

УДК 669.018.95

*М.М. Карашаев¹, Б.С. Ломберг¹, М.М. Бакрадзе¹, М.Н. Летников¹***О ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ПОДХОДАХ
К СОЗДАНИЮ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ
НА ОСНОВЕ МОНОАЛЮМИНИДА НИКЕЛЯ NiAl (обзор)**

DOI: 10.18577/2307-6046-2019-0-12-55-66

Рассмотрены основные технологические особенности формирования естественных и искусственных композиционных структур на основе соединения NiAl. Показано, что подобного рода материалы возможно получать методами направленной кристаллизации и по технологии, включающей термомеханическую обработку, а также с помощью методов механической активации с последующим управляемым реакционным синтезом, принудительной и реакционной пропиткой матрицеобразующим расплавом, деформационно-диффузионным твердофазным объединением. Приведены и обобщены некоторые экспериментально-теоретические выкладки на основе многокомпонентных диаграмм состояния, позволяющие создавать подобного рода материалы с помощью перечисленных методов. На основе полученных данных сделаны выводы о дальнейших путях движения при разработке и создании материалов на основе моноалюминид никеля NiAl.

Ключевые слова: моноалюминид никеля NiAl, направленная кристаллизация, термомеханическая обработка, пропитка, механическая активация, деформационно-диффузионное твердофазное объединение, интерметаллид.

*М.М. Karashaev¹, B.S. Lomborg¹, M.M. Bakradze¹, M.N. Letnikov¹***ON TECHNOLOGICAL APPROACHES
TO THE CREATION OF COMPOSITE MATERIALS
BASED ON NICKEL MONOALUMINIDE NiAl (review)**

The article discusses the main technological features of the formation of natural and artificial composite structures based on NiAl compound. It is shown that this kind of materials can be obtained by directional crystallization methods and by technology, including thermomechanical processing, as well as using mechanical activation methods followed by controlled reaction synthesis, forced and reaction infiltration with a matrix-forming melt, and deformation-diffusion solid-phase combination. Some experimental and theoretical calculations based on multicomponent phase diagrams that allow the creation of such materials using the above methods are presented and generalized. Based on the data obtained conclusions are drawn about further paths in the development and creation of materials based on nickel monoaluminide NiAl.

Keywords: nickel monoaluminide NiAl, directional crystallization, thermomechanical treatment, infiltration, mechanical activation, deformation-diffusion solid-phase association, intermetallic.

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

Развитие науки и техники неразрывно связано с созданием новых материалов и технологий их получения. Дальнейшее повышение мощности и КПД газовых турбин,

используемых в качестве авиационных двигателей, энергетических установок и газоперекачивающих агрегатов, возможно преимущественно путем повышения предельных рабочих температур газа на входе в турбину, поскольку этот фактор во многом определяет такие характеристики, как мощность, ресурс и экологичность. Поэтому в будущем на смену современным сложнолегированным жаропрочным никелевым сплавам (ЖНС) должны прийти новые материалы с более тугоплавкой матрицей [1, 2].

В связи с этим интересным представляется поиск и разработка материалов, обладающих высокой температурой плавления и малой плотностью, которые могли бы стать основой при создании высокотемпературных материалов с повышенной длительной прочностью вплоть до температуры 1300°C [3].

В научно-технической литературе [4, 5] достаточно много внимания уделено интерметаллидным сплавам на основе моноалюминид никеля NiAl в качестве альтернативы высокотемпературным ЖНС. Интерметаллиды на основе этого соединения обладают высокими температурой плавления (~1638°C по сравнению с $\geq 1350^\circ\text{C}$ для ЖНС), модулем упругости (294,2 ГПа по сравнению с ~210 ГПа для ЖНС), малой плотностью (5,7 г/см³ по сравнению с 8,3 г/см³ для ЖНС), а также более высокой жаростойкостью по сравнению с ЖНС. Однако в связи с низкой пластичностью при комнатной температуре, данные сплавы пока не нашли применения в качестве конструкционных материалов нового поколения.

В работах [5, 6] сформулированы основные пути достижения пластичности при комнатной температуре и сопротивления ползучести при повышенных температурах в сплавах на основе моноалюминид никеля NiAl. Для повышения показателей низкотемпературной пластичности предлагается создание гетерофазных структур, в которых пластичная вязкая фаза будет образовывать либо локальные включения, либо непрерывные прослойки по границам зерен. Увеличение же показателей сопротивления ползучести возможно путем легирования за счет твердорастворного упрочнения или упрочнения избыточными фазами, более твердыми и термически стабильными при повышенных температурах, чем моноалюминид никеля NiAl.

Одним из методов получения естественных композиционных материалов на основе моноалюминид никеля NiAl является высокоградиентная направленная кристаллизация. Этим методом, как правило, получают монокристаллические лопатки из ЖНС. Основными параметрами при получении лопаток ГТД методом высокоградиентной направленной кристаллизации являются: температурный градиент на границе «расплав–твердая фаза», а также скорость вытягивания материала из расплава, которая задает направленную структуру естественного композиционного материала.

В работе [7] получена структура естественного эвтектического композиционного материала системы Ni–24,6% (атомн.) Al (рис. 1). В этой работе исследованы закономерности формирования ориентированной структуры с участием γ' - и β -фаз при направленной кристаллизации. При подсолидусных температурах микроструктура полученного композиционного материала системы Ni₃Al–NiAl заданного химического состава представляет естественный композиционный материал, состоящий из матрицы γ' -Ni₃Al и армирующих ее β -пластин на основе моноалюминид никеля NiAl. В этой работе также установлено, что составу ($\gamma'+\beta$)-эвтектики на бинарной диаграмме состояния Ni–Al при эвтектической температуре 1370±3°C соответствуют концентрации никеля 75,9±0,2% (атомн.) и алюминия 24,1±0,2% (атомн.).

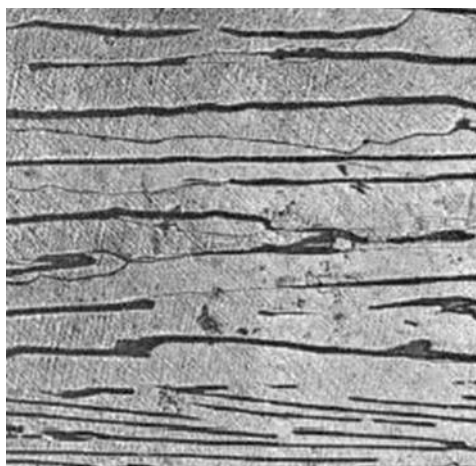


Рис. 1. Микроструктура ($\times 200$) продольного сечения ориентированной эвтектики $\text{Ni}_3\text{Al-NiAl}$ после направленной кристаллизации сплава $\text{Ni}+24,6\%$ (атомн.) Al (скорость роста 12 мм/ч , закалка с температуры 1365°C) [7]

В работах [4, 8] исследованы диаграммы состояния на основе трехкомпонентных систем Ni-Al-Co [9, 10] и Ni-Al-Cr [11] с целью поиска альтернативного состава для создания нового композиционного материала с матрицей на основе моноалюминид никеля ($\beta\text{-NiAl}$) в качестве замены высоколегированным ЖНС для лопаток ГТД. На основе анализа данных систем найдены $(\gamma'+\beta)$ -области, концентрация которых увеличивалась с понижением температуры. Материал с матрицей на основе моноалюминид никеля NiAl , дополнительно легированный Co , Re , Ta , получали методом высокоградиентной направленной кристаллизации [12] в жидкометаллическом охладителе-олове на установке УВНЭС-4. При получении отливок на основе моноалюминид никеля NiAl скорость кристаллизации составляла $4\text{--}5 \text{ мм/мин}$, а температурный градиент $-G \geq 120\text{--}150^\circ\text{C/мин}$. Структура полученного материала (рис. 2) имела дендритное строение и состояла из β -, γ - и γ' -фаз. В объеме β -фазы присутствовали игольчатые выделения γ' -фазы разной степени дисперсности, в междендритных участках находились крупные фазовые образования, в центре которых была расположена эвтектическая смесь γ' - и γ -фаз, а по краям – γ' -фаза. В этих работах также исследованы режимы термической обработки и свойства образцов на основе моноалюминид никеля NiAl на жаростойкость при температуре 1300°C . Механические свойства материала системы Ni-Al-Co , полученного методом высокоградиентной направленной кристаллизации, показали, что материал на основе моноалюминид никеля обладает достаточно хорошей пластичностью при комнатной температуре, составляющей $\delta \approx 10\%$. Испытания на жаростойкость образцов при температуре 1300°C показали, что прибавка массы при окислении составляет $3,4\text{--}6,0 \text{ г/см}^2$ за 100 ч , что меньше, чем у сплавов серии ВКНА (20 г/см^2 – за 100 ч). Результаты, полученные в данных работах, показывают принципиальную возможность получения материалов на основе моноалюминид никеля NiAl методом направленной кристаллизации для создания на их основе материалов для неохлаждаемых лопаток, эксплуатируемых при температуре 1300°C . Еще одним существенным фактором при получении монокристаллических материалов на основе моноалюминид никеля NiAl является анализ многокомпонентных диаграмм состояния с целью создания оптимальной системы легирования, которая бы позволила обеспечить необходимую фазовую стабильность получаемого естественного композита вплоть до рабочих температур.

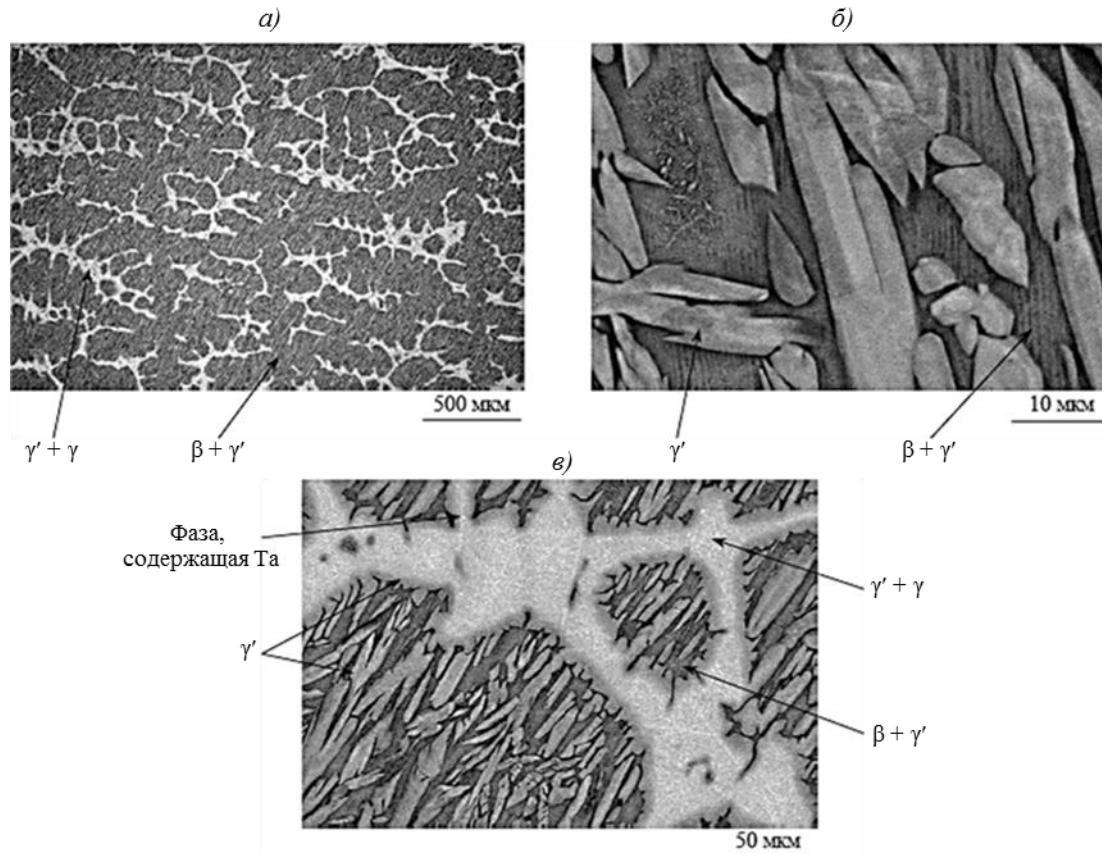


Рис. 2. Микроструктура интерметаллидного сплава системы Ni–Al–Co–Re–Ta после направленной кристаллизации:

а – дендритно-ячеистая структура; *б* – выделения γ' -фазы разной степени дисперсности в объеме β -фазы; *в* – структура в междендритных областях сплава [4, 8]

В работах [5, 13–17] проведены исследования системы Ni–Al–Co с целью создания материалов с матрицей на основе моноалюминида никеля NiAl для дисков ГТД, эксплуатируемых до температур 900°C. Основная идея этих работ – создание гетерофазных многокомпонентных структур на основе моноалюминида никеля NiAl с повышенным уровнем пластичности при комнатной температуре, в которых присутствовали бы как пластичные, вязкие прослойки «мягких» фаз с неупорядоченной гранецентрированной кубической структурой (γ -твердый раствор на основе Ni), так и дисперсные выделения более «жестких» упрочняющих фаз – твердых растворов с объемноцентрированной кубической решеткой на основе тугоплавких металлов VIA группы (Cr, Mo, W) или тугоплавкие фазы внедрения на основе карбидов и боридов [15].

В работе [5] исследовано влияние деформации и термической обработки на структуру и механические свойства сплавов системы Ni–Al–Co с различным объемным соотношением β -(NiAl)- и γ -фаз с целью разработки нового класса высокожаропрочных деформируемых дисковых сплавов.

Сплавы ($\gamma+\beta$)-системы получены методом вакуумной индукционной плавки с последующей деформационно-термической обработкой, заключавшейся в экструзии полученных слитков при температуре 1200°C с коэффициентом вытяжки 10 и с последующими рекристаллизационным и стабилизирующим отжигами для формирования окончательной структуры сплавов. Структура исследуемых сплавов после вакуумной индукционной выплавки состояла из первичных β - или γ -кристаллов с эвтектическими выделениями на основе ($\gamma+\beta$)-смеси по границам (рис. 3).

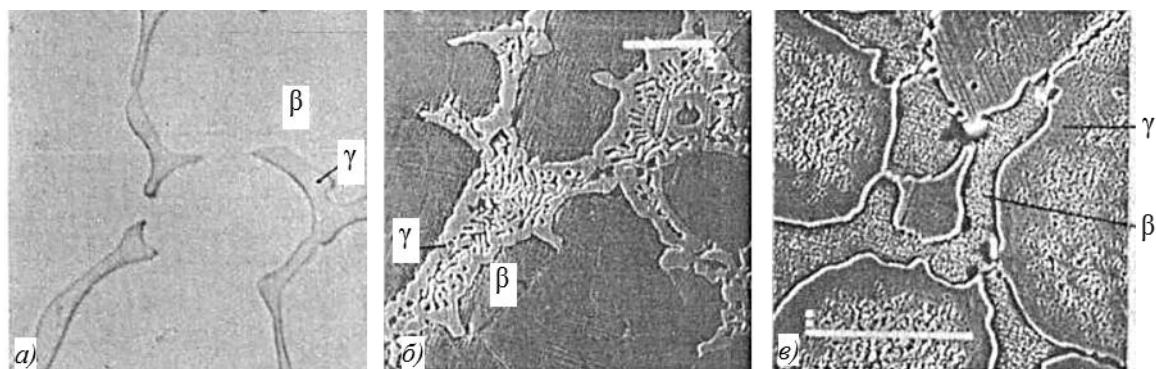


Рис. 3. Микроструктуры $(\gamma+\beta)$ -сплавов в литом состоянии с различным соотношением γ - и β -фаз [5]

В результате исследования микроструктуры $(\gamma+\beta)$ -сплавов после горячей деформации установлено, что в процессе экструзии эвтектические выделения по границам β - или γ -зерен вытягиваются вдоль направления деформации, образуя волокна γ - или β -фаз в зависимости от состава $(\gamma+\beta)$ -сплавов. Последующие рекристаллизационный и стабилизирующий отжиги приводили к тому, что в структуре сплавов происходил рост зерен в результате рекристаллизации, а также выделение и коагуляция γ - или β -фаз (рис. 4).

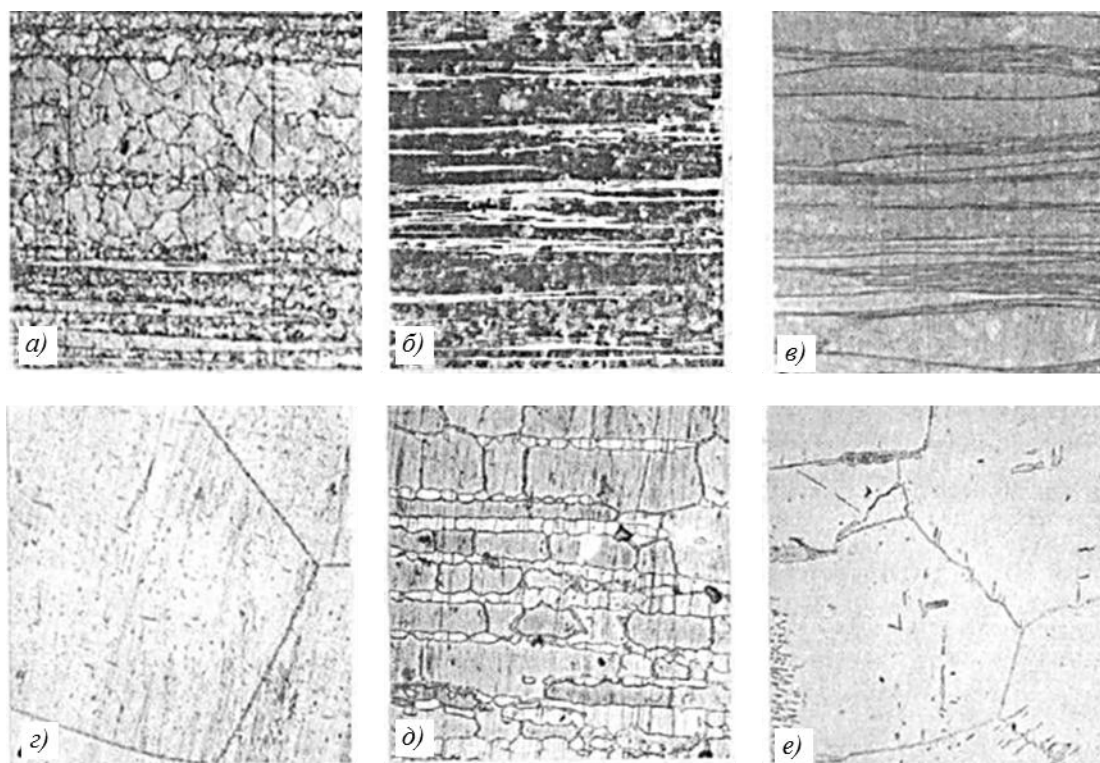


Рис. 4. Микроструктура $(\gamma+\beta)$ -сплавов с различным соотношением γ - и β -фаз после горячей деформации (а-в) и термической обработки (г-е) [5]

Механические свойства образцов, испытанных как при комнатной, так и при повышенных температурах, показали, что сплавы с содержанием $\sim 6\%$ и $>70\%$ (объемн.) пластичной γ -фазы в структуре β -зерен на основе NiAl не обладают необходимым комплексом свойств, позволяющих считать данные составы конструктивными.

Наилучшими показателями механических свойств обладал $(\gamma+\beta)$ -сплав, состоящий из β -зерен на основе NiAl с выделениями γ -фазы по границам (вырожденная эвтектика).

В работе [13] применительно к системе Ni–Al–Co с матрицей на основе моноалюминида никеля NiAl предложена идея, заключающаяся в легировании данной системы элементом, который бы перераспределял кобальт между β -NiAl- и γ -фазами, увеличив таким образом его содержание в матрице на основе NiAl за счет обеднения кобальтом γ -твердого раствора, тем самым повышая пластичность моноалюминида никеля NiAl при комнатной температуре. При исследовании влияния различных легирующих элементов в системе Ni–Al–Co установлено, что наибольшей растворимостью как в γ -, так и β -фазе обладали Cr и Ti, а при переходе к Mo, Nb, Ta, Hf растворимость в β -фазе снижалась. При легировании системы Ni–Al–Co, содержание Mo, Ta, Nb, V не должно превышать 1–1,8% (атомн.), а Ti и Cr может достигать ~3 и 12% (атомн.) соответственно. Только при этих условиях легирования может быть достигнуто увеличение кобальта в матричной фазе β -NiAl, способствовавшей повышению пластичности сплава при комнатной температуре. Исследование влияния легирования Hf и Ta показало, что введение Hf (растворимость в β -фазе NiAl составляет <0,4% (атомн.)) и Ta (растворимость <1% (атомн.)) в количествах >1% (атомн.) существенно изменяет фазовый состав сплавов с высоким содержанием алюминия. В этих составах с высокой добавкой Hf появляется μ -фаза $(\text{Ni}_{44}\text{Co}_{34}\text{Al}_2)_{80}\text{Hf}_{20}$, а введение тантала подавляет образование γ -фазы из-за его малой растворимости в ней и стабилизирует образование γ' -фазы Ni₃Al, приводящей к охрупчиванию, а также к снижению температуры плавления сплавов системы Ni–Al–Co.

В работах [14, 15] при исследовании различных составов сплавов подтверждено, что в системе Ni–Al–Co легирование титаном и хромом, растворимость которых достаточно велика в фазе β -(NiAl), не меняло фазового состава $(\gamma+\beta)$ -сплавов пока содержание титана не превысит 6–9% (атомн.), а хрома 13% (атомн.). При более высоких концентрациях в сплавах с титаном образовывалась упрочняющая γ' -фаза (Ni₃Al), приводящая (как и в работе [13]) к охрупчиванию сплавов исследуемой системы и снижению температуры плавления, а в сплавах с хромом – к образованию σ -фазы с ГПУ-решеткой. Таким образом, установлено, что снижение температуры плавления $(\gamma+\beta)$ -сплавов при различном соотношении легирующих элементов связано с образованием в них первичных выделений γ' -фазы на основе Ni₃Al.

Проведены также исследования, связанные с влиянием термической обработки на свойства сплавов $(\gamma+\beta)$ -системы. Термическую обработку проводили по режиму, включавшему обработку на β -твердый раствор при температурах 1250–1280°C в течение 2 ч с последующим стабилизирующим ступенчатым отжигом при температурах 850 и 900°C в течение 15–25 ч. После полного цикла термической обработки исследовали структуру полученных сплавов, которая состояла из равноосных зерен β -фазы, окруженных оболочками γ -фазы. Внутри зерен β -фазы наблюдались вторичные выделения γ -фазы. Установлено, что первичные выделения γ -фазы образуют оболочки вокруг первичных β -зерен, а вторичные выделения γ -фазы (в ряде случаев в зависимости от системы легирования дополнительно γ' -фазы) образуются при распаде литого пересыщенного твердого матричного β -раствора на основе моноалюминида никеля NiAl. Размер вторичных $\gamma(\gamma')$ -выделений зависит от температуры (более крупные выделения образуются при 1200–1300°C, более дисперсные – при 850–900°C). Наиболее эффективно прочностные характеристики при комнатной температуре повышало введение (Ti+B), (Nb+B), (Mo+B) и Cr, при температуре 750°C – (Ti+B), (Nb+B+C) и (Cr+B), при 900°C – (Ti+B).

Таким образом, исследования, проведенные в работах [5, 13–15], позволили выделить в системе Ni–Al–Co группу перспективных деформируемых сплавов с температурой плавления не менее 1340–1380°C и плотностью не более 7,29 г/см³, в которых возможно формирование структур β-фаза+(20–30)% (объемн.) γ-фаза.

Данные методы создания естественных композиционных материалов на основе моноалюминиды никеля NiAl относят к традиционным металлургическим методам получения, когда свойства конечного материала зависят от фазового состава и структуры создаваемого композита (количества выделяемой при термической обработке упрочняющей фазы, размеров зерен). Однако существуют и другие методы создания структур на основе моноалюминиды никеля NiAl. Подобного рода материалы можно получать путем искусственного введения армирующего компонента в созданную матричную фазу, а именно созданием искусственных металлических и неметаллических композиционных материалов с помощью специальных методов. В статье [18] перечислены некоторые методы, посредством которых возможно создание композиционных материалов на основе моноалюминиды никеля NiAl. Так, существуют методы искусственного введения упрочняющей фазы в матричный композиционный материал – механическая активация и механическое легирование. Основной целью создания композиционных материалов этими методами является подготовка структуры в результате высокоэнергетической обработки в аппаратах ударно-истирающего действия к дальнейшим деформационно-термическим процессам.

Существует также метод пропитки матрицеобразующим расплавом армирующих композиционный материал компонентов. Этот метод основан на принудительном внедрении расплава соответствующего матричного материала под действием внешнего давления в предварительно откакумированный внутренней объем пористой или волокнистой заготовки. Частным случаем принудительной пропитки является процесс реакционной пропитки, при котором каркас из упрочняющих элементов в сочетании с матрицеобразующим наполнителем пропитывают расплавом второго матрицеобразующего компонента. При этом в ходе проникновения расплава в пористую заготовку происходит параллельное развитие химической реакции с образованием конечного интерметаллидного матричного материала заданного состава. Существуют также методы, предусматривающие деформационно-диффузионное твердофазное объединение, которые направлены на обеспечение условий формирования достаточной связи компонентов металлических композиционных материалов по границам раздела фаз в твердом состоянии. Одной из разновидностей процесса деформационно-диффузионного твердофазного объединения является создание слоистых композиционных материалов из предварительно набранной заготовки из нескольких слоев фольги реакционноспособных компонентов. Используя различные методы нагрева подпрессованной сборки фольги, возможно реализовать принципиально различные условия взаимодействия материалов – как очень быстрого (доли секунды) взаимодействия в твердожидком состоянии при иницировании и поддержке реакции протекающим электрическим током (электротермический взрыв), при котором меньшая по толщине фольга полностью расходуется в реакции формирования соответствующего интерметаллида, так и длительного (десятки часов) процесса диффузионного формирования соответствующего интерметаллида в твердой фазе, когда рост интерметаллидной прослойки может быть остановлен в момент достижения ею определенной толщины.

В работе [19] проведены исследования и получен металлический композиционный материал на основе алюминия, армированного 20% (объемн.) NiAl. В этой работе необходимо было методом механической активации получить максимально реакционноспособную поверхность обрабатываемых элементарных порошков Ni и Al с целью дальнейшего управляемого формирования на их основе моноалюминиды никеля

NiAl в алюминиевой матрице. Для этого вначале проводили механическую активацию элементарных порошков Ni и Al с различными параметрами обработки в планетарной мельнице (скорость, продолжительность механической активации) и измеряли их активность (реакционная способность исходных компонентов) согласно методике, приведенной в работах [20–23]. Композиционные гранулы, состоящие из слоев исходных компонентов Ni и Al и обладающие максимальной реакционной способностью к формированию моноалюминида никеля исследовали на электронном микроскопе, а также методом рентгенофазового анализа для определения фазового состава гранул после механической активации.

На рис. 5 представлены внутренняя структура композиционной гранулы после механической активации в планетарной мельнице и дифрактограмма композиционных гранул системы Ni–Al. Видно, что композиционные гранулы состоят из непрореагировавших между собой пластинчатых слоев никеля и алюминия без каких-либо признаков образования интерметаллида NiAl. На рис. 5, б) приведена дифрактограмма после 10 мин обработки исходных порошков никеля и алюминия в планетарной мельнице. Из данных дифрактограммы видно, что никаких соединений при механической активации с заданными параметрами обработки в течение этого времени не образовывалось. Основной целью обработки гранул никеля и алюминия являлось получение максимальной реакционной поверхности исходных компонентов, так как в дальнейшем весь тепловой эффект от экзотермической реакции формирования моноалюминида никеля NiAl планировалось израсходовать на расплавление алюминиевой матрицы при деформационном воздействии на конечные композиционные гранулы, полученные дальнейшей механоактивационной обработкой гранул Ni–Al с алюминиевым порошком. После механоактивационной обработки состава, соответствующего композиту системы Al–20% (объемн.) NiAl, полученную в планетарной мельнице смесь подвергали управляемому синтезу с формированием конечного композита, в результате которого вначале образовывалось соединение на основе моноалюминида никеля NiAl, а теплота, выделившаяся в ходе экзотермической реакции, расходовалась на образование алюминиевой матрицы с формированием в ней равномерно распределенных по всему объему частиц моноалюминида никеля NiAl. Как считают авторы работы [19], основным преимуществом данного технологического подхода является управляемый синтез как армирующих, так и матричного компонентов в режиме *in situ*, что в свою очередь способствует улучшению адгезионной способности между ними.

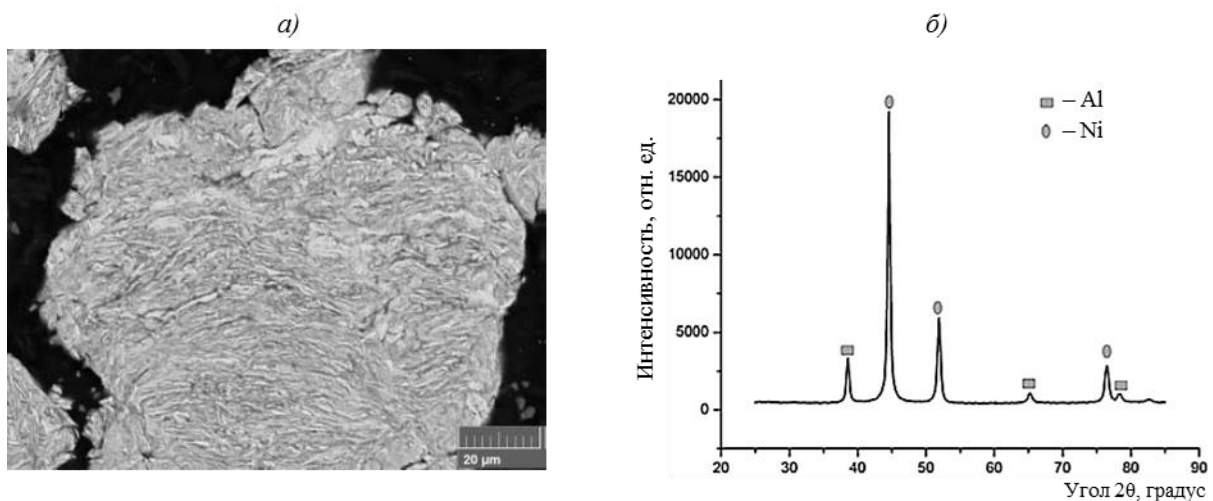


Рис. 5. Внутренняя микроструктура Ni–Al композиционных гранул, обладающих максимальной активностью (а); дифрактограмма композиционных гранул (б) [19]

В работе [24] реализован способ получения слоистого металлического композиционного материала на основе NiAl-матрицы, армированной жаропрочным наполнителем на основе ZrO_2 в количестве 30% (объемн.). Вначале, после получения монокристаллических пластин на основе диоксида циркония, на их поверхность методом холодного газодинамического напыления наносили слой никеля. Толщину никелевого покрытия, наносимого на монокристаллические пластины, определяли с учетом стехиометрического состава будущего композита на основе NiAl (1:1) и объемной доли армирующего наполнителя из монокристаллических пластин диоксида циркония. Далее, с учетом необходимого направления армирования, производили сборку объемного жесткого каркаса из данных пластин с чередованием пластин и перемычек между ними. Толщина одного слоя монокристаллических пластин и высота зазора между ними составляла 120 мкм. Затем в зазоры армирующей заготовки производили засыпку никелевого порошка, после чего покрытые слоем никеля монокристаллические пластины погружали в расплав алюминия при температуре, достаточной для образования интерметаллидного соединения на основе моноалюминида никеля NiAl. В результате реакционного взаимодействия расплавленный алюминий вступал в реакцию с порошком никеля и никелевым покрытием, образуя моноалюминид никеля NiAl, как внутри зазоров, так и непосредственно на границе раздела «упрочнитель–матрица».

Полученное изделие состояло из матрицы на основе моноалюминида никеля NiAl, армированной монокристаллическими пластинами из диоксида циркония.

Похожим способом [25] получали слоистый металлический композиционный материал на основе моноалюминида никеля NiAl, армированный монокристаллическими пластинами оксида алюминия Al_2O_3 . Однако в отличие от способа в работе [24] в данном случае перед сборкой объемного жесткого каркаса из оксида алюминия одну часть пластин покрывали слоем матрицеобразующего металла – например, никеля, а остальные пластины покрывали другим слоем матрицеобразующего металла (например, алюминием) для образования требуемой интерметаллидной пары, формирующей интерметаллидную матрицу. Укладку пластин, покрытых разными металлами, в каркас осуществляли в чередующемся порядке, а интерметаллидную матрицу на основе моноалюминида никеля NiAl получали путем их нагрева до температуры, необходимой для образования соответствующего матричного интерметаллидного соединения. На рис. 6 представлена схема сборки монокристаллических пластин в слоистый композиционный материал.

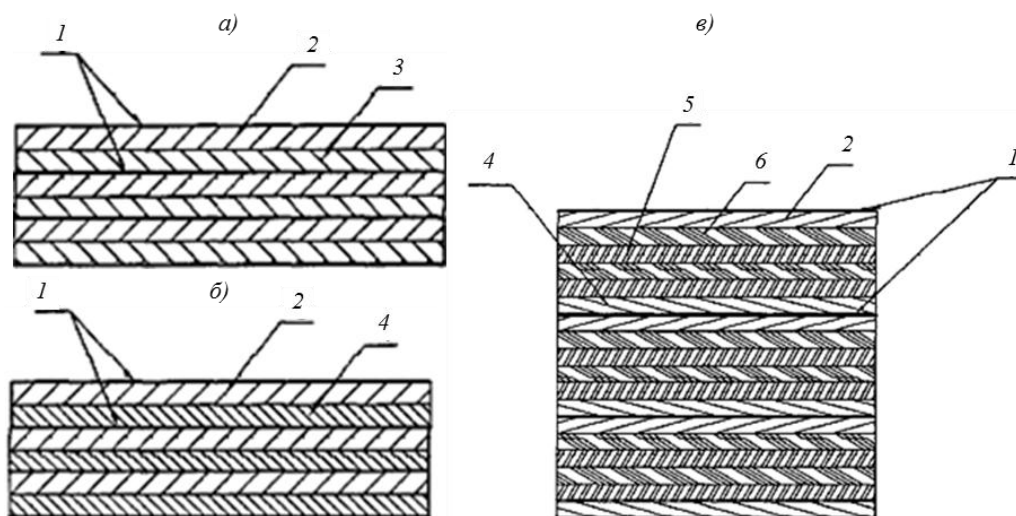


Рис. 6. Схемы сборки (а–в) монокристаллических пластин на основе оксида алюминия:

1 – монокристаллические пластины; 2 – слой алюминия; 3 – слой титана; 4 – слой никеля; 5 – слой алюминиевой фольги; 6 – слой никелевой фольги

Существенным преимуществом способов получения слоистых композиционных материалов, представленных в работах [24, 25], является нанесение покрытия матрицеобразующего металла на монокристаллические пластины до сборки их в объемный жесткий каркас. Последнее обстоятельство способствует улучшению связей на границе раздела «упрочнитель–матрица».

Как показано ранее, известны способы получения слоистых композиционных материалов из предварительно набранной заготовки из нескольких слоев фольги реакционноспособных компонентов методом деформационно-диффузионного твердофазного объединения путем протекания диффузионных процессов образования соответствующего интерметаллидного соединения [26]. Так, в работах [27, 28] получены слоистые композиционные материалы на основе систем Ni–NiAl и Ti–TiAl–Ni–NiAl. При создании слоистого композиционного материала состава Ni–NiAl исходную никелевую фольгу определенной толщины с двух сторон покрывали слоем алюминиевого сплава. Полученные заготовки укладывали в пакет и подвергали процессу холодной штамповки. Затем промежуточные заготовки нагревали до температуры, необходимой для образования интерметаллида на основе моноалюминид никеля NiAl, и выдерживали при этой температуре определенное время под давлением, после чего полученную слоистую заготовку охлаждали до комнатной температуры. Таким же способом получен гибридный композиционный материал на основе системы Ti–TiAl–Ni–NiAl.

Еще один способ получения композиционного материала с матрицей на основе моноалюминид никеля NiAl предложен в работе [29]. В этой работе получен композиционный материал на основе интерметаллидной матрицы, армированный взаимопроникающим каркасом из оксидной керамики по всему объему получаемого материала. Для получения композита вначале смешивали исходную порошковую смесь мелкодисперсного порошка оксидной керамики с гранулами NiAl определенной крупности, затем проводили операцию распылительной сушки, позволяющую зафиксировать однородное распределение в полуфабрикate достаточно крупных и склонных к оседанию частиц на основе NiAl и получить на выходе однородный сыпучий пресс-порошок, способный равномерно заполнить прессуемую форму. После этого проводили операцию формования сырой заготовки из полученной оксидно-интерметаллидной смеси и ее ступенчатый обжиг, обеспечивавший вначале спекание оксидной керамики и формирование керамического каркаса, а затем расплавление моноалюминид никеля NiAl с образованием сплошной сетки интерметаллидного каркаса. Использование сочетания высокоактивного мелкодисперсного порошка оксидной керамики (<1 мкм) и относительно крупных гранул NiAl (20–70 мкм) позволяло достичь опережающего спекания керамической фазы и гарантированного образования связанного керамического каркаса. Данным способом получены композиционные материалы систем NiAl–50% (объемн.) Al₂O₃, NiAl–50% (объемн.) (Al₂O₃+ZrO₂) и NiAl–60% (объемн.) (Al₂O₃+ZrO₂). Полученные композиционные материалы обладали плотностью, не превышающей 4,5 г/см³. Долговечность при испытании на длительную прочность при температуре 1350°C и напряжении 160 МПа составила >100 ч, а пористость была на уровне ≤3% (объемн.).

Заключения

Таким образом, следует отметить, что материалы на основе моноалюминид никеля NiAl возможно получать как с помощью традиционных металлургических методов выплавки, включающих направленную кристаллизацию, выплавку слитков заданного химического состава с их последующей термической и термомеханической обработкой, так и с помощью методов, предусматривающих механическую активацию, пропитку и деформационно-диффузионное твердофазное объединение.

Применительно к процессам направленной кристаллизации и традиционного получения методом выплавки слитков заданного химического состава естественно-композиционных структур на основе β -фазы NiAl необходимо использовать диаграммы состояния с целью формирования оптимальной системы легирования, обеспечивающей требуемую конечную структуру материала и, соответственно, необходимые механические свойства с учетом термической и термомеханической обработок. Все это определяет необходимость проведения комплекса теоретических и практических работ по созданию задела для разработки на основе систем с матрицей NiAl конструкционных материалов, работающих при повышенных температурах как в качестве дисков турбин, так и в качестве лопаток ГТД.

Существенным преимуществом искусственно созданных композиционных материалов является их универсальность, позволяющая, в частности, формировать необходимые искусственные структуры с матрицей на основе различных интерметаллидных соединений, в том числе и NiAl, с заданными свойствами, способных к работе при заданных параметрах температуры и напряжений.

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. Петрушин Н.В., Оспенникова О.Г., Елютин Е.С. Рений в монокристаллических жаропрочных никелевых сплавах для лопаток газотурбинных двигателей // *Авиационные материалы и технологии*. 2014. №S5. С. 5–16. DOI: 10.18577/2071-9140-2014-0-S5-5-16.
3. Оспенникова О.Г. Тенденции создания жаропрочных никелевых сплавов низкой плотности с поликристаллической и монокристаллической структурой (обзор) // *Авиационные материалы и технологии*. 2016. №1 (40). С. 3–19. DOI: 10.18577/2071-9140-2016-0-1-3-19.
4. Бондаренко Ю.А., Базылева О.А., Раевских А.Н., Нарский А.Р. Исследования по созданию новой высокотемпературной жаростойкой матрицы на основе интерметаллидов NiAl–Ni₃Al // *Труды ВИАМ: электрон. науч.-технич. журн.* 2018. №11 (71). Ст. 01. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 06.11.2019). DOI: 10.18577/2307-6046-2018-0-11-3-11.
5. Поварова К.Б., Ломберг Б.С., Филин С.А. и др. Структура и свойства ($\beta+\gamma$)-сплавов системы Ni–Al–Co // *Металлы*. 1994. №3. С. 1–14.
6. Noebe R.D., Misra A., Gibala R. Plastic flow and fracture of NiAl-based alloys containing a ductile second phase // *Iron and Steel Institute of Japan*. 1991. Vol. 31. No. 10. P. 1172–1185.
7. Петрушин Н.В., Бронфин М.Б., Чабина Е.Б., Дьячкова Л.А. Фазовые превращения и структура направленно закристаллизованных интерметаллидных сплавов Ni–Al–Re // *Металлы*. 1994. №3. С. 30–47.
8. Базылева О.А., Туренко Е.Ю., Шестаков А.В. Влияние термической обработки на микроструктуру и механические свойства сплава на основе интерметаллида NiAl // *Труды ВИАМ: электрон. науч.-технич. журн.* 2014. №9. Ст. 02. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 06.11.2019). DOI: 10.18577/2307-6046-2014-0-9-2-2.
9. Hubert-Prottopopescu M., Hubert H. Aluminium-cobalt-nickel // *Ternary alloys: a comprehensive compendium of evaluated constitutional data and phase diagrams*. Weinheim–N.Y.: VCH Cop., 1991. P. 234–244.
10. Корнилов И.И. Физико-химические основы жаропрочности сплавов. М.: Изд-во АН СССР, 1961. 516 с.
11. Корнилов И.И., Минц Р.С. Исследование системы Ni–Cr–NiAl // *Неорганическая химия*. 1958. Т. III. Вып. 5. С. 699–707.
12. Каблов Е.Н., Бондаренко Ю.А., Ечин А.Б. Развитие технологии направленной кристаллизации литейных высокожаропрочных сплавов с переменным управляемым температурным градиентом // *Авиационные материалы и технологии*. 2017. №S. С. 24–38. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-S-24-38.

13. Поварова К.Б., Казанская Н.К., Ломберг Б.С. и др. Фазовый состав и структура сплавов на основе NiAl систем Ni–Al–Co–M, где M – Ti, Zr, Hf, V, Nb, Ta, Cr, Mo // *Металлы*. 1996. №3. С. 1–19.
14. Поварова К.Б., Казанская Н.К., Ломберг Б.С., Бондаренко Ю.А., Школьников Д.Ю. Конструкционные жаропрочные ($\beta+\gamma$)-сплавы на основе NiAl с повышенной низкотемпературной пластичностью // *Металлург*. 1996. №5. С. 1–9.
15. Поварова К.Б., Филин С.А., Масленков С.Б. Фазовые равновесия с участием β -фазы в системах Ni–Al–Me (Me – Co, Fe, Mn, Cu) при 900 и 1100°C // *Металлы*. 1993. №1. С. 191–205.
16. Летников М.Н., Ломберг Б.С., Овсепян С.В. Исследование композиций системы Ni–Al–Co при разработке нового жаропрочного деформируемого интерметаллидного сплава // *Труды ВИАМ: электрон. науч.-технич. журн.* 2013. №10. Ст. 01. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 06.11.2019).
17. Каблов Е.Н., Оспенникова О.Г., Кучеряев В.В., Розененкова В.А. и др. Термомеханическое поведение интерметаллидных сплавов системы Ni–Al–Co и Ti–Al–Nb при изотермической деформации // *Письма о материалах*. 2016. Т. 6. №3 (23). С. 189–194.
18. Каблов Е.Н., Абузин Ю.А., Шавнев А.А., Ефимочкин И.Ю. Технологическая база для исследования, разработки и производства металлических композиционных материалов // *75 лет. Авиационные материалы. Избранные труды «ВИАМ» 1932–2007*. М.: ВИАМ, 2007. С. 249–255.
19. Shahzad A., Abuzin Yu., Karashaev M. In situ fabrication of Ni_xAl_x intermetallic reinforcement particles and of Al-matrix composite reinforced with those particles // *Nanoscience and Technology: An International Journal*. 2017. Vol. 8 (3). P. 211–222.
20. Абузин Ю.А., Карашаев М.М., Соколов Р.А. Саморазогрев механически активированных элементарных металлических порошков // *Успехи современной науки*. 2016. Т. 3. С. 123–128.
21. Абузин Ю.А., Карашаев М.М. Исследование алюмотермических реакций в порошковых системах Nb₂O₅ (WO₃; MoO₃; Fe₂O₃; NiO)-Al после механической активации // *Международный научно-исследовательский журнал*. 2016. №7 (49). С. 6–9. DOI: 10.18454/IRJ.2016.49.036.
22. Abuzin Yu., Karashaev M.M., Sokolov R.A. Evaluation of Energy Efficiency of the Alumothermic Process of Producing Metal Composite Materials by the Criteria of the Maximum Self-Heating Temperature and the Aggregate State of Oxygen Exchange Reaction Products // *Nanomechanics Science and Technology: An International Journal*. 2015. Vol. 6 (4). P. 299–304.
23. Lurie S., Abuzin Yu., Sokolov R., Karashaev M., Belov P. Experimental and Theoretical Study of Mass Transport during Annealing of Mechanically Activated Composite Granules of Ni–Al System // *International Journal of Engineering and Innovative Technology*. 2014. Vol. 4. Iss. 5. P. 194–200.
24. Способ получения изделия из металлического композиционного материала: пат. 2283726 С1 Рос. Федерация; заявл. 17.02.05; опубл. 20.09.06.
25. Способ получения изделия из металлического композиционного материала: пат. 2283727 С1 Рос. Федерация; заявл. 17.02.05; опубл. 20.09.06.
26. Краснов Е.И., Штейнберг А.С., Шавнев А.А., Березовский В.В. Исследование слоистого металлического композиционного материала системы Ti–TiAl₃ // *Авиационные материалы и технологии*. 2013. №3. С. 16–19.
27. Способ получения композиционного материала: пат. 2394665 С1 Рос. Федерация; заявл. 31.03.09; публ. 20.07.10.
28. Жабин А.Н., Серпова В.М., Гришина О.И., Шавнев А.А. Исследование формирования фазового состава матрицеобразующего алюминидного сплава для высокотемпературных металлических композиционных материалов // *Авиационные материалы и технологии*. 2016. №2 (41). С. 18–21. DOI: 10.18577/2071-9140-2016-0-2-18-21.
29. Способ получения изделия из жаропрочного композиционного материала: пат. 2346997 С2 Рос. Федерация; заявл. 15.11.06; опубл. 20.02.09.