

УДК 669.018.95

Д.В. Гращенко¹, И.Ю. Ефимочкин¹, А.Н. Большакова¹

ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНЫЕ МЕТАЛЛОМАТРИЧНЫЕ КОМПОЗИЦИОННЫЕ МАТЕРИАЛЫ, АРМИРОВАННЫЕ ЧАСТИЦАМИ И ВОЛОКНАМИ ТУГОПЛАВКИХ СОЕДИНЕНИЙ

DOI: 10.18577/2071-9240-2017-0-S-318-328

Приведены результаты, полученные в рамках реализации «Стратегических направлений развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года» (направление 12. «Металломатричные и полиматричные композиционные материалы») [1], по разработке металлических композиционных материалов (МКМ) на основе матриц Mo, Nb, Fe, Ni, армированных частицами и волокнами тугоплавких соединений. Для волокон тугоплавких соединений, используемых для армирования металлических композиционных материалов, представлены варианты барьерных покрытий и предложены способы их нанесения. Для металлических композиционных материалов, упрочненных частицами тугоплавких соединений, представлена технология сфероидизации композиционных гранул в потоке термической плазмы с целью адаптации порошков для использования в аддитивных технологиях.

Ключевые слова: композиционные материалы, дисперсное упрочнение, механическое легирование, порошковая металлургия.

D.V. Grashchenkov, I.Yu. Efimochkin, A.N. Bolshakova

High-temperature metal-matrix composite materials reinforced with particles and fibers of refractory compounds

The article describes the results, obtained in the framework of implementation «The strategic directions of development of materials and technologies of their processing for the period till 2030» (direction 12. «Polimatrix and metal-matrix composite materials») [1] for the development of metal composite materials (MCM) – based on Mo, Nb, Fe, Ni matrixes, reinforced with particles and fibers of refractory compounds. Variants of barrier coatings and methods for applying them are presented for fibers of refractory compounds used for reinforcement of metal composite materials. The technology of spheroidizing composite grains in a thermal plasma flow is presented for metal composite materials reinforced with particles of refractory compounds in order to adapt powders for use in additive technologies.

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

Keywords: composite materials, dispersion strengthening, mechanical alloying, powder metallurgy.

Введение

Развитие научно-технического прогресса в авиакосмической отрасли, машиностроении, энергетике и других отраслях промышленности невозможно без создания новых конструкционных материалов. Снижение массы летательного аппарата и расхода топлива прямо или косвенно связано с требованием уменьшения размеров двигателя. Требуемое увеличение мощности двигателя можно реализовать только при повышении расхода топлива и/или скорости вращения вала. Однако вместе с увеличением скорости вращения растет также термическая и механическая нагрузка на компоненты двигателя, что может привести к многократному превышению границ применимости доступных в настоящее время традиционных материалов. Поэтому одной из ключевых проблем создания перспективной авиационной техники является разработка и внедрение новых газотурбинных двигателей (ГТД), обладающих высоким уровнем тяги, весовым и эксплуатационным совершенством, уменьшенной номенклатурой деталей при обеспечении более высокого ресурса, надежности и экономичности [1–8]. Одним из эффективных путей решения поставленных задач является разработка и создание металлических композиционных материалов (МКМ), обладающих низкой плотностью, высокой температурой эксплуатации, высокими прочностными характеристиками, химической инертностью и коррозионной стойкостью, а также возможностью изготовления из них деталей сложной формы.

С целью создания и развития высокоэффективных ГТД нового поколения, в частности высоконагруженных элементов конструкций летательных аппаратов, в рамках реализации «Стратегических направлений развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года» разрабатываются МКМ на основе матриц Mo, Nb, Fe, Ni, армированных частицами и волокнами тугоплавких соединений.

Для металломатричных композиционных порошков, армированных частицами тугоплавких оксидов, разрабатываются технологии сфероидизации в потоке термической плазмы с целью применения в аддитивных технологиях.

Высокотемпературные металломатричные композиционные материалы, армированные волокнами тугоплавких соединений

В рамках реализации «Стратегических направлений развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года» разрабатываются металлические композиционные материалы на основе Nb и Mo,

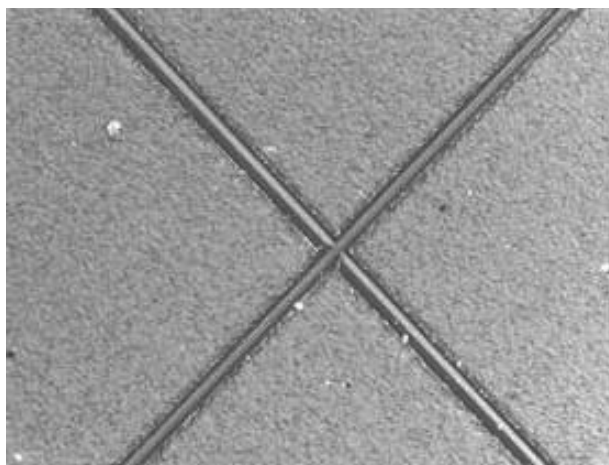
упрочненные волокнами $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ и бора соответственно. Для волокон $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ разработаны защитные покрытия на основе TiN и W, которые увеличивают высокотемпературную прочность волокна и защищают его от коррозии. Используемые для армирования борные волокна покрыты тонким слоем карбида кремния, который увеличивает термоокислительную стойкость волокна. Металлические композиционные материалы, упрочненные волокнами тугоплавких соединений, рассчитаны на рабочую температуру $>1300^\circ\text{C}$.

Волокнистые композиционные материалы получены методом механического легирования с последующим компактированием методом искрового плазменного спекания (SPS-технология). Преимуществом SPS-технологии следует считать максимально быстрое уплотнение порошковой массы и получение изделий с минимальной пористостью при сравнительно малом давлении прессования. Такой результат достигается за счет образования плазмы на межзеренной границе при воздействии электрического поля.

Исходными порошками для изготовления высокотемпературных МКМ служили промышленные порошки отечественного производства. Исходные порошки предварительно смешивали в валковых мельницах, затем подвергали механохимическому синтезу. Подготовку исходных металлических порошков осуществляли с целью получения наиболее однородного композиционного материала – размеры частиц композиционного порошка должны составлять не более 500 нм. Применение метода механического легирования на стадии получения порошка позволяет получить особую структуру материала, активизировать процессы спекания, достичь высокой гомогенности смеси, сформировать неравновесную структуру с высокой плотностью микро- и макроскопических дефектов кристаллической структуры с ячеистой дислокационной структурой. В процессе механического легирования смеси порошков можно получить порошок сплава заданного состава со всеми присущими ему фазами. Этот процесс основан на эффекте схватывания металлов при совместной пластической деформации. Схватывание, реализующее межатомное взаимодействие на ювенильных поверхностях, – бездиффузионный процесс формирования физического контакта (т. е. такого сближения взаимодействующих атомов, при котором может произойти валентное межатомное взаимодействие) и активации контактных поверхностей. Консолидацию полученных после механического легирования композиционных порошков и армирующих волокон проводили методом искрового плазменного спекания на установке гибридного искрового плазменного спекания. Гибридное искровое плазменное спекание, известное также как гибридное спекание в электрическом поле, проводится

в графитовой пресс-форме. Армирующие волокна укладывают в композиционный порошок параллельно в направлении предполагаемого действия напряжения на расстоянии, равном диаметру волокна.

Защитные (барьерные) покрытия на основе матриц TiN и W (толщиной от 5 до 40 мкм) наносят на волокна ионно-плазменным методом с помощью установки ВУ-1БС, при этом скорость напыления составляет 0,5 мкм/мин; адгезию покрытия с $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ оценивают по методу нанесения сетки царапин – метод рисок. Суть метода состоит в нанесении сетки взаимно перпендикулярных надрезов с шагом 2–3 мм, при этом твердость режущего инструмента должна быть выше твердости покрытия. На рисунке представлен типичный вид покрытия с надрезами. Видно, что отслоения покрытия как в местах пересечения надрезов, так возле самих надрезов, отсутствуют.



×20

Защитное покрытие на основе вольфрама на монокристаллической подложке $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ (темные пересекающиеся линии – следы надрезов)

В рамках работ по госконтракту шифра «Импульс» разработаны технологии по созданию композиционных материалов на основе Nb, армированного монокристаллическими волокнами (МКВ) $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ с барьерным покрытием. Изготовлены образцы композиционного материала систем Nb+МКВ ($\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$), Nb–Si–Ti+МКВ ($\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$), которые подготовлены для проведения экспериментальных исследований. Изучена микроструктура композиционного материала и определены предел прочности при изгибе при температурах 20 и 1300°C, а также плотность и ударная вязкость. Исследована химическая устойчивость волокон $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ (с барьерным покрытием из TiN и без покрытия) при 1300°C в течение 10 ч. Результаты испытаний показали, что композиционный материал на основе Nb с упрочнением оксидными

волокнами без барьерного покрытия при температуре 1400°C имеет предел прочности при изгибе 30–35 МПа, что в 2,2 раза выше, чем у чистой матрицы. Композиционный материал на основе Nb с упрочнением оксидными волокнами с нанесенным барьерным покрытием при температуре 1400°C имеет предел прочности при изгибе в 1,8 раз выше, чем матричный сплав. После теплового старения прочность материала, армированного волокнами с покрытиями, увеличивается и превышает прочность матрицы в 2,4 раза. Данный эффект объясняется наличием в материале так называемых «сильных» и «слабых» межфазных связей. Данные понятия были введены R.R. Bowman с сотрудниками [9] при исследовании механических свойств композитов на основе NiAl, усиленных волокнами сапфира:

– «сильная» связь возникает тогда, когда происходит химическое взаимодействие между граничащими фазами;

– «слабая» межфазная связь обусловлена в основном трением, т. е. эта связь механическая (фрикционная).

Для композитов на основе NiAl определены численные значения связи: ~280 МПа – для «сильной», ~100 МПа – для «слабой».

У исходных композиционных материалов, армированных волокнами без покрытия, связь «матрица–волокно» является «слабой» (прочность составляет $2,2\sigma_{\text{матр}}$), а у исходного композиционного материала, армированного волокнами с покрытием, – обе связи «слабые» (прочность составляет $1,8\sigma_{\text{матр}}$). После теплового старения у композиционного материала, армированного волокнами с покрытием TiN, связь «матрица–покрытие» стала «сильной», а связь «волокно–покрытие» сохранилась «слабой» (прочность возросла с 1,8 до $2,4\sigma_{\text{матр}}$). У композиционного материала, армированного волокнами с покрытием на основе W, после теплового старения обе связи остались «слабыми» (по визуальной оценке границ на шлифах). Тем не менее прочность материала возросла, так как при тепловом старении прошли процессы взаимодиффузии элементов матрицы с элементами покрытия и волокна. Таким образом, эффективность армирования композиционного материала при использовании порошкового метода можно повысить не только путем увеличения коэффициента наполнения армирующего компонента, но и за счет установления видов связи с их численными значениями. Поскольку на границе «матрица–покрытие» протекают диффузионные процессы, то взаимное проникновение граничных элементов может привести к изменению структуры матрицы и фазового состава, что в конечном счете может привести к ее разупрочнению, а чрезмерное химическое взаимодействие на границе «волокно–покрытие» – к коррозии поверхности волокна. По итогам работы оформлена заявка на охраноспособное техническое решение «Способ фиксации керамического волокна в зажимах разрывной машины и приспособление для его осуществления».

Высокотемпературные металломатричные композиционные материалы, армированные частицами тугоплавких соединений

Мировые тенденции к увеличению мощности, эффективности, экологичности современной авиационной и космической техники определяют разработку и усовершенствование материалов, применяемых при производстве современных газотурбинных двигателей (ГТД) [1–4]. Одной из реально существующих проблем является задача повышения рабочей температуры узлов и элементов камеры сгорания ГТД, позволяющая улучшить вышеперечисленные показатели.

Развитие авиационной и ракетно-космической техники предопределяет ужесточение температурно-силовых параметров эксплуатации жаропрочных материалов, повышение рабочих температур до 1350°С, исключает возможность использования современных сложнелегированных жаропрочных сплавов на основе никеля, не обладающих достаточной окислительной стойкостью при указанных температурах [5–8]. Наиболее перспективными материалами, устойчивыми в данных условиях, являются композиты с металлической матрицей, упрочненные дисперсными частицами тугоплавких оксидов.

Формирующаяся в процессе получения полуфабрикатов и зависящая от условий деформационно-термической обработки стабилизированная направленная структура обеспечивает получение материалов с рекордно высокими показателями жаропрочности. Высокая прочность дисперсноупрочненных композиционных материалов достигается в случае, если размеры упрочняющих частиц составляют 10–500 нм, среднее расстояние между частицами 100–500 нм, а частицы равномерно распределены в матрице. Использование в качестве упрочняющих фаз стабильных тугоплавких соединений, таких как карбиды, нитриды, бориды и сложные оксиды редкоземельных металлов (РЗМ), металлов IVв–VIв групп Периодической системы (например, Nb, Mo, Zr и др.), не растворяющихся в матричном металле, позволяет сохранить высокую прочность материала до температур $(0,9–0,95)T_{пл}$, поэтому материалы применяют в качестве жаропрочных.

Жаропрочные дисперсноупрочненные композиционные материалы служат для изготовления нагруженных деталей, работающих при температурах до 1350–1400°С, таких как элементы конструкций камер сгорания, сопловые лопатки ГТД и др. Дисперсноупрочненная ферритная сталь благодаря высокому сопротивлению сульфидной коррозии и хорошей формоустойчивости эффективна для применения в устройствах для сжигания твердого и жидкого топлива, а также для изготовления оснастки для высокотемпературной термообработки [10, 11]. Высокая радиационная

стойкость дисперсноупрочненных композиционных материалов делает их эффективными для применения в объектах ядерной техники. При конструировании узлов и деталей следует учитывать, что к дисперсноупрочненным композиционным материалам, как правило, неприменима сварка плавлением, приводящая к агломерации упрочняющей фазы и потере прочности в зоне шва. Для соединения деталей рекомендуются диффузионная сварка и пайка высокотемпературными припоями, ограниченно может использоваться точечная сварка [10–13].

Общей отличительной чертой дисперсноупрочненных композиционных материалов является чрезвычайно высокая структурная стабильность. При механико-термической обработке полуфабрикатов в процессе их изготовления формируется устойчивая субзеренная структура, стабилизатором которой служат закрепленные на стыках субграниц упрочняющие частицы размером 10–50 нм. В процессе последующей высокотемпературной собирательной рекристаллизации, которая реализуется путем отрыва движущихся границ зерен от частиц материала, формируется направленная структура, характеризующаяся большими значениями коэффициента неравноосности зерен ($K_{н.з} = L/l$, где L и l – средние продольный и поперечный размеры соответственно) [10].

Особенности структуры определяют высокую жаропрочность дисперсноупрочненных композиционных материалов, миграция границ в которых возможна только совместно с частицами и начинает проявляться лишь при напряжениях ползучести, достигающих $(0,8–0,9)\sigma_{0,2}$. Движение комплексов «частица–граница зерна» характеризуется высоким энергетическим барьером, а при сильной вытянутости зерен число благоприятно расположенных для развития зернограницного проскальзывания границ невелико. Дисперсноупрочненные композиционные материалы обладают повышенным сопротивлением высокотемпературной ползучести и могут длительно работать под нагрузкой при температурах, достигающих $(0,9–0,95)T_{пл}$, т. е. в условиях, когда традиционные сплавы становятся неработоспособными. Стабильность структуры до предплавильных температур обеспечивает сохранение механических свойств дисперсно-упрочненных композиционных материалов после длительных (сотни и тысячи часов) нагревов при температурах вплоть до $(0,95–0,98)T_{пл}$. Этими же особенностями структуры определяется хорошая формоустойчивость деталей из композиционных материалов.

Дисперсноупрочненные композиционные материалы (их также называют дисперсноупрочненными сплавами, хотя они не являются сплавами в общепринятом смысле этого слова, т. е. плавильная технология при их производстве абсолютно исключена, но этот термин закрепился в технической литературе [14, 15]) – материалы, упрочнителями и

стабилизаторами структуры которых являются равномерно распределенные в объеме химически инертные к матрице (вплоть до температуры ее плавления) высокодисперсные частицы тугоплавких соединений, вводимые в объем матрицы на стадии изготовления исходных порошков.

Максимальный эффект упрочнения достигается при среднем размере упрочняющих частиц 10–30 нм. Объемное содержание упрочняющей фазы может колебаться от долей до нескольких десятков процентов.

Дисперсноупрочненные композиционные материалы можно разделить на две группы: конструкционные и специального назначения. К конструкционным относятся высокожаропрочные дисперсноупрочненные композиционные материалы, например дисперсноупрочненный никель и дисперсноупрочненная ферритная сталь; к материалам специального назначения – торированный вольфрам, некоторые контактные композиционные материалы и др. В данном обзоре представлены дисперсноупрочненные композиционные материалы только конструкционного назначения.

Для приготовления порошков дисперсноупрочненных композиционных материалов используется механическое легирование. Метод основан на длительной обработке смесей порошков компонентов композиционных материалов, лигатур и упрочняющих фаз в заполненных стальными шарами высокоэнергетических аппаратах (аттриторы, планетарные мельницы, вибромельницы и т. п.). При изготовлении порошков жаропрочных сложнелегированных дисперсноупрочненных композиционных материалов элементы с большим сродством к кислороду (алюминий, титан и т. п.) предпочтительно вводить в шихту в виде не склонных к сильному окислению лигатур.

Основными этапами типовой технологии [16] получения дисперсноупрочненных композиционных материалов с использованием метода механического легирования являются:

1 – выбор легирующих компонентов, основное требование к которым заключается в необходимости взаимодействия компонентов между собой;

2 – обработка шихты в механическом реакторе – осуществляется в основном в шаровой мельнице (аттриторе, вибромельнице и т. д.) с образованием зерен и субзерен, гомогенизацией и фазообразованием;

3 – горячее прессование (экструзия) – используется для получения полуфабрикатов; при горячем прессовании (экструзии) происходит уплотнение металлических компонентов композиционного материала и образование контакта между ними;

4 – отжиг полуфабрикатов – производят с целью завершения фазовых и структурных превращений, стабилизации структуры и свойств композиционного материала.

В рамках работ по изготовлению дисперсноупрочненных композиционных материалов на основе металлической матрицы разработаны композиционные материалы на основе Nb, Mo, Fe, Ni матриц, армированных частицами Al_2O_3 , Y_2O_3 либо их сложными оксидами. Дисперсноупрочненные композиционные материалы, также как и волокнистые, получены методом механохимического синтеза с последующей консолидацией порошков методами искрового-плазменного спекания или экструзией.

Механическое легирование позволяет получить частицы материала, содержащие одновременно все сырьевые компоненты, причем площадь их соприкосновения увеличивается, т. е. активность смеси увеличивается пропорционально продолжительности обработки смеси. Таким образом, можно получить порошковую заготовку для композита с желаемой степенью активности, а температуру иницирования экзотермической реакции в порошковой смеси снизить. Конечно, у метода механического легирования есть недостаток — это получение композиционных гранул осколочной формы.

Изготовление деталей сложной формы с помощью применения аддитивных технологий подразумевает использование исходного материала правильной округлой формы. С целью адаптации высокотемпературных металлических порошков, полученных методом механического легирования, для изготовления изделий сложной формы с помощью аддитивных технологий предлагается сфероидизировать осколочные металлические порошки в потоке термической плазмы. Суть процесса заключается в том, что исходный порошок с частицами осколочной формы обрабатывают в струе плазмы, в результате чего частицы порошка приобретают правильную сферическую форму, без нарушения химического состава и объемного распределения армирующих частиц. Порошки с частицами сферической формы лишены многих недостатков, присущих порошкам, полученным методом механического легирования: они обладают хорошей текучестью и высокой однородностью по гранулометрическому составу.

Таким образом, в настоящее время реально обеспечить работоспособность узлов и деталей ГТД при температурах 1300–1350°C с забросами до 1400°C (если не принимать во внимание разрабатываемые жаропрочные сплавы на основе ниобия и молибдена с силицидным упрочнением — так называемые *in-situ* композиты) могут лишь дисперсноупрочненные материалы с матрицей на основе хромоалюминиевых ферритных сталей (потери массы при температуре для разных составов сплавов при циклическом окислении на воздухе в течение 100 ч находятся в пределах 2–8,5 мг/см²). Возможность горячей и холодной деформации этих сплавов, изготовления

из них листов и штамповок, существующие технологии соединения деталей из них точечной сваркой, пайкой и сваркой, в том числе с сохранением до 80% прочности материала в соединении, делают перспективным их применение для изготовления деталей камеры сгорания, форсунок, их экранов и подобных элементов в авиационных газотурбинных двигателях, особенно предназначенных для эксплуатации в морских условиях.

Помимо применения в аэрокосмической отрасли, благодаря исключительной стабильности структуры и химической стойкости, стойкости к радиационному «распуханию» (в варианте с исключенным из состава алюминием), дисперсноупрочненные композиционные материалы на основе железа широко применяются в традиционной ядерной энергетике и имеют большие перспективы применения в новых реакторах на быстрых нейтронах.

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: 10.18577/2071-9140-2015-0-1-3-33.
2. Каблов Е.Н., Толорайя В.Н. ВИАМ – основоположник отечественной технологии литья монокристаллических турбинных лопаток ГТД и ГТУ // Авиационные материалы и технологии. 2012. №5. С. 105–117.
3. Каблов Е.Н., Светлов И.Л., Ефимочкин И.Ю. Высокотемпературные Nb–Si-композиты // Вестник Московского государственного технического университета им. Н.Э. Бауман. Сер.: Машиностроение. 2011. №SP2. С. 164–173.
4. Каблов Е.Н., Щетанов Б.В., Ивахненко Ю.А., Балинова Ю.А. Перспективные армирующие высокотемпературные волокна для металлических и керамических композиционных материалов // Труды ВИАМ: электрон. науч.-технич. журн. 2013. №2. Ст. 05. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 25.06.2016).
5. Щетанов Б.В., Гращенков Д.В., Ефимочкин И.Ю., Щеглова Т.М. Монокристаллические волокна оксида алюминия для высокотемпературных (до 1400°C) композиционных материалов // Технология машиностроения. 2014. №10 (148). С. 5–9.
6. Menon E.S.K., Mendiratta M.G., Dimiduk D.M. Oxidation of complex niobium based alloys // International Symposium Niobium; science & technology (December 2–5, 2001). Orlando, Florida. P. 121–146.
7. Каблов Е.Н., Мубояджян С.А. Жаростойкие и теплозащитные покрытия для лопаток турбины высокого давления перспективных ГТД // Авиационные материалы и технологии. 2012. №5. С. 60–70.

8. Weiping Hu, Hao Chen, Yonlong Zhong, Jia Song, Gunter Gottstein. Investigations NiAl composites fabricated by matrix coated single crystalline Al₂O₃-fibers with and without hBN interlayer // Mater. Sci. China. 2008. Vol. 2 (2). P. 182–193.
9. Bowman R.R., Misra A.K., Arnold S.M. Processing and Mechanical Properties of Al₂O₃ Fibwe-Reinforced NiAl Composites // Metallurgical and Materials Transactions, 1995. Vol. 26A. P. 615–628.
10. Бабич Б.Н., Вершинина Е.В., Глебов В.А. и др. Металлические порошки и порошковые материалы: справочник. М.: ЭКОМЕТ, 2005. 520 с.
11. Оспенникова О.Г. Стратегия развития жаропрочных сплавов и сталей специального назначения, защитных и теплозащитных покрытий // Авиационные материалы и технологии. 2012. №5. С. 19–36.
12. Каблов Е.Н., Светлов И.Л., Петрушин Н.В. Никелевые жаропрочные сплавы для литья лопаток с направленной и монокристаллической структурой. Ч. II // Материаловедение. 1997. №5. С. 14–16.
13. Бунтушкин В.П., Каблов Е.Н., Базылева О.А., Морозова Г.И. Сплавы на основе алюминидов никеля // МиТОМ. 1999. №1. С. 32–34.
14. Бабич Б.Н. Жаропрочные дисперсноупрочненные композиционные материалы для работы при температурах до 1300–1350°С // Авиационные материалы и технологии. М.: ВИАМ, 2003. №1. С. 158–165.
15. Портной К.И., Бабич Б.Н. Дисперсноупрочненные материалы. М.: Металлургия, 1974. С. 200.
16. Каблов Е.Н., Ломберг Б.С., Оспенникова О.Г. Создание современных жаропрочных материалов и технологий их производства для авиационного двигателестроения // Крылья Родины. 2012. №3–4. С. 34–38.