНТЕРМЕТАЛЛИДА Ni₃Al,
ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ СЛС**

DOI: 10.18577/2307-6046-2018-0-12-25-36

Исследованы особенности структуры сплавов на основе Ni₃Al типа ВКНА, полученных методом селективного лазерного сплавления в состоянии после синтеза, термической и газостатической обработки. Показаны основные особенности формирования ячеистой структуры в зависимости от содержания в сплавах углерода. Рассмотрено влияние углерода и количества карбидов на протекание процесса рекристаллизации и формирование зерен в синтезированном металле в процессе термической и газостатической обработки. Определены характеристики кратковременной и длительной прочности синтезированных материалов в различных состояниях.

Ключевые слова: селективное лазерное сплавление, γ' -фаза, скорость кристаллизации, карбиды, морфология, ГИП, оси дендритов, ячейки.

*A.G. Evgenov¹, O.A. Bazyleva¹, N.A. Golovlev¹, D.V. Zaitsev¹***FEATURES OF STRUCTURE AND PROPERTY OF ALLOYS
ON THE BASIS OF Ni₃Al INTERMETALLIC COMPOUND,
HALF-SCIENTISTS METHOD SLM**

This paper is a work of investigating the structural features of VKNA-type Ni₃Al-based alloys, made by selective laser melting in several conditions: directly after synthesis, thermal and gas-static treated. The main features grain structure formation are shown depending on the content of carbon in the alloys. The influence of carbon and the amount of carbide formation on the course of the recrystallization process and the formation of grains in the synthesized metal in the process of thermal and gas-static treatment are considered. It is also shown the determination of the characteristics of the short-term and long-term strength of the additively synthesized materials in various states are determined.

Keywords: selective laser melting, γ' -phase, crystallization rapidity, carbides, morphology, HIP, dendrite axes, cells.

¹Федеральное 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

В современном газотурбинном двигателестроении авиационного и энергетического назначения самыми сложными и ответственными деталями горячего тракта являются литые охлаждаемые лопатки из никелевых жаропрочных сплавов. Поэтому вполне понятно законное стремление материаловедов разработать перспективные аддитивные технологии производства таких лопаток. На первый взгляд кажется, что простая замена традиционной технологии литья по выплавляемым моделям на аддитивную при серийном производстве охлаждаемых лопаток не имеет большого смысла. Однако послойный синтез в процессе селективного лазерного сплавления (СЛС) имеет ряд значительных преимуществ, позволяющих осуществить принципиально новые схемы

охлаждения, реализация которых в технологии литья по выплавляемым моделям сопряжена с производственными сложностями и большими временными и финансовыми затратами.

Интенсивные поисковые работы по синтезу традиционных никелевых литейных сплавов ведутся в России и за рубежом. Основные направления исследований в этой области проводятся со сплавами, синтезированными непосредственно на платформе построения [1–5] и на литых монокристаллических подложках [6, 7].

Возможности аддитивного производства особенно привлекательны для сплавов на основе интерметаллида Ni_3Al – материала с достаточно низкой пластичностью. Разработанные во ФГУП «ВИАМ» интерметаллидные сплавы на основе Ni_3Al имеют наиболее высокие рабочие температуры, занимая место между литейными суперсплавами и перспективными жаропрочными композитами [8–10]. Сплавы этого типа относятся к экономнолегированным и в литом состоянии могут иметь поликристаллическую (равноосную), дендритно-столбчатую (направленную) или монокристаллическую структуры.

Несмотря на низкую плотность и высокую жаропрочность при рабочих температурах, постоянной проблемой интерметаллидных сплавов, ограничивающей их более широкое внедрение в новых образцах техники, является высокая чувствительность к условиям литья, склонность к образованию горячих трещин и нестабильность механических характеристик [11].

Аддитивные технологии позволяют получать заготовки деталей, минуя длительные подготовительные операции, такие как изготовление пресс-оснастки, моделей, керамических форм, прецизионного литья. Аддитивные технологии также позволяют получить материал с высокой степенью однородности структуры (практически независимо от массивности сечения), исключить образование карбидов неблагоприятной морфологии. Диспергированная структура после СЛС позволяет обеспечить при правильно разработанном режиме синтеза достаточный уровень пластических характеристик даже для относительно хрупких материалов. Для производства конструкционных интерметаллидов в качестве наиболее перспективной рассматривается технология электронно-лучевого синтеза. Однако большие припуски на механическую обработку и необходимость предварительного спекания порошка делают такую технологию практически неприменимой для изготовления тонкостенных деталей с развитыми внутренними каналами охлаждения.

Технология СЛС не имеет подобных ограничений. Однако при получении интерметаллидных сплавов методами СЛС возникают трещины вследствие высоких скоростей охлаждения из-за низкой температуры подогрева рабочей платформы построения. Общей проблемой при получении литейных никелевых жаропрочных сплавов методом СЛС также является их мелкозернистая структура. Большая площадь границ зерен приводит к снижению длительной прочности такого материала при высоких значениях прочных характеристик (кратковременной прочности, МЦУ, МнЦУ) [12, 13].

Несмотря на отмеченные недостатки, сплавы на основе интерметаллида Ni_3Al практически не имеют альтернативы в температурном диапазоне 1150–1200°C, в особенности принимая во внимание их стоимость. Поэтому изыскания в области получения из них деталей методом СЛС представляются весьма перспективными [11].

Целью данной работы является анализ и систематизация данных, полученных в результате исследования структуры и свойств жаропрочных сплавов на основе интерметаллида Ni_3Al , полученных методом СЛС.

Работа выполнена в рамках реализации комплексной научной проблемы 10.4. «Технологии получения би- и полиметаллических естественноармированных металлических материалов методом прямого лазерного синтеза из металлических порошков» («Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года» [14]).

Материалы и методы исследования

В качестве объектов исследования выбраны сплавы на основе интерметаллида Ni_3Al с различным содержанием углерода, разработанные для получения моно- и поликристаллических отливок (см. таблицу).

Системы легирования и содержания углерода в исследуемых сплавах на основе интерметаллида Ni_3Al

Сплав	Система легирования	Содержание углерода, % (по массе)
ВКНА-25	Ni–Al–Cr–Co–Mo–W–Ti–Re	≤0,02
ВКНА-25(P)	Ni–Al–Cr–Co–Mo–W–Ti–Re–Zr	0,18
ВИН5	Ni–Al–Co–Cr–Mo–W–Ti–Zr	0,14
ВКНА-1BP	Ni–Al–Cr–Mo–W–Ti–Hf	0,14

Исследование структуры образцов после СЛС проводили методами оптической, растровой и просвечивающей электронной микроскопии.

Металлические порошки для изготовления всех образцов получали методом атомизации в атмосфере аргона на установке HERMIGA 10/100VI. Образцы из порошка гранулометрического состава 10–63 мкм изготавливали с вертикальной ориентацией на установке EOS M290 в среде аргона при подогреве платформы.

Микроструктуру исследовали на растровых электронных микроскопах (РЭМ) – JSM 6480LV фирмы Jeol и Hitachi SU8100, а также методом просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) на микроскопе Теснаи G2 F20 S-TWIN TMP с ускоряющим напряжением 200 кВ.

Для сравнения механических свойств использовали синтезированный и литой материал ВКНА-25 с поликристаллической структурой. Механические свойства сплавов ВИН5 и ВКНА-25(P) оценивали на синтезированных и литых образцах с поликристаллической структурой, полученных по стандартной технологии литья с последующим применением горячего изостатического прессования (ГИП).

Результаты и обсуждение

Особенности структуры сплавов на основе интерметаллида Ni_3Al , полученных методом СЛС

Трековая структура сплавов после синтеза является типичной для материалов, полученных методом СЛС. Треки представляют собой закристаллизовавшиеся ванны расплава, имеющие в поперечном срезе форму рыбьей чешуи. Структура треков содержит более мелкие области – зерна (субзерна), состоящие, в свою очередь, из ячеистых фрагментов (рис. 1 в, б). По границам отдельных субзерен наблюдаются трещины (рис. 1, а). Фрагменты (оси дендритов первого порядка) преимущественно вытянуты в направлении теплоотвода (рис. 1, б). Возникновение в материале локальных областей с меньшим температурным градиентом (возможно, вследствие прохода луча по еще неостывшей области предыдущего сплавленного слоя) приводит к значительным различиям в морфологии ячеек: ветви первого порядка утолщаются, на их поверхности появляются характерные зазубрины – зачатки ветвей второго порядка (рис. 1, в). Данные изменения связаны с различными скоростями кристаллизации в отдельных треках. В участках с более массивными ячейками хорошо заметны дисперсные выделения карбидов (светлые дисперсные частицы – рис. 1, в).

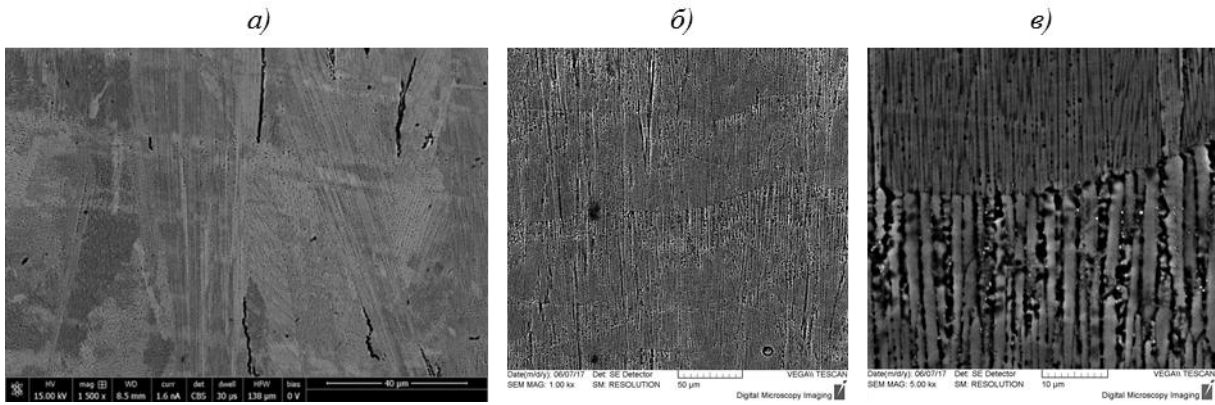


Рис. 1. Структура синтезированного сплава ВИН5 (СЭМ): $\times 1500$ (а); $\times 1000$ (б) и $\times 5000$ (в)

Исследование ячеистой структуры методом ПЭМ показало, что в сплавах с углеродом выделение карбидов происходит по границам ячеек, а количество карбидов увеличивается пропорционально увеличению содержания углерода.

Формирование ячеек в процессе СЛС для большинства исследованных сплавов (ВЖ159, ЖС6К и др.) [15, 16] подчиняется нормальному закону кристаллизации [17]. Ячейки представляют собой пересыщенный γ -твердый раствор, в котором наблюдается выделение частиц упрочняющей γ' -фазы. Тот же принцип справедлив и для сплава ВИН5: наряду с рефлексами матрицы, электронограмма ячейки (γ -твердого раствора) содержит и рефлексы сверхструктуры – γ' -фазы (рис. 2, б). На изображении в сверхструктурном рефлексе видно большое количество наноразмерных частиц γ' -фазы (рис. 2, а).

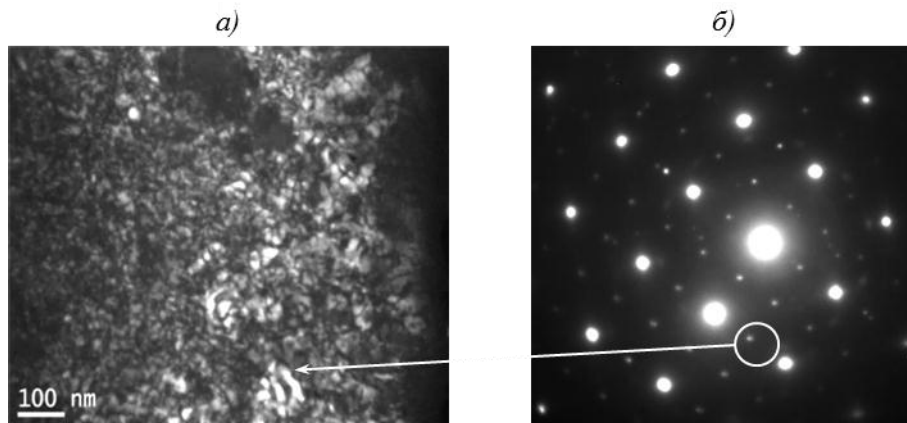


Рис. 2. Структура синтезированного сплава ВИН5:

а – темнопольное изображение в сверхструктурном рефлексе (γ' -фаза); б – электронограмма, содержащая рефлексы матрицы, сверхструктуры γ' -фазы и карбидной фазы (ось зоны $\langle 001 \rangle$)

Аналогично формируется тонкая структура трека и в сплаве ВКНА-1ВР, имеющем то же содержание углерода (0,14%). Протяженные ячейки имеют толщину 0,7–0,8 мкм (рис. 3, а). На изображении в рефлексе карбидов хорошо видна карбидная окантовка, дискретные карбиды глобулярной или неправильной формы размерами около 100–150 нм (рис. 3, б). На снимках, полученных в сверхструктурных рефлексах, наблюдается высокая плотность выделений γ' -фазы в структуре материала (рис. 3, в). Частицы γ' -фазы равномерно распределены в объеме ячеек кристаллизации, при этом неоднородны по размерам и форме. Вблизи границ наблюдается область шириной ~ 100 нм, где размеры и плотность частиц γ' -фазы заметно выше по сравнению с объемом. В этих областях частицы γ' -фазы присутствуют в виде наноразмерных ламелей (рис. 3, г).

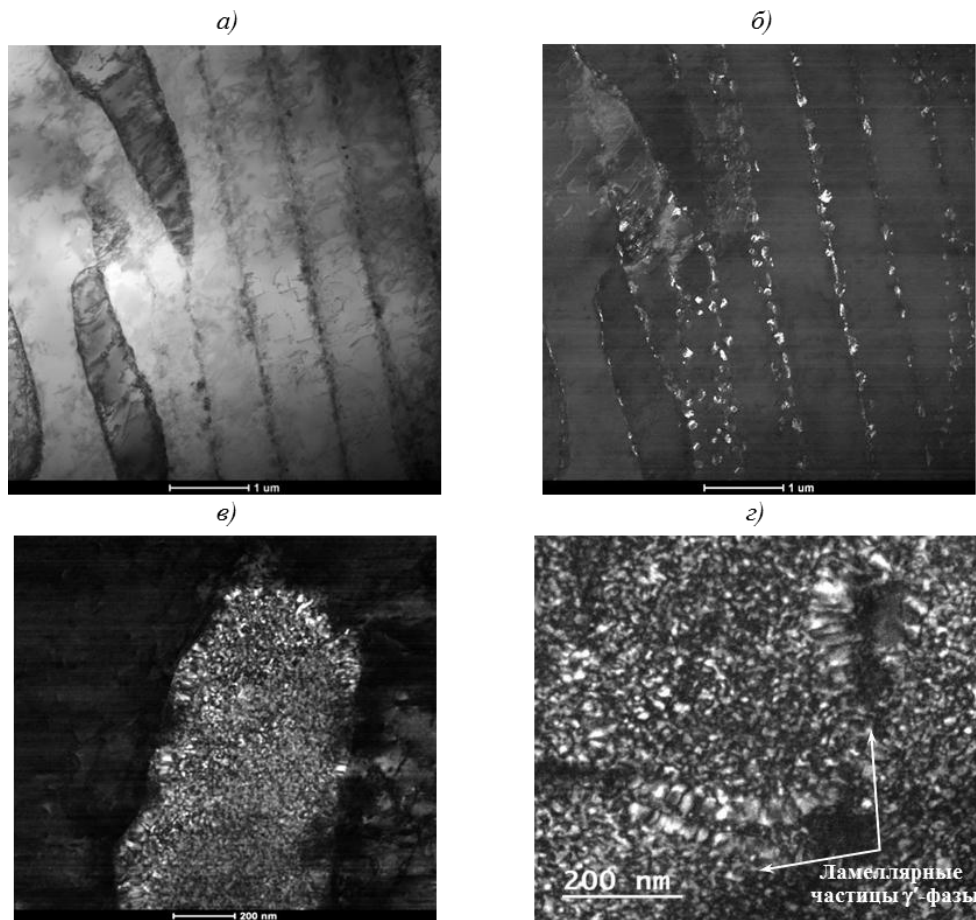


Рис. 3. Структура синтезированного сплава ВКНА-1ВР:
 а – светлое поле; б – темнопольное изображение в рефлексе карбидов; в, г – темнопольное изображение в рефлексе γ' -фазы

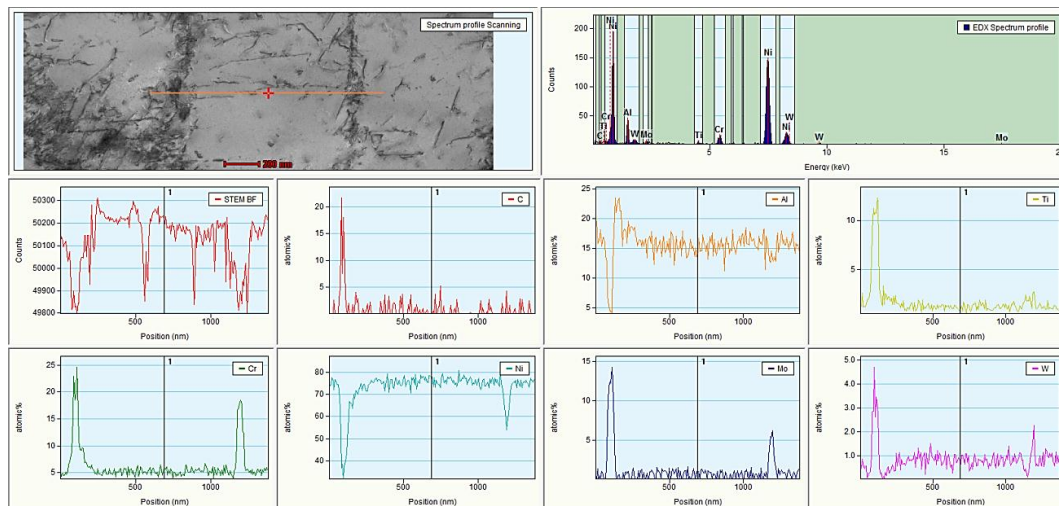


Рис. 4. Распределение химических элементов в сплаве ВКНА-1ВР

Исследование распределения элементов по сечению ячейки в сплаве ВКНА-1ВР показывает, что в соответствии с нормальным законом кристаллизации количество никеля и вольфрама несколько снижается от середины к краям ячейки, в то время как содержание γ' -образующих элементов – алюминия и титана – увеличивается (рис. 4).

Выявленные пики алюминия у самой границы ячейки соответствуют ламеллярным частицам γ' -фазы, идентифицированным методом ПЭМ. В состав карбидов, помимо углерода, входят хром, титан, вольфрам и молибден. Полученные данные хорошо согласуются с данными работы [18].

Что касается сплава ВКНА-25(P), то в нем имеется аномалия распределения элементов по сечению ячейки: γ' -образующие элементы – алюминий и титан – имеют более высокую концентрацию в центре ячейки (рис. 5). Тугоплавкие элементы – рений и вольфрам – располагаются не в теле ячейки (вольфрам – на уровне 1% (атомн.), рений – следы), а в виде включений, идентифицируемых как карбиды. Такое распределение вольфрама – карбидообразующего элемента – вполне объяснимо. Рений не относится к карбидообразующим элементам и может частично замещать позиции хрома в карбидах. Однако причина кардинального изменения распределения γ' -образующих и тугоплавких элементов в этом сплаве не вполне ясна.

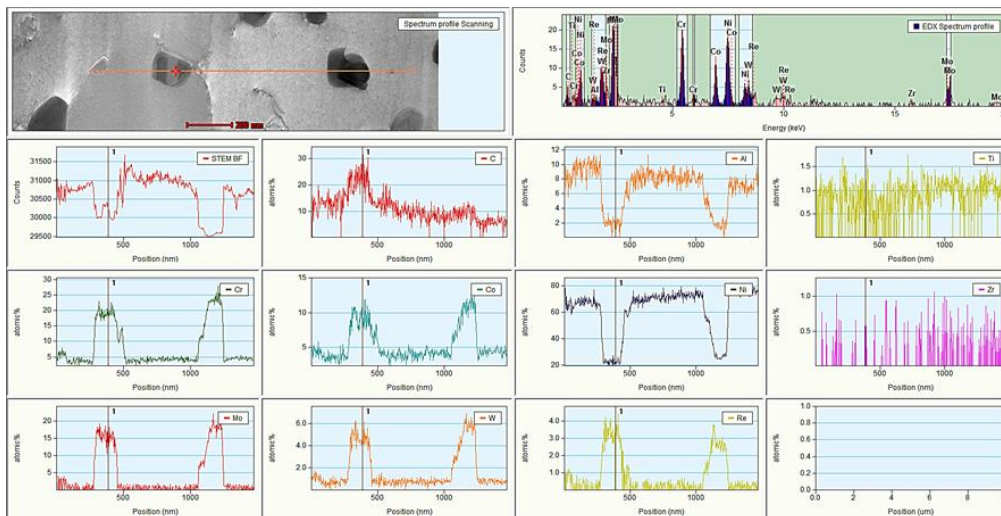


Рис. 5. Распределение химических элементов в сплаве ВКНА-25(P)

Расшифровка электронограммы позволила установить, что матрицей в сплаве ВКНА-25(P) является γ' -фаза (рис. 6), что также подтверждают изображения ячеек в рефлексе γ' -фазы (рис. 6, в).

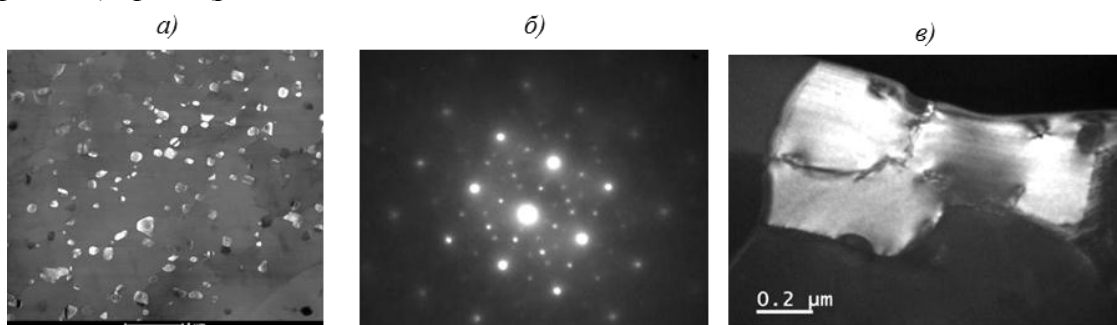


Рис. 6. Структура сплава ВКНА-25(P):

а – темнопольное изображение в рефлексе карбидной фазы $2/3(220)_\gamma$; б – картина дифракции $\langle 001 \rangle$; в – темнопольное изображение в рефлексе γ' -фазы $(0\bar{1}0)_\gamma$

Для сплава ВИН5 образование относительно крупных фрагментов γ' -фазы начинается только после отжига для снятия напряжений вследствие коагуляции исходных

дисперсных фрагментов (рис. 7). При этом ячеистая структура синтезированного сплава (частично полигонизованная) сохраняется, что связано с относительно невысокой температурой процесса. На рис. 7, в виден контраст в объеме фрагмента, что свидетельствует о формировании новых субграниц. Приведенные данные также подтверждают различные механизмы кристаллизации в сплавах ВИН5, ВКНА-1ВР и ВКНА-25(Р). Возможными причинами изменения механизма кристаллизации могут быть различия химического состава исследуемых сплавов – главным образом по содержанию углерода и наличию рения.

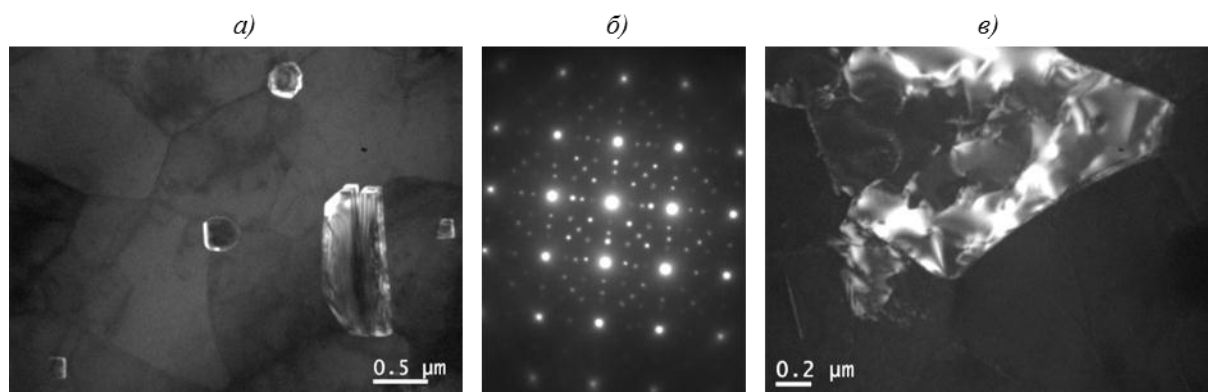


Рис. 7. Микроструктура сплава ВИН5 после отжига для снятия напряжений:

a – темнопольный снимок в рефлексе карбидной фазы; *б* – электронограмма (ось зоны $\langle 001 \rangle$); *в* – темнопольный снимок в сверхструктурном рефлексе

Влияние содержания углерода на структуру сплавов после горячего изостатического прессования

После высокотемпературного вакуумного отжига с закалкой в газовой среде и последующего ГИП происходит растворение трековой структуры и формирование границ зерен. В сплаве ВКНА-25 формируются зерна, по форме близкие к равноосным (рис. 8, *a*), содержащие двойники, что не характерно для литого аналога. Интенсивное формирование двойников может быть связано как с процессами рекристаллизации и формированием новых зерен, так и с микродеформациями при воздействии всестороннего обжатия в процессе ГИП. В сплаве ВКНА-25(Р) сохраняется преимущественная ориентация вытянутых зерен в направлении $[001]$ (рис. 8, *б*). В целом форма зерен по сравнению с исходным состоянием после СЛС остается неизменной. Торможение рекристаллизации обусловлено карбидами, расположенными в объеме и по границам зерен.

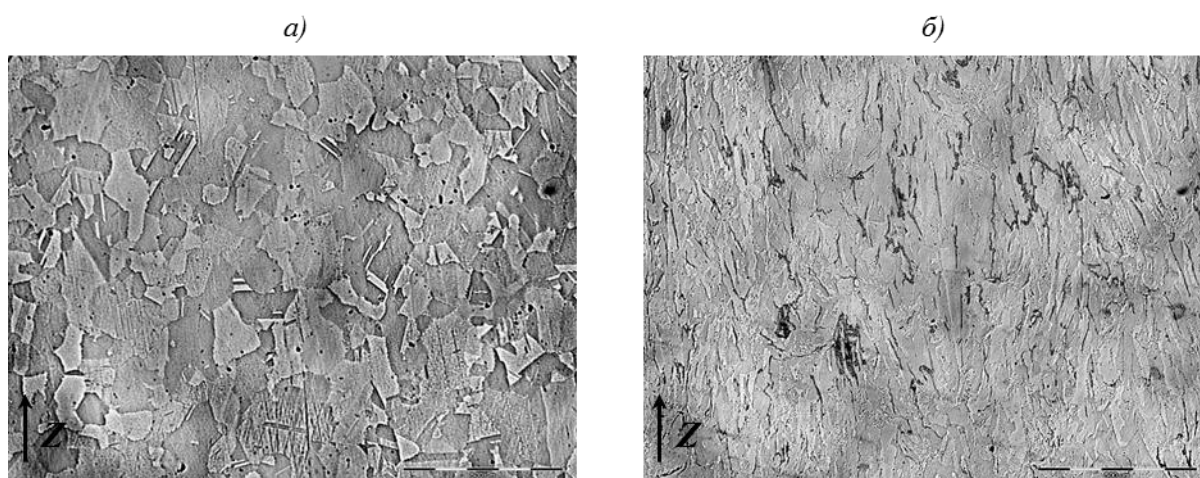


Рис. 8. Микроструктура сплавов ВКНА-25 (*a*) и ВКНА-25(Р) (*б*)

По границам зерен для всех исследованных сплавов, независимо от содержания углерода, присутствуют крупные частицы γ' -фазы в виде ламелей или сплошных агломератов.

Преимущественно кубическая морфология частиц γ' -фазы, наблюдаемая в объеме зерна в сплавах ВКНА-25 (рис. 9, а) и ВИН5 (рис. 9, б), является нетипичной для литых сплавов на основе интерметаллида Ni_3Al . В сплаве ВКНА-25(Р) частицы γ' -фазы имеют более характерную иррегулярную форму, при этом в отдельных зернах сплошные столбчатые агломераты γ' -фазы явно наследуют направление и морфологию первичных протяженных ячеек, образовавшихся в процессе кристаллизации при СЛС (рис. 9, в, г).

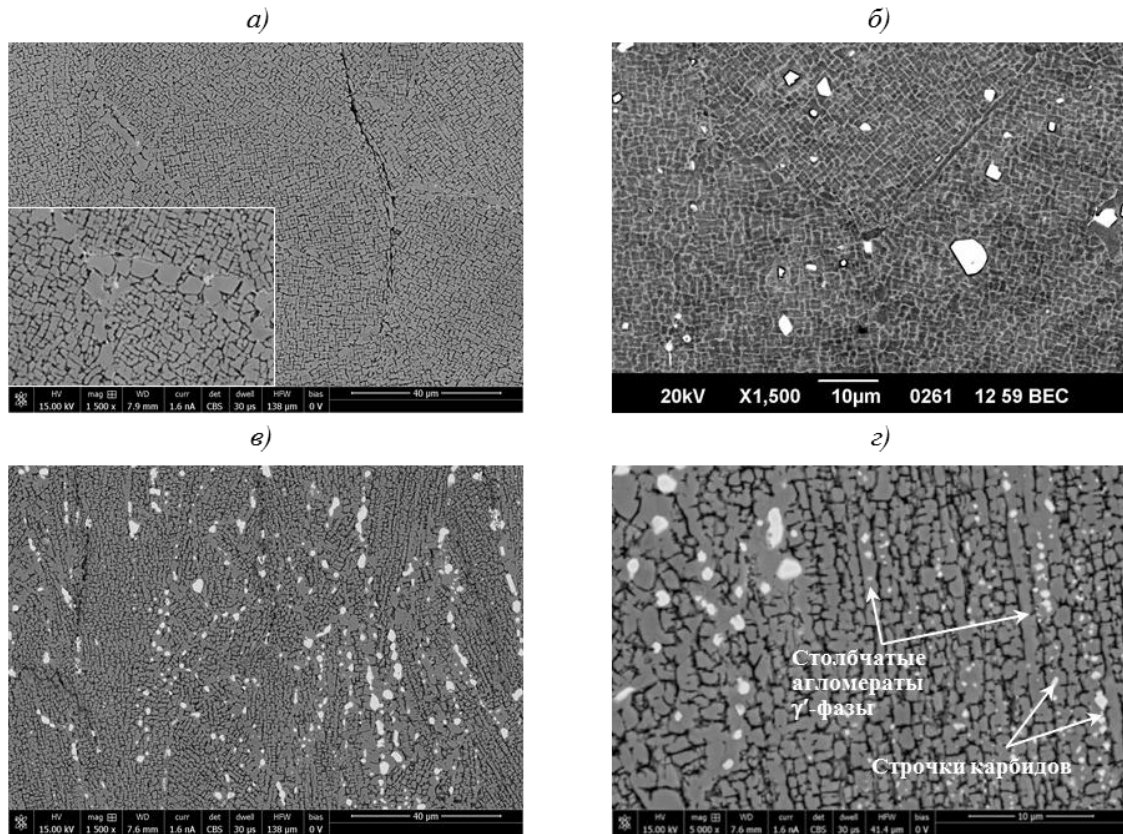


Рис. 9. Структура сплавов ВКНА-25 (а); ВИН5 (б) и ВКНА-25(Р) (в, г) после термообработки

В сплаве ВИН5 с содержанием углерода 0,14% карбиды размером от 1 до 10 мкм располагаются преимущественно в теле зерна. Границы зерен декорированы более крупными карбидами, при этом в объеме зерен, в особенности ориентированных вдоль оси построения, сохраняются строчки коагулированных карбидов вдоль протяженных агломератов γ' -фазы. Такое наследственное распределение карбидов встречается лишь на отдельных участках, что свидетельствует о растворении значительной части первичных карбидов и диффузии углерода к границам зерен.

Механические свойства сплавов на основе интерметаллида Ni_3Al

Особенность структуры никелевых жаропрочных сплавов, полученных методом СЛС, заключается в ультравысокой дисперсности частиц γ' -фазы (по сравнению с литыми сплавами) и значительно меньшим размером зерна после одинаковых режимов термообработки. По этой причине такие сплавы изначально обладают более высокой кратковременной прочностью и (как правило) пластичностью по сравнению с литым состоянием (рис. 10).

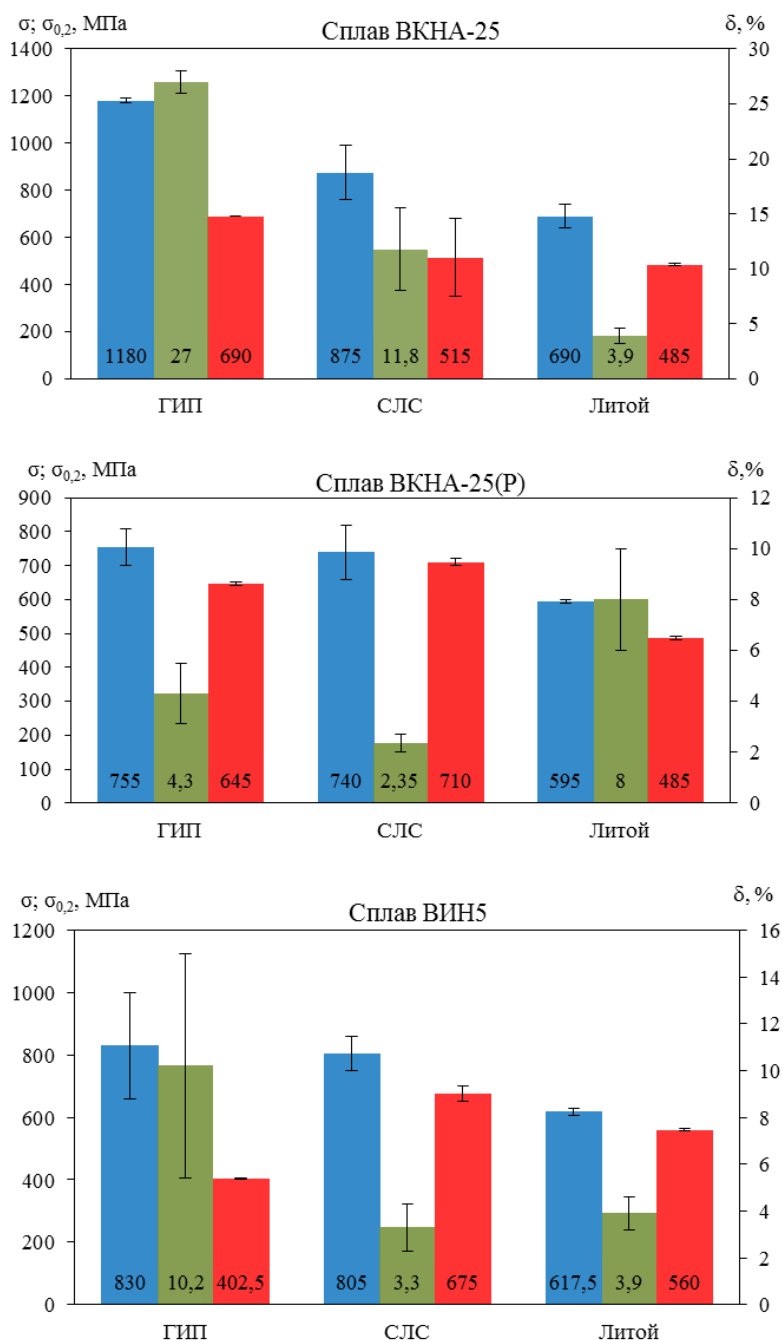


Рис. 10. Сравнение механических характеристик ($\sigma_{в}$ – $\sigma_{0,2}$; δ) жаропрочных интерметаллидных сплавов ВКНА-25, ВКНА-25(Р) и ВИН5 в различных состояниях

Сравнение данных по литому (в поликристаллическом варианте) состоянию показывает, что безуглеродистый сплав ВКНА-25 и углеродистый сплав ВКНА-25(Р) имеют одинаковый средний предел текучести (485 МПа), при этом пластичность сплава ВКНА-25(Р) значительно выше (8,0 против 3,9%). Сплав ВИН5 в литом состоянии имеет более высокий предел текучести (560 МПа) при относительном удлинении 3,9%.

После синтеза максимальные значения предела текучести (710 МПа) имеет сплав ВКНА-25(Р) с наибольшим содержанием углерода, а наименьшие – безуглеродистый сплав ВКНА-25 (515 МПа). Сплавы ВКНА-25(Р) и ВИН5 имеют близкие, относительно

невысокие, значения пластичности 2,35 и 3,3% соответственно, а наибольшие значения относительного удлинения характерны для сплава ВКНА-25.

После ГИП у сплава ВКНА-25 повышаются и прочностные ($\sigma_b=1180$, $\sigma_{0,2}=690$ МПа), и пластические ($\delta=27\%$) характеристики, что свидетельствует о полном протекании рекристаллизации и формировании мелкозернистой структуры. Для сплавов ВКНА-25(Р) и ВИН5 наблюдается повышение предела прочности и относительного удлинения, последнего особенно для сплава ВИН5 – с 3,3 до 10,2%. Предел текучести при этом снижается для обоих сплавов по сравнению с синтезированным состоянием: незначительно – для сплава ВКНА-25(Р) и более чем в 1,5 раза – для сплава ВИН5. Для всех синтезированных материалов характерен высокий уровень внутренних растягивающих напряжений, что связано с высокими скоростями кристаллизации в процессе СЛС. Однако для сплава ВИН5 снижение предела текучести нельзя объяснить только релаксацией кристаллизационных напряжений. Вероятнее всего, оно связано с неоптимальностью режима газостатирования или необходимостью проведения дополнительной термообработки для «достаривания» материала, о чем также свидетельствуют слишком высокие (для интерметаллидных сплавов) значения пластичности в таком состоянии. При этом для сплава ВКНА-25 характерен малый разброс результатов испытаний как по прочностным, так и по пластическим характеристикам (количество испытаний не менее трех на точку). Обратная картина характерна для углеродистых сплавов: достаточно большой разброс по значениям пластичности и пределу прочности, а значения предела текучести при этом имеют практически нулевой разброс. Это, очевидно, связано с остаточными дефектами синтезированной структуры – главным образом с трещинами, отклонение ориентации которых относительно оси образца вызывает местные концентрации напряжений.

Длительную прочность обоих сплавов оценивали также в состоянии после синтеза и отжига для снятия внутренних напряжений и после отжига с последующим ГИП при температуре 1100°C (рис. 11). Видно, что сплав ВКНА-25 практически не обладает длительной прочностью при нагрузке 30 МПа (в синтезированном виде и после ГИП время до разрушения – не более 3 ч), что, очевидно, связано с отсутствием в составе элементов-зернограницных упрочнителей и полным протеканием рекристаллизации с формированием равноосной мелкозернистой структуры с большой площадью границ. При этом время до разрушения сплава в состоянии после СЛС и после ГИП при нагрузках 30 и 20 МПа практически одинаковое. Некоторое увеличение времени до разрушения после ГИП отмечается только при минимальной нагрузке 15 МПа.

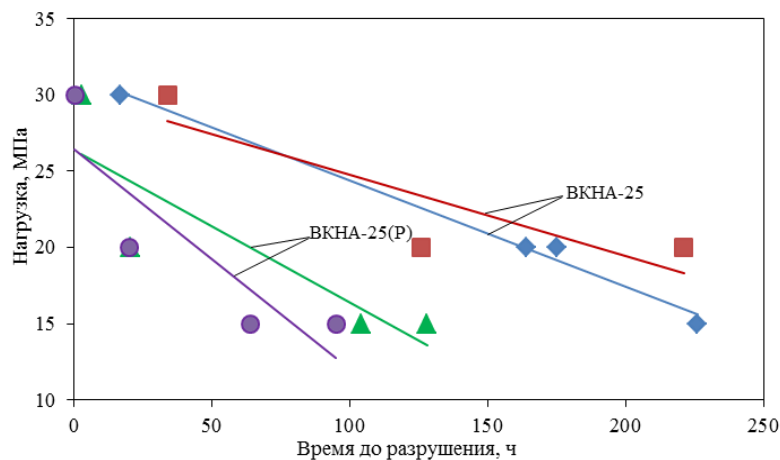


Рис. 11. Длительная прочность образцов из сплавов ВКНА-25 и ВКНА-25(Р) при температуре 1100°C в состояниях СЛС (■, ●) и СЛС+ГИП (◆, ▲)

Поликристаллическая модификация сплава ВКНА-25(Р) имеет более высокую, чем у сплава ВКНА-25, длительную прочность как в исходном состоянии, так и после ГИП. При нагрузке 20 МПа в сыром состоянии время до разрушения сплава ВКНА-25(Р) почти в 6 раз больше, чем у сплава ВКНА-25, при нагрузке 15 МПа – более чем в 2 раза; после ГИП – в 8 и 2 раза соответственно. Для сплава ВКНА-25(Р) при нагрузке 30 МПа время до разрушения после ГИП несколько меньше, чем после СЛС, что, вероятно, связано с неполным снятием внутренних напряжений при отжиге синтезированного материала. В результате интерметаллидный сплав, не имеющий в составе зернограничных упрочнителей, после термообработки и ГИП по длительной прочности находится на уровне классических деформируемых сплавов. Углеродистые сплавы ВИН5 и ВКНА-25(Р) имеют определенный потенциал для применения их при высоких температурах при оптимизации режимов синтеза в части исключения образования микротрещин.

Заключения

В данной работе исследованы структурные особенности синтезированных сплавов на основе интерметаллида Ni_3Al с различным содержанием углерода. Показано, что в синтезированном материале количество карбидов пропорционально увеличивается с повышением в сплаве содержания углерода. Обнаружены различные механизмы кристаллизации сплавов ВИН5, ВКНА-1ВР и сплава ВКНА-25(Р). Показано, что формирование ячеистой структуры трека для сплавов ВИН5 и ВКНА-1ВР в процессе СЛС происходит в соответствии с нормальным законом кристаллизации, т. е. кристаллизация начинается с образования γ -твердого раствора с последующим выделением дисперсных частиц γ' -фазы, в то время как для сплава ВКНА-25(Р) матрицей является γ' -фаза.

Отмечены различия в формировании зеренной структуры сплавов после термической обработки и ГИП в зависимости от содержания углерода: для безуглеродистого сплава ВКНА-25 характерно протекание полной рекристаллизации с образованием зерен, близких по форме к равноосным, а также наличие значительного количества двойников. Для сплава ВКНА-25(Р) с наибольшим содержанием углерода характерно практически полное подавление рекристаллизации частицами карбидов, расположенными по границам зерен.

Показано, что в структуре сплавов ВКНА-25 и ВИН5 после закалки и газостатирования наблюдается преимущественно кубическая морфология частиц γ' -фазы, что для сплавов на основе интерметаллида Ni_3Al является нехарактерным. Типичная иррегулярная форма частиц γ' -фазы наблюдается в сплаве ВКНА-25(Р) наряду с протяженными агломератами, наследующими морфологию исходных ячеек синтезированного материала, и крупными фрагментами γ' -фазы, расположенными по границам зерен.

Установлено, что синтезированные образцы сплава ВКНА-25 имеют более высокие кратковременную прочность и пластичность по сравнению с поликристаллическим аналогом. Длительная прочность такого материала не превышает показатели обычных деформируемых сплавов, что связано с отсутствием зернограничных упрочнителей. Углеродистые сплавы ВИН5 и ВКНА-25(Р) имеют большой потенциал для применения их при высоких температурах при оптимизации режимов синтеза в части исключения образования микротрещин.

ЛИТЕРАТУРА

1. Раевских А.Н., Чабина Е.Б., Филонова Е.В., Белова Н.А. Возможности метода дифракции обратноотраженных электронов (ДОЭ/EBSD) для исследования особенностей структуры никелевых жаропрочных сплавов, полученных селективным лазерным сплавлением // Труды ВИАМ: электрон. науч.-технич. журн. 2017. №12 (60). Ст. 12. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 29.10.2018). DOI: 10.18577/2307-6046-2017-0-12-12-12.
2. Лаптева М.А., Белова Н.А., Раевских А.Н., Филонова Е.В. Исследование зависимости шероховатости, морфологии поверхности и количества дефектов структуры от мощности лазера,

- скорости сканирования и типа штриховки в жаропрочном сплаве, синтезированном методом СЛС // Труды ВИАМ: электрон. науч.-технич. журн. 2016. №9. Ст. 09. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 29.10.2018). DOI: 10.18577/2307-6046-2016-0-9-9-9.
3. Лукина Е.А., Базалеева К.О., Петрушин Н.В., Цветкова Е.В. Особенности формирования структуры жаропрочного никелевого сплава ЖС6К-ВИ при селективном лазерном сплавлении // Цветные металлы. 2016. №3. С. 57–63. DOI: 10.17580/tsm.2016.03.09.
 4. Медведев П.Н., Тренинков И.А., Филонова Е.В., Разуваев Е.И. Формирование кристаллографической текстуры и структуры жаропрочных никелевых сплавов в процессе СЛС // Сб. тр. III Междунар. конф. «Аддитивные технологии: настоящее и будущее». URL: <https://elibrary.ru/item.asp?id=29034328> (дата обращения: 28.01.2018).
 5. Лукина Е.А., Филонова Е.В., Тренинков И.А. Микроструктура и преимущественные кристаллографические ориентировки жаропрочного никелевого сплава, синтезированного методом СЛС, в зависимости от энергетического воздействия и термообработки // Авиационные материалы и технологии. 2017. №1 (46). С. 38–44. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-1-38-44.
 6. Basak A., Das S. A study on the effects of substrate crystallographic orientation on microstructural characteristics of rene n5 processed through scanning laser epitaxy // Superalloys-2016: proceedings of the 13th International Symposium on Superalloys. 2016. P. 1041–1049.
 7. Заводов А.В., Петрушин Н.В., Зайцев Д.В. Микроструктура и фазовый состав жаропрочного сплава ЖС32 после селективного лазерного сплавления, вакуумной термической обработки и горячего изостатического прессования // Письма о материалах. 2017. №7 (2). С. 111–116.
 8. Каблов Е.Н. Из чего сделать будущее? Материалы нового поколения, технологии их создания и переработки – основа инноваций // Крылья Родины. 2016. №5. С. 8–18.
 9. Каблов Е.Н. Материалы нового поколения – основа инноваций, технологического лидерства и национальной безопасности России // Интеллект и технологии. 2016. №2 (14). С. 16–21.
 10. Каблов Е.Н. Аддитивные технологии – доминанта национальной технологической инициативы // Интеллект и технологии. 2015. №2 (11). С. 52–55.
 11. Евгенов А.Г., Базылева О.А., Королев В.А., Аргинбаева Э.Г. Перспективы применения сплава на основе интерметаллида Ni₃Al типа ВКНУ-4УР в аддитивных технологиях // Авиационные материалы и технологии. 2016. №S1 (43). С. 31–35. DOI: 10.18577/2071-9140-2016-0-S1-31-35.
 12. Раевских А.Н., Петрушин Н.В., Чабина Е.Б. Исследование структуры сплава ЖС32, полученного методом селективного лазерного сплавления, после высокотемпературных механических испытаний // Сб. тр. IV Междунар. конф. «Аддитивные технологии: настоящее и будущее». М., 2018. С. 307–320.
 13. Евгенов А.Г., Горбовец М.А., Прагер С.М. Структура и механические свойства жаропрочных сплавов ВЖ159 и ЭП648, полученных методом селективного лазерного сплавления // Авиационные материалы и технологии. 2016. №S1 (43). С. 8–15. DOI: 10.18577/2071-9140-2016-0-S1-8-15.
 14. 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.
 15. Евгенов А.Г., Королев В.А., Шуртаков С.В. Перспективы разработки высокопроизводительных режимов селективного лазерного сплавления жаропрочных сплавов на основе никеля для изготовления деталей ГТД // Сб. тр. III Междунар. конф. «Аддитивные технологии: настоящее и будущее». М., 2017. С. 23.
 16. Zhou X., Zhong Y., Shen Zh., Liu W. The surface-tension-driven Benard convections and unique sub-grain cellular microstructures in 316L steel selective laser melting // Applied Physics, Materials Science. January, 2018. P. 32. URL: <https://arXiv:1801.01408v1> (дата обращения: 29.10.2018).
 17. Флемингс М. Процессы затвердевания. М.: Мир, 1977. 423 с.
 18. Лукина Е.А., Орлов М.Р., Филонова Е.В., Тренинков И.А., Зайцев Д.В. Исследование структурно-фазового состояния жаропрочных никелевых сплавов в процессе селективного лазерного сплавления // Сб. докладов III Всерос. науч.-технич. конф. «Роль фундаментальных исследований при реализации «Стратегических направлений развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года». М.: ВИАМ, 2016. С. 22.