

УДК 669.017.165

О.Г. Оспенникова¹, О.А. Базылева¹, А.Г. Евгенов¹, Э.Г. Аргинбаева¹, Е.Ю. Туренко¹**МИКРОСТРУКТУРНЫЕ И ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ
В ИНТЕРМЕТАЛЛИДНОМ СПЛАВЕ НА ОСНОВЕ Ni₃Al
ПОСЛЕ ВОЗДЕЙСТВИЯ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ
И ГОРЯЧЕГО ИЗОСТАТИЧЕСКОГО ПРЕССОВАНИЯ**

DOI: 10.18577/2071-9140-2016-0-S1-36-43

Представлены результаты исследования влияния различных режимов термической обработки и горячего изостатического прессования (ГИП) на микроструктуру, в том числе на морфологию карбидной фазы, и механические свойства интерметаллидного сплава на основе Ni₃Al с поликристаллической структурой. Установлено, что в процессе термической обработки происходит частичное растворение карбидов неблагоприятной пластинчатой формы, что приводит к повышению механических свойств сплава. Установлено, что выбранный режим ГИП благодаря оптимизации микроструктуры – размер γ' -фазы в осях дендритов составляет 2–3 мкм и выделения вторичной γ' -фазы в прослойках γ -твердого раствора 0,2–0,3 мкм – обеспечивает снижение микропористости в отливках лопаток не менее чем в 2,5 раза, повышение предела прочности на 30%, относительного удлинения – более чем в 2 раза, МЦУ – более чем на 100 МПа по уровню напряжений при одинаковом количестве циклов, а по количеству циклов при одинаковом напряжении – более чем в 10 раз.

Работа выполнена в рамках реализации комплексного научного направления 7.3. «Создание интерметаллидных никелевых сплавов и композиционных материалов на их основе» («Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года») [1].

Ключевые слова: интерметаллид Ni₃Al, карбид, термическая обработка, микропористость, микроструктура, механические свойства, равноосная кристаллизация, поликристаллическая структура, горячее изостатическое прессование.

The influence of different parameters of heat treatment and hot isostatic pressing (HIP) on microstructure, including on morphology of carbide phase, and mechanical properties of intermetallic Ni₃Al-based alloy with polycrystalline structure is investigated. It is demonstrated that adversity plate carbides partially dissolved during heat treatment, which leads to increase of mechanical properties. It is detected that optimum parameters of HIP leads to decrease of microporosity in blade's castings at least in 2,5 times, increase of tensile strength for 30%, elongation – more than twice, fatigue limit more than on 150 MPa on level of tension, and more, than in 10 times by quantity of cycles before destruction due to optimization of microstructure – γ' -phase precipitation size in dendritic axes is 2–3 mcm, secondary γ' -phase precipitation size in g-solid solution is 0,2–0,3 mcm.

This work is executed within implementation of the complex scientific direction 7.3. «Creation of nickel-based intermetallic alloys and composite materials on their basis» («The strategic directions of development of materials and technologies of their processing for the period till 2030») [1].

Keywords: intermetallic Ni₃Al, carbide, heat treatment, microporosity, microstructure, mechanical properties, equiaxed solidification, polycrystalline structure, hot isostatic pressing.

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

Для выполнения задач по стратегическим направлениям в области авиастроения: «... – снизить на 30% массу конструкций планера и двигателя летательных аппаратов путем применения сверхлегких материалов нового поколения...; ... – снизить расход топлива и эмиссию CO₂ – в 2 раза, эмиссию NO_x – в 1,8 раза...; – повысить температуру газа перед турбиной до 2200 К, ресурс деталей горячего тракта – в 2–3 раза, обеспечить соотношение тяги к массе 20:1 и снижение стоимости

жизненного цикла – на 10–20%...» [1], оптимизации химического состава конструктивных жаропрочных сплавов или выбора новой матрицы для создания высокотемпературных сплавов в настоящее время недостаточно, а требуются иные подходы с целью повышения ресурса деталей газотурбинного двигателя [2–5].

В данной работе рассматривается возможность выбора оптимального режима термической обработки или режима горячего изостатического прессования (ГИП) применительно к сплаву на основе

интерметаллида Ni_3Al для отливок модельных охлаждаемых лопаток с поликристаллической (равноосной) структурой.

Материалы и методы

В качестве материала для исследований использовали литейный интерметаллидный сплав типа ВКНА-4УР системы $Ni_3Al-Cr-W-Ti-Mo-Co-C-La-Zr$ [6].

Выплавку прутковой (шихтовой) заготовки проводили вакуумным индукционным (ВИ) методом [7–9].

Изготовление заготовок под образцы и отливок охлаждаемых лопаток проводили методом точного литья по выплавляемым моделям на вакуумных установках для равноосной кристаллизации типа УППФ [10].

Температуры фазовых превращений определяли в литом состоянии методом дифференциально-термического анализа на установке для измерения теплоемкости DSC404F1 [11].

Высокотемпературную газостатическую обработку проводили во ФГУП «ВИАМ» в газостате Quintus-16 фирмы ASEA (Швеция), имеющем молибденовый двухзонный нагреватель (размеры горячей зоны $\varnothing 200 \times 600$ мм) [12]. Режимы ГИП выбирали исходя из температур фазовых превращений сплава.

Исследование пористости до и после ГИП проводили на нетравленных шлифах на металлографическом комплексе фирмы Leica. Съемку изображений вели при помощи цифровой камеры VEC-335 (3 мегапикселя), подготовку изображений к количественному анализу и их математическую обработку выполняли при помощи компьютерной программы Image Expert Pro 3x.

Поверхности шлифов всех образцов просматривали полностью при увеличении $\times 200$, для исследования выбирали места с наибольшим количеством микропор.

Количественный анализ микропор на поверхности шлифов проводили, анализируя 25 полей

зрения для каждого образца при увеличении $\times 200$. В случае если количество полей с порами было меньше 25-ти, недостающие до 25-ти поля считали нулевыми, т. е. свободными от пор. Это необходимо для приведения величины микропористости к одинаковой анализируемой площади шлифа, что делает более строгим сравнение образцов по объемной доле пор на единицу площади.

Площадь кадра при увеличении $\times 200$ составляла 640×480 мкм = 307200 мкм² $\approx 0,3$ мм². Площадь, на которой проводили количественный анализ на каждом образце, приблизительно равна $0,3$ мм² $\times 25 = 7,5$ мм².

Микроструктуру отливок лопаток исследовали в литом состоянии, после термической обработки и после газостатирования (морфология γ' -фазы, состояние эвтектической и карбидной фаз, наличие литейных пор) на растровом электронном микроскопе JSM-840. Исследования методом МРСА проводили на растровом электронном микроскопе.

Статические испытания на растяжение с определением предела кратковременной прочности в соответствии с требованиями ГОСТ 1497 «Металлы. Методы испытания на растяжение» на испытательных машинах ИР-5113 и времени до разрушения в соответствии с требованиями ГОСТ 10145 «Металлы. Метод испытания на длительную прочность» проводили на компьютеризированных стендах ZST2/3-ВИЭТ; испытания на малоцикловую усталость – на установке PSB-10 в соответствии с требованиями ГОСТ 25.502.

Результаты и обсуждение

Определение температур фазовых превращений

Анализ кривых дифференциальной сканирующей калориметрии (ДСК) исследованного сплава на основе интерметаллида Ni_3Al позволил определить температуры фазовых превращений (табл. 1), исходя из значений которых были выбраны экспериментальные режимы термической обработки (ТО) и ГИП (рис. 1).

Таблица 1

Температуры фазовых превращений сплава типа ВКНА-4УР

Температуры, характеризующие фазовые превращения	Значения температур, °С
Температура солидус T_S	1310
Температура ликвидус T_L	1357

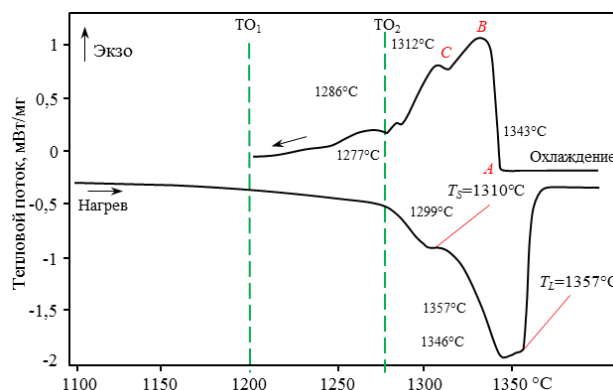


Рис. 1. ДТА-кривые сплава типа ВКНА-4УР:
 А–В – температурный интервал кристаллизации первичных дендритов; В–С – температурный интервал образования карбидной фазы

Микроструктурные исследования

Методами растровой электронной микроскопии и МРСА исследована микроструктура заготовок образцов в литом состоянии и после термических обработок по исследованным режимам (рис. 2).

В исходном литом состоянии образцы имеют дендритную поликристаллическую (равноосную) структуру, по границам зерен расположены карбидные фазы. Наиболее крупные выделения γ' -фазы эвтектического происхождения, разделяющие дендриты, имеют размер $\sim(30-80)$ мкм, более мелкие выделения γ' -фазы этого же типа имеют размеры $\sim(10-30)$ мкм. Вследствие наличия углерода в сплаве типа ВКНА-4УР образуются тугоплавкие карбиды, которые блокируют зернограничное скольжение, что повышает сопротивление ползучести. Однако, выделяясь в неблагоприятной грубой или пластинчатой форме (рис. 2), карбиды могут приводить к снижению прочностных свойств сплава.

После проведения термической обработки по режиму $ТО_1$ наблюдается частичное растворение карбидов неблагоприятной пластинчатой морфологии, а также уменьшение количества выделений γ' -фазы эвтектического происхождения.

После проведения термической обработки по режиму $ТО_2$ частицы эвтектики достаточно мелкие, а карбиды имеют преимущественно дискретный характер и округлую или гексагональную форму.

Исследования, проведенные методом МРСА, показали, что в литом состоянии и после проведения термических обработок в сплаве присутствуют карбиды на основе (Mo, W, Ni)C и карбиды циркония ограненной округлой формы, а карбиды пластинчатой формы по сравнению с ограненными сильно обогащены вольфрамом и молибденом и слабо легированы титаном и цирконием. После проведения термической обработки по режиму $ТО_1$ присутствуют также карбиды на основе титана округлой формы.

Химический состав карбидов различной морфологии приведен в табл. 2.

Обобщая результаты исследования влияния термической обработки, можно сделать вывод, что с точки зрения микроструктуры оптимальным является режим $ТО_2$, при котором наблюдается более благоприятная морфология карбидной фазы и однородность. Однако наличие микропор (рис. 3), свойственное любым отливкам, не позволяет считать термическую обработку достаточной для получения деталей с высокими механическими свойствами. Поэтому проведено исследование влияния ГИП отливок на микропористость и уровень механических свойств.

Исследование микропористости в отливках лопаток после термообработки и ГИП

Для определения основных особенностей образования пор, характера их распределения в

сплаве и оценки влияния ГИП на пористость и микроструктуру проведено сравнительное исследование отливок лопаток в литом состоянии с термообработкой по режиму $ТО_2$ и после газостатирования по различным режимам: ГИП1 – двухступенчатый ГИП при более низких температурных параметрах; ГИП2 – двухступенчатый ГИП при более высоких температурах; ГИП3 – температурно-временные параметры соответствуют режиму ГИП2, но дополнительно применяется регламентированное охлаждение до температуры конца фазообразования.

Средние значения объемной доли пор в зависимости от состояния приведены на рис. 4. Установлено, что без применения газостатирования микропористость в отливках лопаток составляет от 0,004% в сечении пера до 0,01% в прибыльной части полки. Средний размер микропор равен 4–6 мкм, однако максимальный диаметр (т. е. длина) отдельных пор достигает 15 мкм на перо лопаток, 19 мкм – в прибыльной части полки лопатки. Поры несколько вытянуты – в 1,7–1,8 раза (рис. 4).

Максимальный размер пор снизился более чем в 2,5 раза в процессе ГИП по режиму 1 и более чем в 4 раза – по режиму 2. Данные по количественным характеристикам пористости после ГИП по режиму 3 аналогичны данным режима 2.

В термообработанном состоянии микроструктура пера и прибыльной части полки отливки лопатки имеет существенные отличия. Для прибыльной части полки отливки лопатки характерна выраженная дендритная структура с незначительным количеством эвтектики. Поры расположены в основном по границам зерен или вблизи фрагментов эвтектики. В перо лопатки структура более тонкая, что связано с интенсивным теплоотводом из-за малой толщины пера лопатки ($\sim 1,5$ мм). Фрагменты эвтектики достаточно мелкие, имеют в основном глобулярную форму, наблюдаются отдельные участки с большим количеством карбидов, расположенных в виде сетки или «усов» по границам зерен (рис. 5, а, б). Выделения γ' -фазы в перо более дисперсные (размер частиц 0,5–1 мкм), чем в массивной части лопатки (2–3 мкм). При этом частицы γ' -фазы в основном кубической или трапециевидальной формы.

После ГИП по режиму 1 (ГИП1) коагуляция частиц γ' -фазы в перо и замковой части протекает неодинаково и зависит не только от баротермических параметров процесса, но и от исходной формы литого зерна. Наличие в перо лопатки вытянутых зерен, появление которых при равноосной кристаллизации обусловлено условиями теплоотвода при малой толщине пера и в присутствии стержня, приводит к следующему: при том, что приложенное давление в газостате в условиях всестороннего обжатия для любого зерна одинаково, величины внутренних напряжений в зерне различны, так как удельное давление в вытянутом

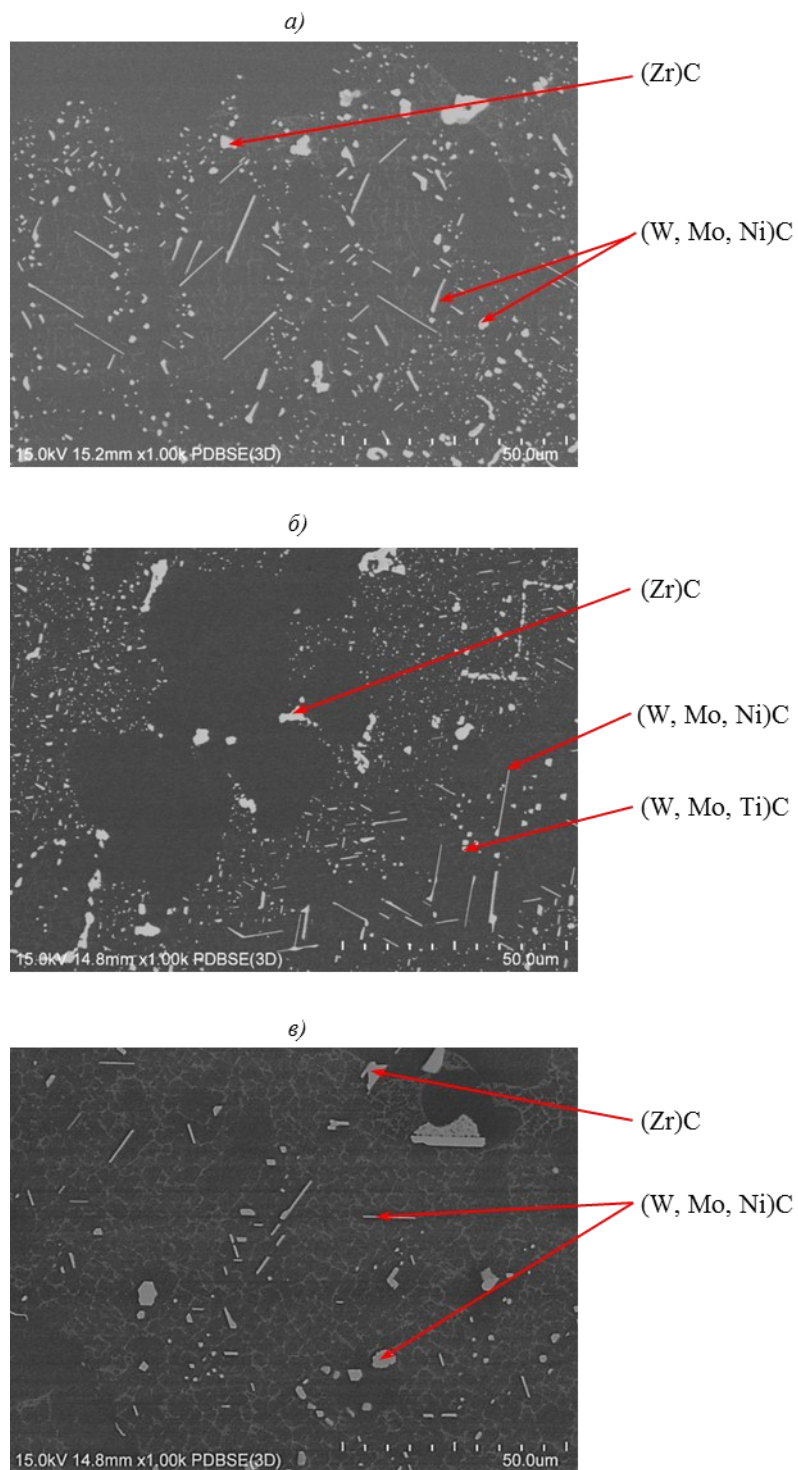


Рис. 2. Микроструктура интерметаллидного сплава на основе Ni_3Al в исходном (литом) состоянии (a) и после термообработки (см. рис. 1) по режиму TO_1 (б) и TO_2 (в)

Таблица 2

Химический состав карбидов в исходном состоянии и после термических обработок

Вид и морфология карбидов	Содержание элементов в карбидах, % (по массе)						
	Ni	W	Mo	Cr	Ti	Co	Zr
В исходном (литом) состоянии							
Ограниченные (W, Mo, Ni)C	28,0	18,0	16,4	7,6	0,6	5,2	0,8
Ограниченные (Zr)C	3,8	0,8	2,2	0,4	0,9	0,4	62,2
Пластинчатые (W, Mo, Ni)C	16,2	20,7	25,9	9,1	0,4	5,0	0,8
После термообработки по режиму TO ₁							
Ограниченные (W, Mo, Ni)C	19,6	33,0	28,1	6,2	0,7	4,2	1,1
Ограниченные (Zr)C	2,9	7,5	9,4	0	5,3	0,7	60,1
Ограниченные (W, Mo, Ti)C	4,0	29,0	18,5	0,9	26,4	0	7,2
Пластинчатые (W, Mo, Ni)C	28,1	27,1	22,2	7,7	0,5	4,9	1,2
После термообработки по режиму TO ₂							
Ограниченные (W, Mo, Ni)C	18,8	24,3	23,4	4,6	0,7	3,0	1,3
Ограниченные (Zr)C	3,3	0,9	5,7	0	1,5	0	64,3
Пластинчатые (W, Mo, Ni)C	18,1	28,5	23,4	6,9	0,6	4,3	0,9

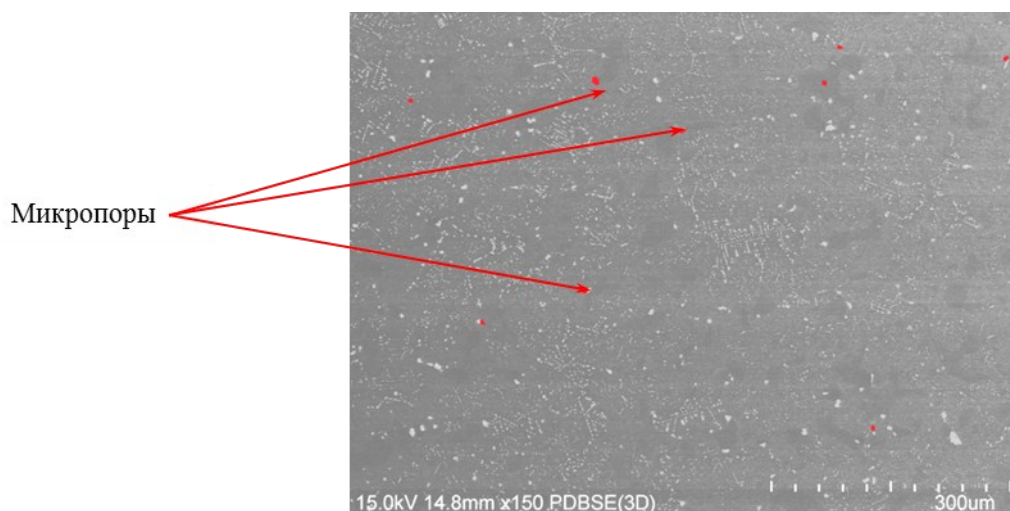


Рис. 3. Микроструктура ($\times 150$) интерметаллидного сплава на основе Ni_3Al после термообработки по режиму TO_2 (см. рис. 1)

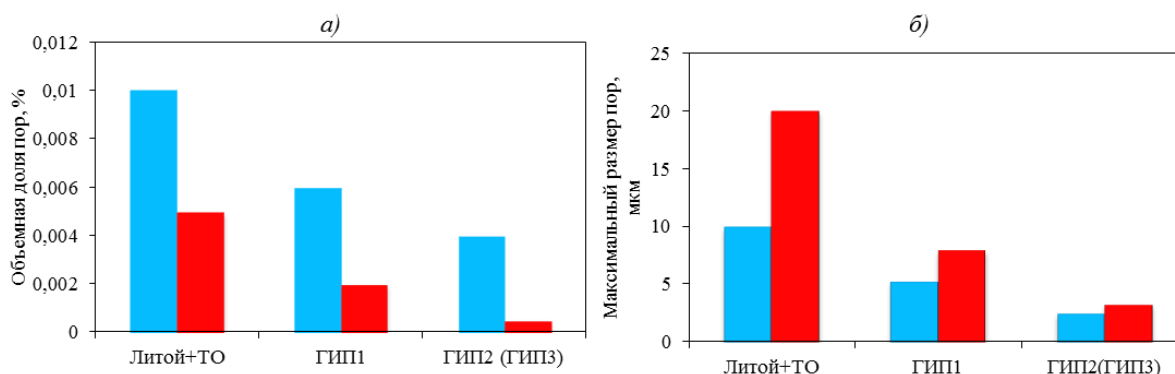


Рис. 4. Средние значения объемной доли микропор (а) и максимальный размер пор (б) в отливке лопатки из сплава на основе интерметаллида Ni_3Al :

■ – прибыль; ■ – перо

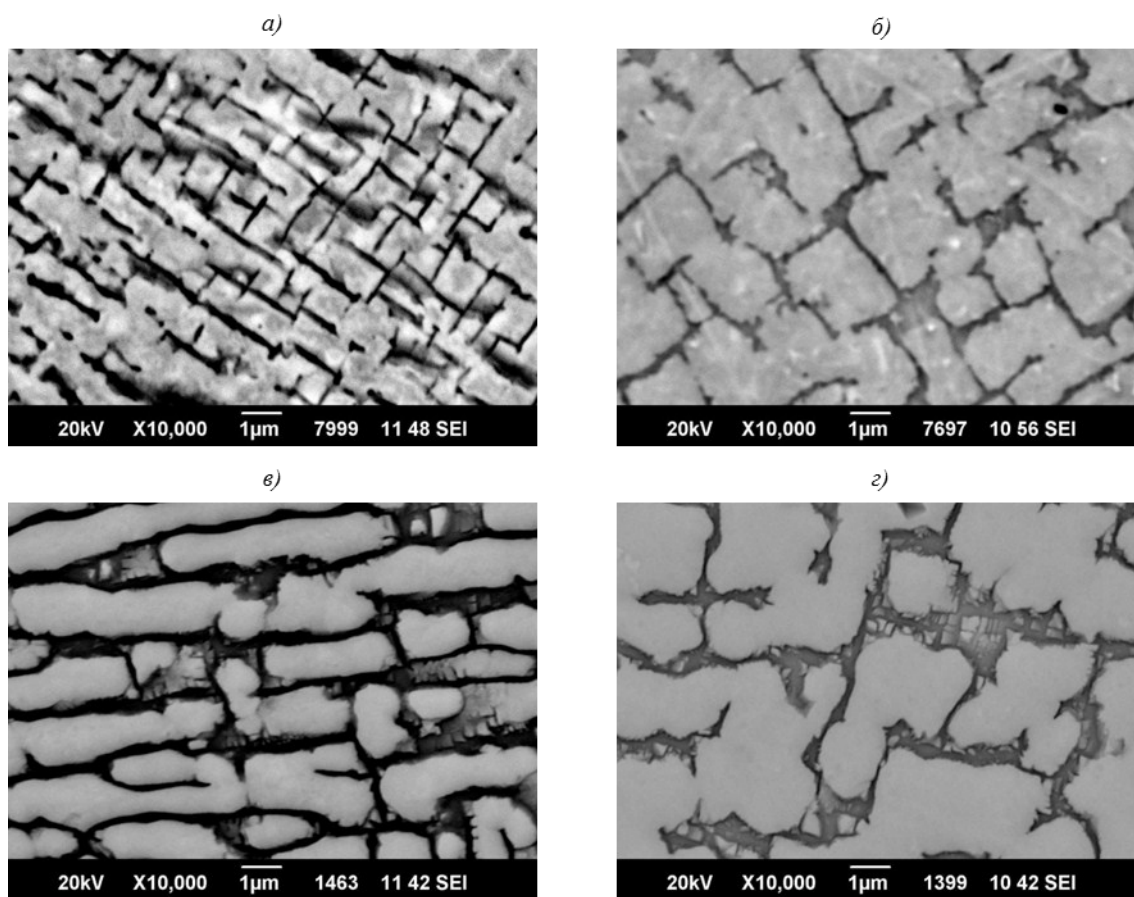


Рис. 5. Морфология γ' -фазы сплава на основе интерметаллида Ni_3Al с поликристаллической структурой в термообработанном состоянии TO_2 :

a – перо лопатки; *б* – прибыльная часть полки лопатки; после ГИП (*в* – ГИП1; *з* – ГИП3)

эллиптическом зерне в продольном и поперечном сечении будет отличаться. Вследствие этого в процессе ГИП по режиму 1 происходит формирование специфической направленной структуры: коагуляция γ' -фазы происходит преимущественно в одном направлении (вдоль продольной оси зерна), что, очевидно, связано с протеканием микродеформаций только в одном направлении, в то время как для протекания их в поперечном направлении при данном температурном режиме ГИП удельного усилия недостаточно. В результате частицы γ' -фазы приобретают форму вытянутых фигурок «тетриса» или формируется рафт-структура (рис. 5, *в*), характерная для материала после высокотемпературной наработки. Формирование такой структуры вызвано исключительно комбинацией баротермических параметров процесса ГИП и свойств материала: практически одинаковы рабочее давление при выбранной температуре обработки и предел текучести сплава.

Подобная направленная структура крайне неблагоприятна с точки зрения ресурсных характеристик: деформация в сплавах на интерметаллидной основе идет в основном по твердому раствору и тормозящим фактором является сложная форма

и лабиринтное расположение частиц упрочняющей фазы. В случае появления рафт-структуры дислокационное скольжение беспрепятственно проходит зерно насквозь, что при дальнейшей деформации приведет к разрушению лопатки [13]. И хотя формирование структуры лопатки происходит с преобладанием равноосного (сферического) зерна, наличие зерен с подобной ориентацией в тонкостенной части пера лопатки может отрицательно сказаться на ресурсе.

На отдельных участках структуры отмечены поры, заполненные частицами γ' -фазы, и остаточные «незалеченные» поры, отороченные concentрически расположенными частицами γ' -фазы. Это свидетельствует о залечивании пор в сплаве преимущественно по механизму «зарастания»: крупные поры не схлопываются, а заполняются γ' -фазой, причем в большинстве случаев частицы, находящиеся внутри concentрической области, имеют в 2–3 раза меньшие размеры, т. е. происходит дробление упрочняющей γ' -фазы при «выдавливании» через образующийся разрыв в поверхности поры, как в процессе экструзии или в процессе сдвиговых деформаций при движении стенок поры. Такие области формируются на ме-

сте крупных пор преимущественно в массивных частях лопатки. Подобный механизм залечивания пор отмечен и для никелевых жаропрочных сплавов при определенных температурных параметрах ГИП [14–16].

Повышение температуры первой и второй ступеней ГИП (ГИП2) кардинально меняет микроструктуру пера лопатки. Коагуляция частиц γ' -фазы проходит без преимущественной ориентации, в условиях конкурентного роста, что приводит к формированию благоприятной лабиринтной структуры. На первой стадии происходит подготовка структуры: поры заполняются частицами γ' -фазы, происходит дробление карбидных «иероглифов». Даже на самых проблемных участках с выделением карбидов в виде «усов» после ГИП происходит их дискретизация, карбиды приобретают почти глобулярную форму. Продолжительность второй, высокотемпературной ступени данного режима ГИП оптимальна: обеспечивается нормальное протекание диффузионных процессов, приводящих к выравниванию структуры областей, соответствующих бывшим залеченным порам, и в то же время это позволяет избежать чрезмерного роста частиц γ' -фазы. ГИП также положительно сказывается на выравнивании размеров γ' -фазы в пере и массивной части лопатки: в обоих случаях размеры частиц находятся в пределах 2–3 мкм. Высокая температура второй ступени высокотемпературной обработки способствует растворению игл α -молибдена и дополнительному залечиванию пор благодаря уменьшению предела текучести материала при сжатии на данном режиме.

Замедленное охлаждение до температуры конца фазообразования (ГИП3) после окончания выдержки на второй ступени режима приводит к более полному выделению дисперсных частиц вторичной γ' -фазы (рис. 5, з), что положительно сказывается на усталостных характеристиках, относительном удлинении и пределе кратковременной прочности сплава при комнатной температуре.

Механические испытания

Образцы, прошедшие термическую обработку по различным режимам и газостатированные по режиму 3, испытывали на кратковременную прочность при комнатной температуре и длительную прочность по времени до разрушения при температуре 975°C. Уровень механических свойств в сравнении с исходным (литым) состоянием приведен в табл. 3.

Повышение механических свойств после термической обработки в сравнении со сплавом в литом состоянии обусловлено частичным растворением карбидов неблагоприятной пластинчатой морфологии, выравниванием структуры. Повышение уровня свойств образцов после ГИП связано с уменьшением доли микропор и с практически полным устранением главных концентраторов напряжений – карбидов в виде игл и «усов», а также со сфероидизацией дискретных карбидных частиц. Положительное влияние этого механизма упрочнения (дисперсное упрочнение) в совокупности с уменьшением микропористости наглядно прослеживается при циклических испытаниях (рис. 6) – средние значения предела выносливости

Таблица 3

Результаты механических испытаний сплава типа ВКНА-4УР (средние значения по трем испытанным образцам)

Режим ТО и ГИП	$\tau_{\sigma=1,47\text{МПа}}^{975^\circ}, \text{ч}$	$\sigma_B^{20^\circ}, \text{МПа}$	$\delta^{20^\circ}, \%$
Исходное (литое) состояние	40	677	6,0
ТО ₁	59	730	8,6
ТО ₂	65	712	10,5
ГИП3	69	760	16,5

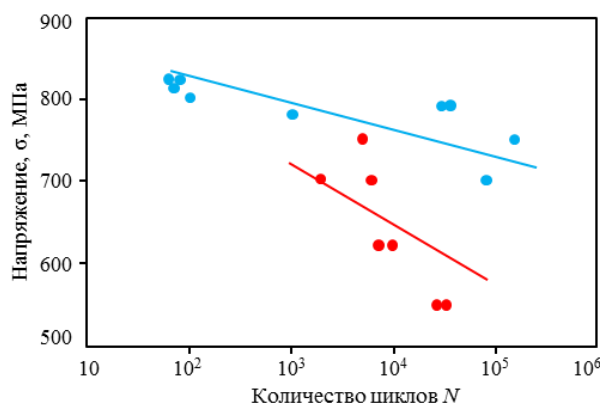


Рис. 6. Значения МЦУ сплава на основе интерметаллида Ni₃Al с поликристаллической структурой при температуре испытания 750°C после термообработки по режиму ТО₂ (●) и ГИП3 (●)

при 750°C составили 600 МПа в термообработанном состоянии (ТО₂) и 765 МПа после ГИПЗ. Таким образом, ГИП повышает МЦУ сплава на основе интерметаллида Ni₃Al более чем на 100 МПа по уровню напряжений при одинаковом количестве циклов, а по количеству циклов при одинаковом напряжении – более чем в 10 раз.

Заключение

Обобщая результаты исследований влияния различных режимов термической обработки и

ГИП, а также анализа пористости, микроструктуры, с учетом оценки механических свойств при статических и динамических испытаниях, можно сделать вывод, что газостатическая обработка по режиму 3 может быть рекомендована в качестве основной термообработки для сплава на основе интерметаллида Ni₃Al при производстве из него деталей с поликристаллической структурой.

ЛИТЕРАТУРА

1. 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: 10.18577/2071-9140-2015-0-1-3-3.
2. Józwiak P., Polkowski W., Bojar Z. Applications of Ni₃Al Based Intermetallic Alloys – Current Stage and Potential Perceptivities // *Materials*. 2015. Vol. 8 (5). P. 2537–2568.
3. Базылева О.А., Аргинбаева Э.Г., Туренко Е.Ю. Высокотемпературные интерметаллидные сплавы для деталей ГТД // *Авиационные материалы и технологии*. 2013. №3. С. 26–31.
4. Józwiak P., Bojar Z. Influence of Heat Treatment on the Structure and Mechanical Properties of Ni₃Al-Based Alloys // *Archives of Metallurgy and Materials*. 2010. Vol. 55. Issue. 1. P. 271–279.
5. Базылева О.А., Аргинбаева Э.Г. Влияние термической обработки на структуру и жаропрочность ренийсодержащего интерметаллидного сплава на основе никеля // *Авиационные материалы и технологии*. 2014. №2. С. 21–26. DOI: 10.18577/2071-9140-2014-0-2-21-26.
6. Сплав на основе интерметаллида Ni₃Al и изделие, выполненное из него: пат. 2569283 Рос. Федерация; заявл. 18.09.14; опубл. 20.11.15. Бюл. №32.
7. Каблов Е.Н., Оспенникова О.Г., Петрушин Н.В. Новый монокристаллический интерметаллидный жаропрочный сплав на основе γ'-фазы для лопаток ГТД // *Авиационные материалы и технологии*. 2015. №1 (34). С. 34–40. DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-1-34-40.
8. Сидоров В.В., Ригин В.Е., Горюнов А.В., Каблов Д.Е. Высокотехнологичные технологии и современное оборудование для производства шихтовой заготовки из литейных жаропрочных сплавов // *Металлург*. 2012. №5. С. 6–30.
9. Горюнов А.В., Ригин В.Е. Современная технология получения литейных жаропрочных никелевых сплавов // *Авиационные материалы и технологии*. 2014. №2. С. 3–7. DOI: 10.18577/2071-9140-2014-0-2-3-7.
10. Базылева О.А., Туренко Е.Ю., Рассохина Л.И., Битюцкая О.Н., Шитиков А.В., Лапеев Б.С. Литые блоки соплового аппарата 2-й ступени ТВД из интерметаллидного сплава ВКНА-4-ВИ // *Литейное производство*. 2014. №10. С. 7–10.
11. Лощинин Ю.В., Фоломейкин Ю.И., Пахомкин С.И. Исследование теплоемкости металлических материалов с покрытием методом лазерной вспышки // *Заводская лаборатория. Диагностика материалов*. 2015. Т. 81. №9. С. 40–44.
12. Базылева О.А., Рассохина Л.И., Нефедов Д.Г., Погаев А.М. Исследование влияния высокотемпературной газостатической обработки на структуру и свойства интерметаллидного сплава ВКНА-4 // *Письма о материалах*. 2014. Т. 4. Вып. 3. С. 163–166.
13. Гринберг Б.А., Иванов М.А. Интерметаллиды Ni₃Al и Ti₃Al, микроструктура, деформационное поведение. Екатеринбург: УрО РАН, 2002. 359 с.
14. Толорайя В.Н., Филонова Е.В., Чубарова Е.Н. и др. Исследование влияния ГИП на микропористость в монокристаллических отливках безуглеродистых жаропрочных сплавов // *Авиационные материалы и технологии*. 2011. №1. С. 20–26.
15. Каблов Е.Н., Орлов М.Р., Оспенникова О.Г. Механизмы образования пористости в монокристаллических лопатках турбины и кинетика ее устранения при горячем изостатическом прессовании // *Авиационные материалы и технологии*. 2012. №S. С. 117–129.
16. Оспенникова О.Г., Калицев В.А., Евгенов А.Г., Базылева О.А. Совмещение процессов ГИП и термической обработки поликристаллических отливок из сплава на основе Ni₃Al // *Вестник МГТУ им. Н.Э. Баумана*. Сер.: *Машиностроение*. 2011. №SP2. С. 88–96.