

О.А. Базылева¹, Э.Г. Аргинбаева¹, Е.Ю. Туренко¹

ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНЫЕ ИНТЕРМЕТАЛЛИДНЫЕ СПЛАВЫ ДЛЯ ДЕТАЛЕЙ ГТД

Рассматривается возможность применения разработанных в ВИАМ сплавов на основе интерметаллидного соединения Ni_3Al серии ВКНА в качестве материалов для изготовления элементов камеры сгорания, створок и проставок сопла перспективных ГТД. Установлены закономерности между составом, структурой и физико-механическими свойствами интерметаллидных композиций.

Ключевые слова: интерметаллиды, сплав, жаропрочность, жаростойкость, монокристалл, поликристаллическая (равноосная) структура.

О.А. Bazyleva¹, E.G. Arginbayeva¹, E.Yu. Turenko¹

THE HIGH-TEMPERATURE INTERMETALLIC ALLOYS FOR PARTS OF GAS-TURBINE ENGINES

Possibility of application of the VKNA alloys based on Ni_3Al developed at VIAM as materials for production of components of the combustion chamber, shutters and mating rings of nozzles of advanced GTE is considered. Relationships between composition, structure and physics and mechanical properties of intermetallic compounds were determined.

Keywords: intermetallics, alloy, high-temperature strength, heat resistance, single crystal, polycrystalline structure.

¹ 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

Эффективность газотурбинных двигателей определяется параметрами рабочего процесса. Одним из факторов, характеризующих уровень эффективности двигателя, является температура газа перед турбиной. Ее повышение приводит к увеличению весовой отдачи двигателя, а следовательно, к снижению удельной массы двигателя. Рост температуры перед турбиной при одновременном увеличении суммарной степени повышения давления позволяет получить не только высокую удельную тягу, но и низкий удельный расход топлива.

Повышение КПД двигателя возможно при условии увеличения полноты сгорания топлива, т. е. повышения рабочей температуры камеры сгорания. Так, повышение температуры на 50°C приводит к увеличению КПД на 12,5%.

Камера сгорания является одним из основных функциональных элементов ГТД. Она служит для подвода тепловой энергии, выделяющейся при сгорании топлива, к рабочему телу (воздуху) в двигателе. В современных ГТД температура газа перед турбиной составляет 1300–1700°C. Достижение таких температур стало возможным благодаря изготовлению деталей ГТД из жаропрочных материалов и охлаждению его элементов. От нормальной работы камеры сгорания зависят эксплуатационная надежность и экономичность двигателя [1–3].

Особый интерес представляют высокотемпературные сплавы, детали из которых, такие как лопатки газовых турбин, элементы камер сгорания, створки регулируемого сопла и другие сложные фасонные тонкостенные изделия, могут изготавливаться в рамках хорошо отработанного технологического процесса получения и обработки современных никелевых сплавов [4, 5]. Этим условиям в наибольшей мере удовлетворя-

ют тугоплавкие алюминиды никеля – в первую очередь, γ' -Ni₃Al как основная упрочняющая фаза многих широко применяемых жаропрочных никелевых сплавов [6].

Благодаря высокому содержанию алюминия интерметаллидные материалы имеют пониженную плотность (7800–7900 кг/м³) и высокую жаростойкость до температур 1150–1200°C. При кратковременных и длительных нагревах интерметаллидных материалов образуется плотная, прочно связанная с основой защитная оксидная пленка из Al₂O₃, препятствующая проникновению кислорода в основной материал и предотвращающая обеднение поверхности основного материала легирующими элементами и разупрочнение поверхностного слоя в противоположность тому, как это происходит в никелевых литейных сплавах без защитных покрытий [7].

Следует отметить, что из-за высокой термостабильности структуры интерметаллидные сплавы не подвергаются упрочняющей многоступенчатой термической обработке, что позволяет снизить энергозатраты при производстве отливок из них. Другой особенностью сплавов этого класса является нечувствительность механических свойств к длительным нагревам. Это обеспечивает литым деталям стабильность свойств при неконтролируемых забросах температуры до 1250–1300°C в условиях эксплуатации.

Материалы и методика исследования

В качестве материала для исследований использовали:

– цилиндрические заготовки образцов, полученные отливкой методом направленной кристаллизации с использованием затравок заданной кристаллографической ориентации (КГО), с монокристаллической структурой КГО <111> из интерметаллидных композиций на основе Ni₃Al (сплав ВКНА-1В), легированные различным количеством лантана – от 0 до 0,3% (по массе);

– заготовки образцов с поликристаллической (равноосной) структурой из интерметаллидных композиций на основе Ni₃Al (сплав ВКНА-4УР), легированные различным количеством тугоплавких элементов (кобальта и вольфрама), изготовленные вакуумной индукционной отливкой методом точного литья по выплавляемым моделям в подогретые керамические формы.

Микроструктуру выбранных интерметаллидных композиций исследовали на растровом электронном микроскопе JSM-840. Локальный химический состав определяли методом количественного микрорентгеноспектрального анализа (МРСА) на аппарате «Суперпроб-733» (JСМА-733 фирмы «Jeol», Япония).

На компьютеризированных стендах ZST2/3-ВИЭТ проводились статические испытания при растяжении с определением пределов кратковременной прочности и текучести, относительного удлинения при комнатной температуре в соответствии с требованиями ГОСТ 1497 «Металлы. Метод испытания на растяжение» и с определением времени до разрушения в соответствии с требованиями ГОСТ 10145 «Металлы. Метод испытания на длительную прочность».

Сопротивление газовой коррозии по привесу при окислении в воздушной среде за 100 ч определяли в соответствии с требованиями ГОСТ 6130 «Методы определения жаростойкости».

Термостойкость интерметаллидных композиций определяли по методике ВИАМ: среднее число циклов при термоциклировании клиновидных образцов в потоке продуктов сгорания авиационного топлива при скорости нагрева и охлаждения 1000°C в минуту до появления первой трещины длиной 3 мм.

Плотность сплавов с монокристаллической и поликристаллической структурами определяли методом гидростатического взвешивания по методике ВИАМ (СТП 1-595-17-374–98).

Результаты эксперимента и их обсуждение

Рассмотрим возможность изготовления элементов камеры сгорания из интерметаллидного сплава ВКНА-1В.

Узлы камеры сгорания работают в условиях высоких температур, интенсивных теплосмен, испытывают напряжения от действия газового потока продуктов сгорания топлива, термоциклические нагрузки. Это, прежде всего, относится к жаровым трубам, деталям форсунки, фронтовому устройству, газосборникам, экранам и др. Рабочая температура жаровых труб современных камер сгорания составляет 950–1150°C, ресурс работы: 10000–20000 ч, при этом они испытывают циклические изменения температур 200±1150°C.

В настоящее время для теплонагруженных деталей используют жаропрочные деформируемые свариваемые сплавы на основе системы Ni–Co–Cr. Рабочая температура материалов этого класса ограничена 1050–1150°C. Альтернативой применяемому деформируемому сплаву ВЖ155 является интерметаллидный сплав ВКНА-1В – наиболее высокотемпературный сплав серии ВКНА.

В табл. 1 представлены сравнительные свойства жаропрочных сплавов ВКНА-1В и ВЖ155.

Таблица 1

Сравнительные свойства жаропрочных сплавов

Сплав	Рабочая температура, °C	Плотность, кг/м ³	Термостойкость при 200±1200°C, число циклов	Привес Δm , г/м ² , при окислении в воздушной среде за 100 ч при 1100°C
ВКНА-1В	1250	7938	600	15 (1200°C)
ВЖ155	1150	8900	200	15

Представленные данные свидетельствуют о том, что сплав ВКНА-1В является перспективным материалом для применения в камерах сгорания 5-го поколения ГТД.

Для повышения термостабильности сплава ВКНА-1В, необходимой при работе в условиях камеры сгорания, были проведены дополнительные исследования сплава по стабилизации его структуры ультрамикродисперсными частицами, нерастворимыми ни в γ' -Ni₃Al-, ни в γ -Ni-фазах. К числу таких фаз, находящихся в равновесии с γ' -Ni₃Al и γ -Ni, которые могут быть сформированы при кристаллизации в литейных сплавах, могут быть отнесены соединения редкоземельных металлов (РЗМ) с основными компонентами сплава (или компонентами-примесями – например, оксидами, являющимися наиболее термодинамически стабильными из всех соединений).

Анализ двойных диаграмм состояния «редкоземельный металл–легирующий элемент (РЗМ–ЛЭ) или элемент примеси» показал, что в этих системах возможно образование стабильных соединений с никелем и алюминием. Поскольку РЗМ имеют значительно больший атомный радиус, чем алюминий (и тем более никель), их растворимость в алюминиде никеля пренебрежимо мала. То количество РЗМ, которое оказывается не связанным в оксид или другое соединение, должно раствориться в твердых растворах на основе γ' -Ni₃Al и γ -Ni, что невозможно из-за большой разницы в атомных радиусах. Крупные атомы РЗМ, образуя термодинамически стабильные соединения, должны локализоваться на дефектных участках структуры – границах раздела разного рода, межфазных границах, межосных пространствах дендритов и др. [8].

В связи с вышеизложенным исследовалось влияние микролегирования РЗМ (лантан) на структуру и свойства интерметаллидного сплава ВКНА-1В в литом состоянии:

– при микроструктурном исследовании образца с 0,015% (по массе) La не обнаружено выделений с содержанием La. Это обусловлено тем, что действие рассматриваемого РЗМ было сведено к функции раскислителя без образования дополнительных фаз;

– в образце с 0,1% (по массе) La встречаются выделения, содержащие повышенное количество лантана: 2,6% (атомн.), в остальных участках шлифа содержание лантана составляет 0–0,16% (атомн.);

– в образце с 0,3% (по массе) La наблюдаются выделения, содержащие повышенное количество лантана: 7,89% (атомн.), в остальных участках шлифа содержание лантана составляет 0–0,11% (атомн.).

Микроструктурные исследования образцов после испытаний на длительную прочность показали, что образование трещин в интерметаллидном сплаве ВКНА-1В без добавления лантана проходит преимущественно по межфазной границе в отличие от сплава с лантаном (рис. 1). Вероятно, это связано с тем, что частицы с повышенным содержанием лантана препятствуют продвижению дислокаций и распространению трещины по границам дендритов.

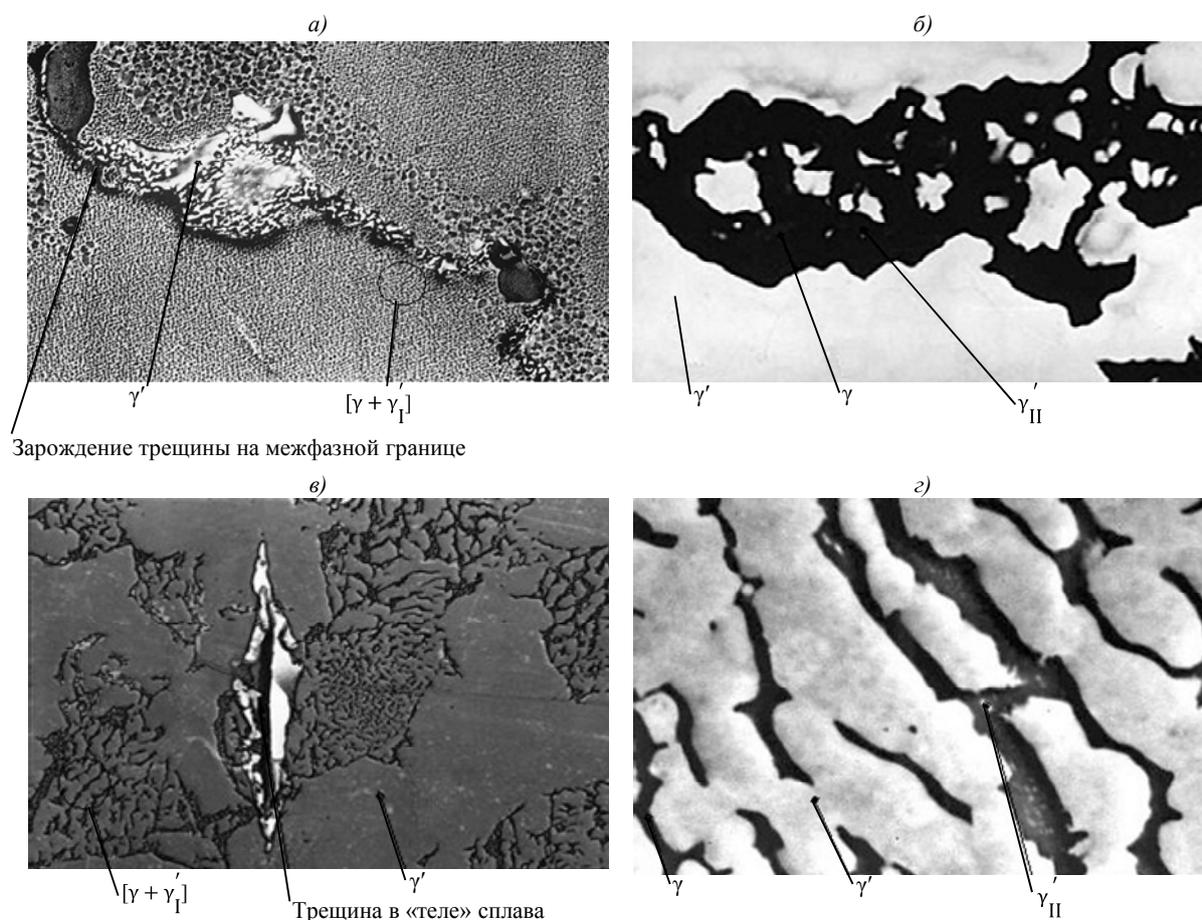


Рис. 1. Микроструктура (а, в – $\times 500$; б, г – $\times 10000$) сплава ВКНА-1В без лантана (а, б) и с 0,3% (по массе) La (в, г) после испытаний на длительную прочность

В рабочей части образца из сплава ВКНА-1В без лантана видно растворение γ' -фазы в γ -твердом растворе на основе никеля. Микроструктура испытанного образца из интерметаллидного сплава, микролегированного лантаном, свидетельствует о выделении более мелкодисперсных частиц упрочняющей γ'_{II} -фазы.

В табл. 2 приведены механические свойства микролегированного лантаном сплава марки ВКНА-1В в сравнении с исходным. Проведенное исследование показало, что введение лантана в сплав ВКНА-1В повышает время до разрушения при 1000°C. Сплав, содержащий 0,3% (по массе) La, имеет наиболее высокие значения времени до разрушения (в $\sim 1,6$ раза).

Свойства сплава марки ВКНА-1В, легированного микродобавками лантана

Композиция	Время до разрушения, ч, при 1000°C и $\sigma=150$ МПа
ВКНА-1В	102
ВКНА-1В+0,015% (по массе) La	196
ВКНА-1В+0,1% (по массе) La	247
ВКНА-1В+0,3% (по массе) La	336

Интерметаллидный сплав ВКНА-1В был рекомендован для литья сегментов камеры сгорания перспективного газотурбинного двигателя. Внешний вид отливок представлен на рис. 2.

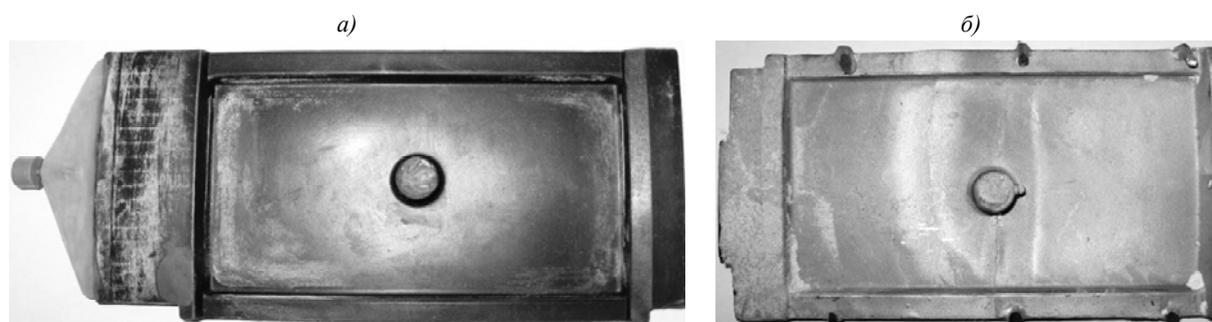


Рис. 2. Модель (а) и отливка (б) тонкостенного сегмента из интерметаллидного сплава ВКНА-1В, полученного методом ВГНК

Рассмотрим возможность изготовления створок и проставок сопла из интерметаллидного сплава ВКНА-4УР.

Литейный жаропрочный сплав на основе интерметаллида Ni_3Al марки ВКНА-4УР предназначен для изготовления деталей с поликристаллической (равноосной) структурой методом точного литья по выплавляемым моделям.

По уровню длительной прочности и пластичности сплав не удовлетворяет требованиям, предъявляемым к материалам для надстворок и проставок сопла. Поэтому была поставлена задача по выбору композиции с поликристаллической структурой, отвечающей требованиям по рабочим температурам, механическим свойствам, жаростойкости и длительной прочности.

Для достижения необходимых значений длительной прочности и пластичности была проведена корректировка химического состава сплава ВКНА-4УР, изменено содержание тугоплавких легирующих элементов (кобальта и вольфрама). При высоких температурах на прочность материалов оказывает влияние только скорость развития диффузионных процессов в объеме зерна, состоящего из $(\gamma'+\gamma)$ -фаз. Легирование тугоплавкими элементами позволяет затормозить диффузию как в объеме зерна, так и на межфазных границах γ'/γ , которые замкнуты вокруг γ -выделений и не создают непрерывных диффузионных путей по сечению образцов [9].

Проведена термообработка партии заготовок под образцы по экспериментальным режимам с целью выбора оптимального. Оценены механические свойства: кратковременная при 20°C (σ_b^{20}) и длительная прочность при 975°C на базе 30 ч (τ_{30}^{975}), а также пластичность (δ). Результаты испытаний приведены в табл. 3.

По результатам проведенных испытаний уровень механических свойств сплава ВКНА-4УР модифицированного выше, чем у сплава ВКНА-4УР для всех режимов термической обработки: время до разрушения образцов при температуре 975°C и значение пластичности при комнатной температуре увеличиваются в ~2 раза.

Результаты испытаний механических свойств

Сплав	Режим термической обработки	τ_{30}^{975} , ч, при $\sigma=147$ МПа	σ_B^{20} , МПа	δ , %
ВКНА-4УР стандартный	1 (1300°C)	33–36	697–698	5,2–5,3
	2 (1280°C)	25–28	735–740	5,3–5,5
	3 (1200°C)	24–27	639–643	3,3–3,5
ВКНА-4УР модифицированный	1 (1300°C)	52–57	860–871	8,9–9,3
	2 (1280°C)	61–67	887–898	11,3–11,5
	3 (1200°C)	58–62	812–821	8,5–8,7

Методом растровой электронной микроскопии на электронном микроскопе фирмы «Jeol» (Япония) исследована микроструктура образцов в литом состоянии (рис. 3). По границам зерен композиций с равноосной структурой расположены карбидные фазы MeC. Общее количество карбидных фаз составляет ~1,17% (по массе).

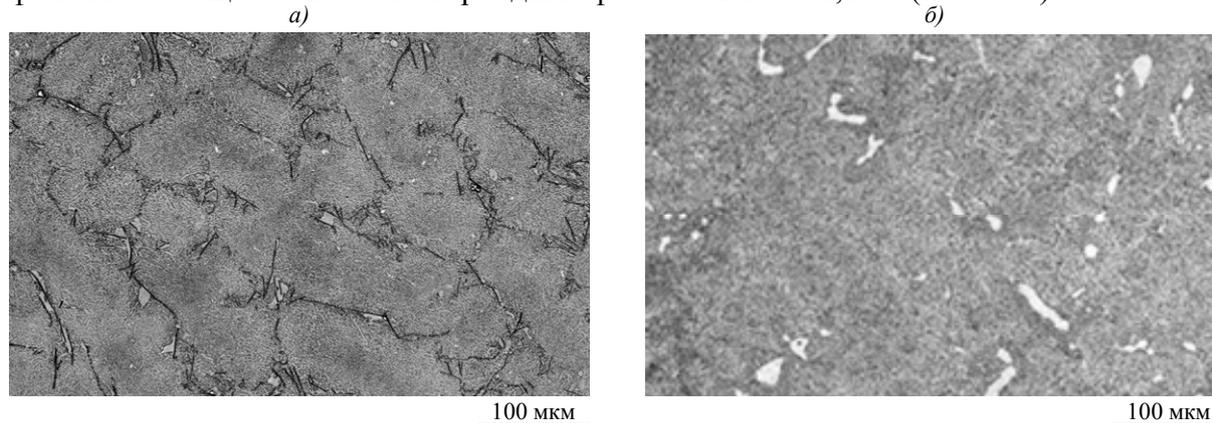


Рис. 3. Микроструктура ($\times 250$) сплава ВКНА-4УР (а) и модифицированного (б) в литом состоянии

На микроструктурах различимы крупные дендриты, имеющие сложное строение: наиболее крупные выделения γ' -фазы неправильной формы (эвтектического происхождения), разделяющие дендриты, имеют размер ~12–80 мкм. Более мелкие выделения γ' -фазы этого же типа имеют размеры ~4–12 мкм, дисперсные эвтектические выделения γ' -фазы – до ~2 мкм. При электронно-микроскопическом исследовании в γ -прослойках, окружающих первичные выделения γ' -фазы, различимы дисперсные вторичные выделения γ' -фазы размером $< 0,1$ мкм. Образцы из сплава ВКНА-4УР модифицированного имеют более однородную структуру по сравнению со сплавом стандартного состава. Частицы эвтектики достаточно мелкие, а карбиды имеют преимущественно дискретный характер и округлую или гексагональную форму.

Также был проведен фрактографический анализ изломов образцов после длительных испытаний. Образцы из сплава ВКНА-4УР модифицированного имеют более вязкий излом по сравнению с образцами сплава исходного состава, что подтверждается фрактограммами и временем до разрушения при 975°C. Однако сплавы типа ВКНА с поликристаллической (равноосной) структурой обладают недостаточно высокими значениями длительной прочности и могут быть использованы в конструкциях в качестве жаростойкого материала, работающего при высоких температурах и небольших напряжениях.

По результатам проведенных исследований сплав ВКНА-4УР модифицированный рекомендуется для изготовления тонкостенных отливок для надставок и проставок сопла нового малоразмерного перспективного газотурбинного двигателя. Внешний вид отливок деталей представлен на рис. 4.

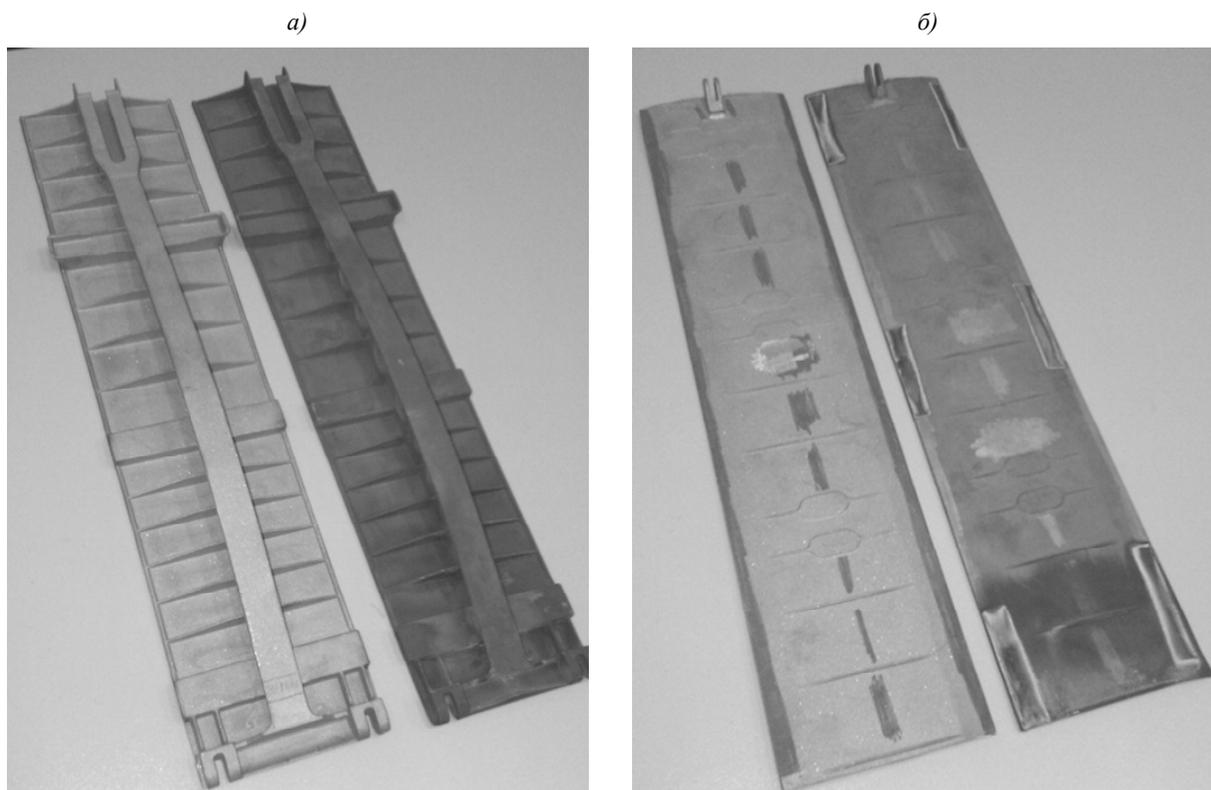


Рис. 4. Надстворка (а) и проставка (б) из интерметаллидного сплава ВКНА-4УР модифицированного

Применение перспективных сплавов на основе интерметаллида Ni_3Al типа ВКНА с равноосной и монокристаллической структурами в качестве материалов для изготовления элементов камеры сгорания, створок и проставок сопла ГТД позволит повысить весовую отдачу двигателя, увеличить ресурс деталей в 1,5–2 раза и снизить эмиссию на 25–35%.

ЛИТЕРАТУРА

1. Каблов Е.Н. Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 г. //Авиационные материалы и технологии. 2012. №S. С. 7–17.
2. Оспенникова О.Г. Стратегия развития жаропрочных сплавов и сталей специального назначения, защитных и теплозащитных покрытий //Авиационные материалы и технологии. 2012. №S. С. 19–36.
3. Скибин В.А. Научный вклад в создание авиационных двигателей. М.: Машиностроение. 2000. Т. 2. 750 с.
4. Каблов Е.Н., Бондаренко Ю.А., Ечин А.Б., Сурова В.А. Развитие процесса направленной кристаллизации лопаток ГТД из жаропрочных сплавов с монокристаллической и композиционной структурой //Авиационные материалы и технологии. 2012. №1. С. 3–8.
5. Толорайя В.Н., Филонова Е.В., Чубарова Е.Н., Комарова Т.И., Остроухова Г.А. Исследование влияния ГИП на микропористость в монокристаллических отливках безуглеродистых жаропрочных сплавов //Авиационные материалы и технологии. 2011. №1. С. 20–26.
6. Базылева О.А., Аргинбаева Э.Г., Туренко Е.Ю. Жаропрочные литейные интерметаллидные сплавы //Авиационные материалы и технологии. 2012. №S. С. 57–60.
7. Бунтушкин В.П., Каблов Е.Н., Базылева О.А., Морозова Г.И. Сплавы на основе алюминидов никеля //МиТОМ. 1999. №1. С. 32–34.
8. Поварова К.Б., Казанская Н.К., Дроздов А.А., Базылева О.А. Изучение влияния редкоземельных металлов на жаропрочность сплавов на основе Ni_3Al //Металлы. 2011. №1. С. 55–63.
9. Каблов Е.Н., Базылева О.А., Воронцов М.А. Новая основа для создания литейных

REFERENS LIST

1. Kablov E.N. Strategicheskie napravlenija razvitija materialov i tehnologij ih pererabotki na period do 2030 g. [The strategic directions of development of materials and technologies of their processing for the period till 2030] //Aviacionnye materialy i tehnologii. 2012. №S. S. 7–17.
2. Ospennikova O.G. Strategija razvitija zharoprochnyh spлавov i stalej special'nogo naznachenija, zashhitnyh i teplozashhitnyh pokrytij [Strategy of development of heat resisting alloys and staly special purpose, protective and heat-shielding coverings] //Aviacionnye materialy i tehnologii. 2012. №S. S. 19–36.
3. Skibin V.A. Nauchnyj vklad v sozdanie aviacionnyh dvigatelej [Scientific contribution to creation of aviation engines]. M.: Mashinostroenie. 2000. T. 2. 750 s.
4. Kablov E.N., Bondarenko Ju.A., Echin A.B., Surova V.A. Razvitie processa napravlennoj kristallizacii lopatok GTD iz zharoprochnyh spлавov s monokristallicheskoj i kompozicionnoj strukturoj [Development of process of the directed crystallization of shovels of GTE from heat resisting alloys with single-crystal and composite structure] //Aviacionnye materialy i tehnologii. 2012. №1. S. 3–8.
5. Tolorajja V.N., Filonova E.V., Chubarova E.N., Komarova T.I., Ostrouhova G.A. Issledovanie vlijanija GIP na mikroporistost' v monokristallicheskih otlivkah bezuglerodistyh zharoprochnyh spлавov [Research of influence of HIP(hot isostatic pressing) on microporosity in single-crystal castings the bezuglerodistykh of heat resisting alloys] //Aviacionnye materialy i tehnologii. 2011. №1. S. 20–26.
6. Bazyleva O.A., Arginbaeva Je.G., Turenko E.Ju. Zharoprochnye litejnye intermetallidnye spлавы [Heat resisting foundry intermetallic alloys] //Aviacionnye materialy i tehnologii. 2012. №S. S. 57–60.
7. Buntushkin V.P., Kablov E.N., Bazyleva O.A., Morozova G.I. Spлавы na osnove aljuminidov nikelja [Alloys on a basis nickel aluminides] //MiТОМ. 1999. №1. S. 32–34.
8. Povarova K.B., Kazanskaja N.K., Drozdov A.A., Bazyleva O.A. Izuchenie vlijanija redkozemel'nyh metallov na zharoprochnost' spлавov na osnove Ni₃Al [Studying of influence of rare-earth metals on thermal stability of alloys on the basis of Ni₃Al] //Metally. 2011. №1. S. 55–63.
9. Kablov E.N., Bazyleva O.A., Voroncov M.A. Novaja osnova dlja sozdanija litejnyh vysokotemperaturnyh zharoprochnyh spлавov [New basis for creation of foundry high-temperature heat resisting alloys] //MiТОМ. 2006. №8. S. 21–25.