

УДК 669.017.165:669.018.44

DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-1-34-40

Е.Н. Каблов¹, О.Г. Оспенникова¹, Н.В. Петрушин¹**НОВЫЙ МОНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИЙ ИНТЕРМЕТАЛЛИДНЫЙ ЖАРОПРОЧНЫЙ СПЛАВ НА ОСНОВЕ γ' -ФАЗЫ ДЛЯ ЛОПАТОК ГТД**

Представлены результаты по разработке с помощью метода компьютерного конструирования нового монокристаллического жаропрочного интерметаллидного сплава ВИНЗ на никелевой основе с системой легирования Ni–Al–Cr–Mo–W–Ta.

Монокристаллический сплав ВИНЗ с КГО [001] с низкой плотностью ($8,25 \text{ г/см}^3$) обладает высокой фазовой стабильностью, по характеристикам кратковременной прочности при температурах $900\text{--}1200^\circ\text{C}$ существенно (на 20–60%) превосходит жаропрочные интерметаллидные сплавы ВКНА-1В с КГО [111] и ВКНА-25 (ВИН1) с КГО [001], по пределам длительной прочности при температуре 1200°C – жаропрочный интерметаллидный сплав ВКНА-25 (ВИН1) с КГО [001].

Сплав ВИНЗ с КГО [001] рекомендуется для изготовления рабочих и сопловых лопаток газотурбинных двигателей для эксплуатации при температурах до 1200°C и кратковременно – до 1250°C .

Ключевые слова: жаропрочный интерметаллидный сплав, кристаллографическая ориентация, фазовая стабильность, монокристаллическая структура, компьютерное конструирование, лопатки газотурбинных двигателей.

Development of a new single crystal heat-resistant intermetallic Ni–Al–Cr–Mo–W–Ta alloy (VIN3) performed via CAD is described in the paper.

Single crystal alloy VIN3 with [001] orientation and low density (8.25 g/cm^3) has high phase stability. Its short-time strength characteristics at $900\text{--}1200^\circ\text{C}$ are substantially (by 20–60%) higher than those of heat-resistant intermetallic alloys VKNA-1V with [111] orientation and VKNA-25 (VIN1) with [001] orientation; the alloy is superior to heat-resistant intermetallic VKNA-25 alloy (VIN1) with [001] orientation in long-term strength at 1200°C .

VIN3 alloy with [001] orientation can be recommended for production of GTE rotor blades and vanes operating at temperatures up to 1200°C and up to 1250°C within a short space of time.

Keywords: heat-resistant intermetallic alloy, crystallographic orientation, phase stability, single crystal structure, computer-aided design, GTE blades.

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

За последние 10 лет рост температурной работоспособности жаропрочных суперсплавов на основе Ni позволил поднять рабочую температуру турбинных лопаток современных ГТД до $1270\text{--}1320 \text{ K}$ [1].

Повышение жаропрочности никелевых сплавов (независимо от условий их получения и структуры) осуществлялось путем увеличения в их составе суммарного содержания (до 18–22% атомн.) тугоплавких легирующих элементов (таких как вольфрам, рений, тантал, молибден, рутений), замедляющих диффузионные процессы [2–6]. Это, в свою очередь, привело к увеличению их плотности ($8,4\text{--}9 \text{ г/см}^3$) и стоимости. В современных никелевых суперсплавах содержание тугоплавких легирующих элементов (ЛЭ) близко или даже превышает предельно возможные значения, определяемые величиной растворимости ЛЭ в твердом растворе на основе Ni и в γ' -фазе на основе Ni_3Al . Дальнейшее увеличение концентрации тяжелых тугоплавких легирующих элементов

может вызвать появление в сплавах при определенных условиях их обработки и эксплуатации избыточных топологически плотноупакованных (ТПУ) фаз и привести к противоположному результату – снижению жаропрочности и термической стабильности [2–6].

Необходимость повышения уровня рабочей температуры газа на входе в турбину и срока службы литейных жаропрочных сплавов для нового поколения ГТД, а также стационарных энергетических установок стимулировала поиск и разработку принципиально новых жаропрочных материалов. Эти материалы в отличие от промышленных никелевых (и более легких титановых) сплавов должны обладать большей термической стабильностью структурно-фазового состояния и, следовательно, более высокими рабочими температурами, а также надежной эксплуатацией в агрессивных окислительных средах при температурах $1100\text{--}1300^\circ\text{C}$. Наряду с этим они должны иметь более низкие плотность и стоимость, чем у традиционных жаропрочных никелевых супер-

сплавов. Желательно также, чтобы они имели более простой и экономичный состав, чем у современных суперсплавов.

К наиболее перспективным материалам такого рода следует отнести многокомпонентные литейные жаропрочные сплавы типа ВКНА с гетерофазной структурой $\gamma'+\gamma$ (где γ' – фаза на основе интерметаллидного соединения Ni_3Al с упорядоченной ГЦК структурой типа $L1_2$; γ – никелевый многокомпонентный твердый раствор с неупорядоченной ГЦК структурой) [7–11]. В сплавах типа ВКНА объемная доля γ' -фазы различного происхождения достигает 85%, что обеспечивает их хорошее сопротивление высокотемпературному окислению и работоспособность вплоть до 1250°C.

Данная работа посвящена разработке нового жаропрочного интерметаллидного сплава на никелевой основе с КГО [001] с системой легирования Ni–Al–Cr–Mo–W–Ta, обладающего высокой фазовой стабильностью, с показателями кратковременной $\sigma_b^{1200} = 200\text{--}250$ МПа и длительной прочности $\sigma_{100}^{150} = 60\text{--}70$ МПа, а также удовлетворяюще-го всем вышеперечисленным требованиям.

Материалы и методы

Поиск экспериментального состава жаропрочного интерметаллидного сплава на никелевой основе (КГО [001]) с заданным уровнем характеристик длительной и кратковременной прочности проводили при помощи метода компьютерного конструирования жаропрочных никелевых сплавов (ЖНС), который ранее был успешно использован при разработке жаропрочных монокристаллических сплавов нового поколения, содержащих рений и рутений [3–6, 12, 13].

Методология компьютерного конструирования ЖНС базируется на принципах сбалансированного легирования и моделях (уравнения регрессии), описывающих зависимость физико-химических, структурно-фазовых характеристик и жаропрочных свойств сплавов от химического состава.

Исходя из указанной постановки задачи исследования основными физико-химическими параметрами при выборе химического состава нового жаропрочного интерметаллидного сплава на основе Ni_3Al были выбраны предельная суммарная растворимость легирующих элементов в Ni_3Al , температура солидус и период кристаллической решетки сложнелегированной γ' -фазы.

В компьютерном эксперименте проводили оценку сбалансированности химического состава всех 2^5 вариантов сплава на основе расчета параметра фазовой стабильности ΔE по эмпирическим уравнениям, которые связывают среднюю атомную массу никелевого сплава заданного состава и среднюю концентрацию валентных электронов его компонентов [14]:

$$\left\{ \begin{array}{l} \Delta E = E_{\text{спл}} - E_0 \\ E_0 = 0,036 A_{\text{спл}} + 6,28 \end{array} \right\}, \quad (1)$$

где $A_{\text{спл}} = \sum_{i=1}^n A_i C_i$ – атомная масса компонентов в сплаве; $E_{\text{спл}} = \sum_{i=1}^n E_i C_i$ – количество валентных

электронов компонентов в сплаве; A_i , E_i и C_i – соответственно атомная масса, количество валентных электронов и атомная доля i -го компонента в сплаве; n – количество компонентов, включая основу сплава, без учета углерода, микродобавок бора, редкоземельных элементов (La, Ce, Y и др.) и примесей.

Параметр E_0 в выражении (1) получен методом регрессионного анализа экспериментальных данных по фазовому составу большой группы жаропрочных никелевых сплавов различного химического состава. В координатах E_0 – $A_{\text{спл}}$ параметр E_0 определяет фазовую границу устойчивого состояния структуры γ/γ' жаропрочного никелевого сплава.

Композицию сплава считали сбалансированной по химическому составу (т. е. она имела фазовый состав $\gamma+\gamma'$), если для нее выполнялось условие $\Delta E \approx 0$. Затем сбалансированные композиции оценивали с помощью методов New PHACOMP *Md* [15] и индекса растворимости *SI* [16]. С этой целью рассчитывали параметры *Md* для сплава с составом фаз $\gamma+\gamma'$ и *SI* для γ' -фазы и сравнивали с известными из научной литературы критическими значениями этих параметров.

Полученные монокристаллические заготовки ($\varnothing 16$ мм, длина 185 мм) интерметаллидного сплава исследовали методами неразрушающего и разрушающего контроля.

Контроль макроструктуры и монокристаллическости литых образцов сплава проводили путем визуального осмотра их поверхности после травления. С этой целью образцы после химического травления при комнатной температуре в реактиве состава 80% HCl+20% H₂O₂ осматривали под оптическим микроскопом и определяли наличие большеугловых границ зерен.

Контроль аксиальной кристаллографической ориентации проводили на образцах, у которых отсутствовали большеугловые границы зерен, наблюдаемые визуально. Определение КГО осуществляли на конусах, отрезанных от каждой заготовки сплава с монокристаллической структурой, при этом плоскость поперечного реза была перпендикулярна продольной оси заготовки образца.

КГО каждого монокристаллического образца определяли методом рентгеноструктурного анализа поперечной поверхности шлифа конуса, протравленной для выявления дендритной структуры. Рентгено съемку проводили при помощи дифрактометра ДРОН-3 в характеристическом излучении Cu K_{α_1} . При этом определяли угловое отклонение заданного аксиального кристаллографического направления [001] от продольной оси конуса и соответственно заготовки образца. Резуль-

таты рентгеносъемки регистрировали в виде дифрактограмм отражений от плоскостей (001).

По результатам рентгеноструктурного анализа монокристаллические заготовки с большим КГО (>10 град) отбраковывались.

Микроструктурные исследования проводили с помощью растрового электронного микроскопа JSM-840. С этой целью приготавливали микрошлифы, которые вырезали из головки и рабочей части образца интерметаллидного сплава после испытаний на растяжение при комнатной температуре.

Для оценки характеристик кратковременной прочности, пластичности и длительной прочности монокристаллов опытной композиции интерметаллидного сплава проводили механические испытания в соответствии с ГОСТ 1497, ГОСТ 9651 и ГОСТ 10145 при одноосном растяжении, при котором растягивающая сила была ориентирована в направлении [001] (в пределах допуска 10 град) монокристаллического образца. Испытание образцов на растяжение проводили при температурах 20 и 1200°C, на длительную прочность – при 1150 и 1200°C.

Результаты и обсуждение

С целью достижения максимальной характеристики высокотемпературной прочности и жаропрочности в выбранной системе легирования расчетным путем установлено, что величины периодов кристаллической решетки γ - и γ' -фаз сплава должны быть максимальными. Последнее достигается при условии, что суммарная концентрация компонентов Al, Cr, Mo, W и Ta в γ' -фазе составляет ~24% (атомн.), а предельная суммарная растворимость в γ' -фазе W, Mo и Ta: ~6% (атомн.). Кроме того, установлена корреляция между характеристиками прочности (σ_b , $\sigma_{0,2}$) и периодом кристаллической решетки γ' -фазы ($a_{\gamma'}$) интерметаллидных сплавов, согласно которой наибольшие значения пределов прочности и текучести достигаются при максимальной величине $a_{\gamma'}$. При этом из легирующих элементов Cr, Mo, W и Ta последний в наибольшей степени повышает период решетки γ - и γ' -фаз.

В результате для экспериментального исследования выбрана композиция опытного интерметаллидного сплава на основе Ni_3Al , который по расчету в наилучшей степени удовлетворяет заданным условиям конструирования. По сравнению с ранее паспортизованными интерметаллидными сплавами типа ВКНА [7–10] опытный сплав дополнительно содержит тантал для повышения фазовой стабильности, кратковременной и длительной прочности и коррозионной стойкости. Кроме того, для повышения начальной температуры плавления из системы легирования нового сплава выведен титан, а также понижено содержание хрома и молибдена.

Для изготовления опытного интерметаллидного сплава выбраны чистые шихтовые материалы, применяемые в металлургическом производстве жаропрочных никелевых сплавов. Выплавку сплава проводили в вакуумной индукционной плавильно-разливочной печи ВИАМ-2002 с емкостью керамического плавильного тигля до 25 кг. После окончания процесса плавки разливку готового металла осуществляли в цилиндрический кокиль и получали литую прутковую (шихтовую) заготовку диаметром ~90 мм.

Отливку заготовок образцов с монокристаллической структурой для оценки прочностных характеристик выплавленного сплава производили в высокоградиентной литейной установке типа УВНС-5 по технологии монокристаллического литья жаропрочных никелевых сплавов [17]. В качестве затравок использованы монокристаллы с кристаллографической ориентацией [001] из сплава системы Ni–30% W.

Полученные экспериментальные оценки прочностных характеристик интерметаллидного сплава для монокристаллов с ориентацией [001] ($\sigma_b^{1200} = 290$ МПа, $\sigma_{100}^{1150} = 67$ МПа) позволяют заключить, что разрабатываемый новый жаропрочный интерметаллидный сплав на основе никеля удовлетворяет заданным показателям кратковременной ($\sigma_b^{1200} = 200$ –250 МПа) и длительной прочности ($\sigma_{100}^{1150} = 60$ –70 МПа).

Выбор пределов легирования и расчетного состава нового интерметаллидного сплава (далее – сплав ВИНЗ) паспортной композиции проводили на основе соответствующих теоретических расчетов по методу компьютерного конструирования жаропрочных сплавов [12]. При этом допустимые значения концентраций компонентов задавались достаточно узкими пределами и с таким расчетом, чтобы обеспечить их достижение при вакуумной выплавке сплава.

Полученные монокристаллические заготовки образцов из сплава ВИНЗ имели хорошо выраженную дендритно-ячеистую структуру (рис. 1), которая состоит из матричной γ -фазы (никелевый твердый раствор) и выделений γ' -фазы (85–90% объёмн.) на основе интерметаллидного соединения Ni_3Al .

В свою очередь, γ' -фаза состоит из частиц размером до 5 мкм неправильной формы, образовавшихся при распаде пересыщенного γ -твердого раствора в процессе охлаждения от температур ниже γ' -солвус (~1300°C), и крупных частиц γ' -фазы эвтектического (перитектического) происхождения, образовавшихся в конце кристаллизации остатков жидкости междендритных областей в виде одной из структурных составляющих эвтектики $L \rightleftharpoons \gamma + \gamma'$ (перитектики $L + \gamma \rightleftharpoons \gamma'$).

На рис. 1, а, б видно, что выделения эвтектической (перитектической) γ' -фазы в межосных участках залегают вокруг ветвей дендритов второго порядка. В свою очередь, эти выделения

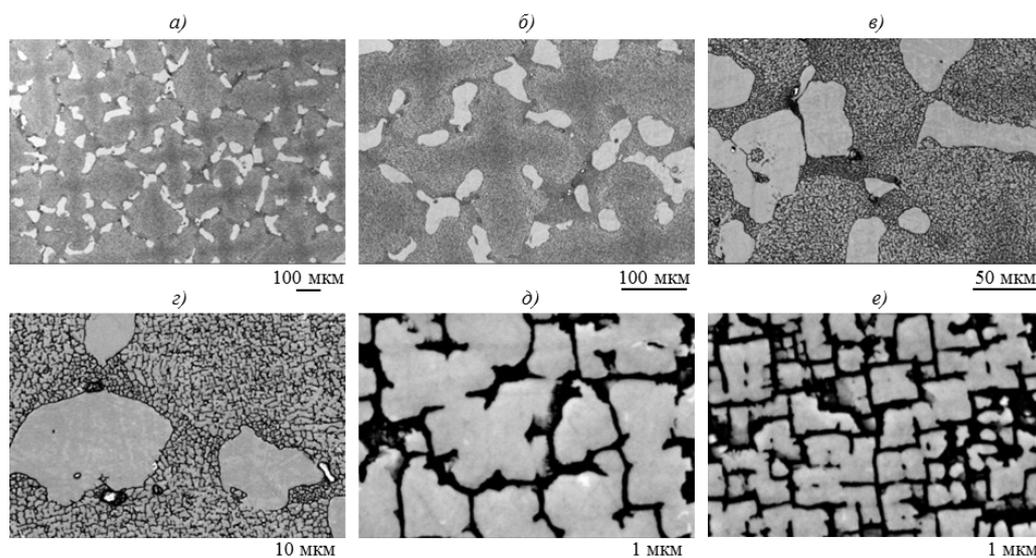


Рис. 1. Микроструктура литого монокристалла интерметаллидного сплава ВИН3 с ориентацией [001] (поперечное сечение):

a, б – дендритно-ячеистая структура, образование эвтектической (перитектической) γ' -фазы в межосных участках вокруг ветвей дендритов второго порядка; *в, г* – образование дисперсной γ' -фазы вблизи выделений эвтектической (перитектической) γ' -фазы; *д, е* – дисперсные выделения γ' -фазы в междендритных участках (*д*) и осях дендритов первого порядка (*е*)

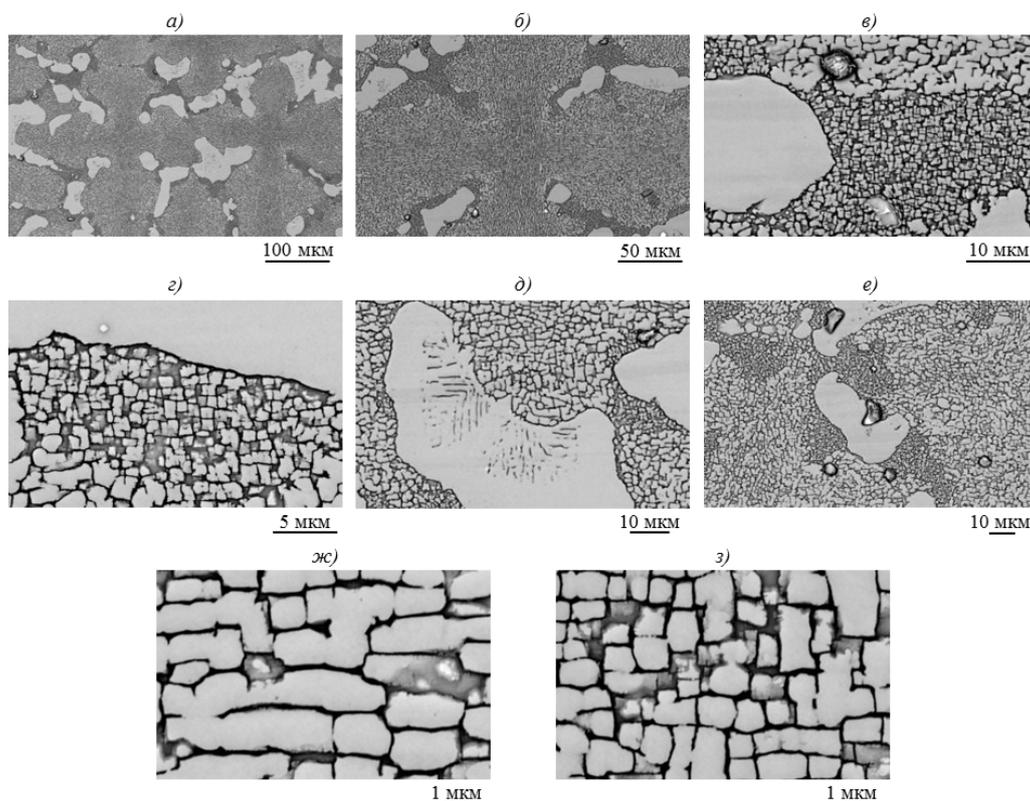


Рис. 2. Микроструктура монокристалла интерметаллидного сплава ВИН3 с ориентацией [001] в термически обработанном состоянии (поперечное сечение):

a, б – дендритно-ячеистая структура, выделения эвтектической (перитектической) γ' -фазы в межосных участках залегают вокруг ветвей дендритов второго порядка; *в, г* – образование высокодисперсной γ' -фазы вблизи выделений эвтектической (перитектической) γ' -фазы; *д, е* – микропоры вблизи выделений эвтектической (перитектической) γ' -фазы; *ж, з* – дисперсные выделения γ' -фазы в междендритных участках (*ж*) и осях дендритов первого порядка (*з*)

Таблица 1

Характеристики кратковременной прочности и пластичности* сплава ВИНЗ с КГО [001]

| Температура испытаний, °С | E, ГПа | $\sigma_{0,2}$ | | δ | ψ |
|---------------------------|--------|----------------|----------|-----------|-----------|
| | | МПа | | | |
| 20 | 126 | 810/790 | 555/540 | 23,5/20,5 | 20,5/19 |
| 700 | 104 | 1070/1010 | 930/875 | 11/9,5 | 25/18,5 |
| 800 | 97 | 1080/1030 | 1010/960 | 13/8,5 | 28/24,5 |
| 900 | 89 | 910/900 | 910/900 | 31/24 | 35/27,5 |
| 1000 | 80 | 650/620 | 645/620 | 38/32 | 40,5/37 |
| 1100 | 70 | 490/480 | 470/460 | 53/42,5 | 55,5/45,5 |
| 1200 | – | 290/280 | 280/270 | 44/30,5 | 70/57,5 |

*В числителе – средние значения, в знаменателе – минимальные экспериментальные.

Таблица 2

Сравнительные показатели механических свойств жаропрочных интерметаллидных сплавов

| Сплав | Плотность, кг/м ³ | Вид термической обработки | Температура испытаний, °С | Долговечность σ_{τ}^t , МПа, в течение, ч | | $\sigma_{\tau}^{t,1}$, МПа, на базе $2 \cdot 10^7$ цикл | $\sigma_{0,2}$ | δ , % | |
|----------------------------|------------------------------|-------------------------------------------------------------|---------------------------|-----------------------------------------------------|-----|----------------------------------------------------------|----------------|--------------|------|
| | | | | 100 | 500 | | | | |
| ВИНЗ | 8247 | Отжиг при 1280°С, 4 ч+ +охлаждение со скоростью 50–60°С/мин | 20 | – | – | 220 | 810 | 550 | 23 |
| | | | 700 | – | – | – | 1070 | 950 | 11 |
| | | | 800 | – | – | – | 1080 | 1040 | 13 |
| | | | 900 | 330 | 225 | 320 | 910 | 915 | 31 |
| | | | 1000 | 160 | 110 | – | 650 | 645 | 38 |
| | | | 1100 | 85 | 60 | – | 490 | 480 | 53 |
| | | | 1150 | 65 | 45 | – | 380 | 360 | 50 |
| 1200 | 50 | 35 | – | 290 | 280 | 44 | | | |
| ВКНА-1В с КГО [111] | 7938 | Отжиг при 1150°С, 1 ч+ +охлаждение на воздухе | 20 | – | – | – | 1350 | 620 | 14 |
| | | | 700 | – | – | – | 1090 | 750 | 26 |
| | | | 800 | – | – | – | 890 | 670 | 26 |
| | | | 900 | 360 | 290 | – | 760 | 570 | 25 |
| | | | 1000 | 200 | 150 | – | 520 | 430 | 30 |
| | | | 1100 | 100 | 75 | – | 410 | 340 | 22 |
| | | | 1150 | 70 | 50 | – | – | – | – |
| 1200 | 50 | 30 | – | 230 | 220 | 24 | | | |
| ВКНА-1В с КГО [001] | 7938 | То же | 20 | – | – | 130* | 550 | 330 | 55 |
| | | | 800 | 480 | 420 | – | 840 | 760 | 14 |
| | | | 900 | – | – | 240* | – | – | – |
| | | | 1000 | 150 | 94 | – | 550 | 540 | 44 |
| | | | 1100 | 90 | 62 | – | 440 | 430 | 31 |
| | | | 1200 | 48 | 38 | – | 180 | 170 | 20 |
| ВКНА-25 (ВИН1) с КГО [001] | 8105 | Без термообработки | 20 | – | – | 240 | 1015 | 545 | 21 |
| | | | 900 | 310 | 185 | 370 | 860 | 850 | 29 |
| | | | 1000 | – | – | – | 580 | 570 | 32 |
| | | | 1100 | 90 | 70 | – | 450 | 440 | 40 |
| | | | 1200 | 40 | 30 | – | 170 | 165 | 29,5 |
| IC-438 | – | То же | 20 | – | – | – | 1010 | 610 | 19 |
| | | | 760 | $\sigma=413,8$ МПа, $\tau=773,1$ ч | | – | – | – | – |
| | | | 800 | – | – | – | 890 | 780 | 5 |
| | | | 1000 | – | – | – | 630 | 600 | 7 |
| | | | 1040 | $\sigma=137,9$ МПа, $\tau=11,9$ ч | | – | – | – | – |
| | | | 1100 | – | – | – | 410 | 400 | 3 |
| 1200 | – | – | – | 130 | 127 | 1 | | | |

* Для образцов с направленной (столбчатой) структурой.

Примечание. Значения пределов кратковременной и длительной прочности, пределов выносливости – средние, соответствующие вероятности неразрушения 0,5; для сплава IC-438: Ni₃Al-based intermetallic alloys having improved strength above 850°С: pat. №6106640 US; publ. 22.08.2000.

окружены (γ/γ')-матрицей, частицы γ' -фазы в которой более мелкие, чем частицы основного массива γ' -фазы (рис. 1, в, з). Размер и морфология частиц γ' -фазы существенно различаются в осях и межосных пространствах дендритов (рис. 1, д, е), в последних – частицы γ' -фазы значительно крупнее, чем в осях дендритов и имеют менее строгую огранку. Размерная и морфологическая неоднородность γ' -фазы, а также наличие эвтектической (перитектической) γ' -фазы в литой структуре монокристаллов сплава ВИНЗ обусловлены микроликвацией легирующих элементов в пределах дендритной ячейки.

Для уменьшения ликвационной химической микронеоднородности полученные монокристаллические заготовки образцов из сплава ВИНЗ подвергали высокотемпературному гомогенизирующему отжигу. Для определения температуры термической обработки методом дифференциально-термического анализа определена конечная температура образования эвтектической (перитектической) γ' -фазы, которая оказалась равной 1308°C. Известно, что для исключения опасности оплавления междендритных участков монокристаллических заготовок образцов температура гомогенизации должна быть на ~20–30°C ниже конечной температуры образования эвтектической (перитектической) γ' -фазы, т. е. температуры ~1280°C [18].

На основании вышеизложенного высокотемпературную гомогенизацию заготовок образцов проводили в вакуумной электропечи при температуре 1280°C в течение 4 ч. Охлаждение заготовок после завершения операции гомогенизации осуществляли со скоростью 50–60°C/мин.

Микроструктура монокристаллических заготовок образцов из сплава ВИНЗ после термической обработки представлена на рис. 2. Видно, что после термической обработки структурная неоднородность сплава в монокристаллической отливке уменьшилась, частицы γ' -фазы в структуре материала дендритных ветвей приобрели форму, близкую к кубоидам и параллелепипедам. Эвтектическая (перитектическая) γ' -фаза сохранила свою форму и распределение вокруг дендритных ветвей второго порядка. В структуре заготовок образцов наблюдаются литейные и гомогенизационные микропоры (см. рис. 2, в, д, е).

Результаты статистической обработки экспериментальных данных, полученных при испытании на растяжение образцов из сплава ВИНЗ, приведены в табл. 1.

В табл. 2 представлены показатели основных механических свойств сплава ВИНЗ с КГО [001] в сравнении с показателями существующих жаропрочных интерметаллидных сплавов аналогичного назначения – ВКНА-1В, ВКНА-25 (ВИН1) [7–10] и ИС-438 [19]. Полученные результаты подтверждают, что разработанный монокристаллический интерметаллидный сплав ВИНЗ с КГО [001]

с низкой плотностью (8,25 г/см³) обладает высокой фазовой стабильностью и превосходит по характеристикам кратковременной прочности в интервале температур 900–200°C жаропрочные интерметаллидные сплавы ВКНА-1В (с КГО [001] и [111]) на 9–68%, ВКНА-25 (с КГО [001]) – на 2–71% и ИС-438 – на 3–123%, а по пределам длительной прочности при температуре 1200°C жаропрочный интерметаллидный сплав ВКНА-25 (ВИН1) с КГО [001] – на 17–25%. Сплав также не содержит в своем составе большого количества легирующих элементов и, следовательно, обладает более низкой стоимостью по сравнению с применяемыми жаропрочными монокристаллическими сплавами.

Заключение

Для разработки нового жаропрочного интерметаллидного сплава на никелевой основе с КГО [001] с системой легирования Ni–Al–Cr–Mo–W–Ta при помощи метода компьютерного конструирования жаропрочных сплавов осуществлен поиск экспериментального состава интерметаллидного сплава.

Проведена экспериментальная оценка характеристик кратковременной прочности при температурах 20 и 1200°C, длительной прочности при температурах 1150 и 1200°C литых монокристаллических образцов с КГО [001] из опытного интерметаллидного сплава, показавшая, что полученные значения предела прочности $\sigma_b^{1200} = 225\text{--}256$ МПа соответствуют заданным требованиям ($\sigma_b^{1200} = 200\text{--}250$ МПа).

Определены механические свойства при растяжении в диапазоне температур 20–1200°C и длительной прочности при температурах 900, 1000, 1100, 1150 и 1200°C; характеристики циклической прочности: МЦУ – при температуре 750°C на базе $1 \cdot 10^4$ циклов, МнЦУ – при температурах 20 и 900°C на базе $2 \cdot 10^7$ циклов, а также коррозионные свойства (сопротивление газовой коррозии при 1100°C, сульфидно-оксидной и хлоридной коррозии при 850°C) жаропрочного интерметаллидного сплава на никелевой основе с монокристаллической структурой с КГО [001].

Разработан интерметаллидный сплав ВИНЗ с кристаллографической ориентацией [001] с уровнем свойств $\sigma_b = 810$ МПа, $\sigma_{0,2} = 555$ МПа, $\delta = 23\%$; $\sigma_b^{1200} = 290$ МПа, $\sigma_{0,2}^{1200} = 280$ МПа, $\delta^{1200} = 44\%$; $\sigma_{100}^{1150} = 65$ МПа, $\sigma_{100}^{1200} = 50$ МПа; плотность 8,25 г/см³, обладающий высокой фазовой стабильностью.

По характеристикам кратковременной прочности при температурах 900–1200°C разработанный сплав существенно (на 20–60%) превосходит жаропрочные интерметаллидные сплавы ВКНА-1В с КГО [111] и ВКНА-25 (ВИН1) с КГО [001], по пределам длительной прочности при температуре 1200°C – жаропрочный интерметаллидный сплав ВКНА-25 (ВИН1) с КГО [001].

Сплав ВИНЗ с КГО [001] рекомендуется к применению в общеклиматических условиях для изготовления рабочих и сопловых лопаток газотур-

бинных двигателей, эксплуатирующихся при температурах до 1200°C и кратковременно – до 1250°C.

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. С. 3–33.
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. Каблов Е.Н., Петрушин Н.В., Сидоров В.В., Демонис И.М. Разработка монокристаллических высокорениевых жаропрочных никелевых сплавов методом компьютерного конструирования /В сб.: Авиационные материалы и технологии. Вып. Высокореиновые жаропрочные сплавы, технология и оборудование для производства сплавов и литья монокристаллических турбинных лопаток ГТД. М.: ВИАМ. 2004. С. 22–36.
4. Каблов Е.Н., Петрушин Н.В., Светлов И.Л., Демонис И.М. Литейные жаропрочные сплавы нового поколения /В кн.: 75 лет. Авиационные материалы. Избранные труды «ВИАМ» 1932–2007: Юбилейный науч.-технич. сб. М.: ВИАМ. 2007. С. 27–44.
5. Каблов Е.Н., Светлов И.Л., Петрушин Н.В. Никелевые жаропрочные сплавы, легированные рутением /В сб.: Авиационные материалы и технологии. Вып. Высокореиновые жаропрочные сплавы, технология и оборудование для производства сплавов и литья монокристаллических турбинных лопаток ГТД. М.: ВИАМ. 2004. С. 80–90.
6. Каблов Е.Н. Физико-химические и технологические особенности создания жаропрочных сплавов, содержащих рений //Вестник московского университета. Сер. 2. Химия. 2005. Т. 46. №3. С. 155–167.
7. Каблов Е.Н., Бунтушкин В.П., Поварова К.Б., Базылева О.А., Морозова Г.И., Казанская Н.К. Малолегированные легкие жаропрочные высокотемпературные материалы на основе интерметаллида Ni_3Al //Металлы. 1999. №1. С. 58–65.
8. Каблов Е.Н., Оспенникова О.Г., Базылева О.А. Литейные конструкционные сплавы на основе алюминиды никеля //Двигатель. 2010. №4. С. 24–25.
9. Базылева О.А., Аргинбаева Э.Г., Туренко Е.Ю. Жаропрочные литейные интерметаллидные сплавы //Авиационные материалы и технологии. 2012. №S. С. 57–60.
10. Базылева О.А., Аргинбаева Э.Г., Туренко Е.Ю. Высокотемпературные интерметаллидные сплавы для деталей ГТД //Авиационные материалы и технологии. 2013. №3. С. 26–31.
11. Каблов Е.Н., Оспенникова О.Г., Базылева О.А. Материалы для высокотемпературных газотурбинных двигателей //Вестник МГТУ им. Н.Э. Баумана. Сер. «Машиностроение». 2011. №SP2. С. 13–19.
12. Каблов Е.Н., Петрушин Н.В. Компьютерный метод конструирования литейных жаропрочных никелевых сплавов /В сб.: Авиационные материалы и технологии. Вып. Высокореиновые жаропрочные сплавы, технология и оборудование для производства сплавов и литья монокристаллических турбинных лопаток ГТД. М.: ВИАМ. 2004. С. 3–21.
13. Каблов Е.Н., Петрушин Н.В., Светлов И.Л. Компьютерное конструирование жаропрочного никелевого сплава IV поколения для монокристаллических лопаток газовых турбин /В сб.: Литейные жаропрочные сплавы. Эффект С.Т. Кишкина. М.: Наука. 2006. С. 98–115.
14. Морозова Г.И. Закономерность формирования химического состава γ/γ' -матрицы многокомпонентных никелевых сплавов //ДАН СССР. 1991. Т. 320. №6. С. 1413–1416.
15. Yukawa N., Morinaga M., Ezaki H., Murata Y. Alloy design of superalloys by the d-electrons concept /Proc. of Conf. «High Temp. Alloys for Gas Turbines and Other Applications». Dordrecht: C.R.M. 1986. P. 935–944.
16. Ohno T., Watanabe R., Tanaka K. Development of a nickel-base single crystal superalloy containing molybdenum by an alloy designing method //J. Iron and Steel Inst. 1988. V. 74. №11. P. 133–140.
17. Литейные лопатки газотурбинных двигателей. Сплавы, технологии, покрытия. 2-е изд. /Под общ. ред. Е.Н. Каблова. М.: Наука. 2006. С. 449–461.
18. Каблов Е.Н., Светлов И.Л., Петрушин Н.В. Никелевые жаропрочные сплавы для литья лопаток с направленной и монокристаллической структурой (Часть II) //Материаловедение. 1997. №5. С. 14–17.
19. Ni_3Al -based intermetallic alloys having improved strength above 850°C: pat. №6106640 US; publ. 22.08.2000.