

ЖАРОПРОЧНЫЕ СПЛАВЫ ДЛЯ МОНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ЛОПАТОК ПЕРСПЕКТИВНЫХ ГАЗОТУРБИННЫХ ДВИГАТЕЛЕЙ

Е.Н. Каблов, Н.В. Петрушин, И.Л. Светлов, ФГУП «ВИАМ», г. Москва, Россия

Разработка высокоэффективных материалов, новейших технологий их получения и применения является важнейшим фактором развития конкурентоспособных авиационных газотурбинных двигателей (ГТД) с высоким уровнем тяги, весового и эксплуатационного совершенства.

Наиболее ответственными деталями ГТД являются лопатки газовой турбины. Именно они определяют максимальную температуру рабочего газа на входе в турбину и, следовательно, удельную мощность, экономичность и ресурс газотурбинных двигателей. За последние 30 лет температура газа повысилась на ~500 К [1]. Дальнейшее повышение рабочей температуры газа (до 2000–2200 К в перспективных двигателях 6-го поколения) может быть достигнуто за счет применения в газовой турбине монокристаллических лопаток из жаропрочных никелевых сплавов, легированных рением и рутением. Эти сплавы имеют рекордные показатели длительной прочности и высокую технологичность при направленной кристаллизации, что позволяет использовать их для получения монокристаллических турбинных лопаток с проникающим охлаждением.

Современные жаропрочные никелевые сплавы (ЖНС) монокристаллического строения имеют многокомпонентное легирование и гетерофазную структуру γ/γ' , представляющую собой высокодисперсные частицы γ' -фазы (формирующейся на основе интерметаллического соединения Ni_3Al — упорядоченная ГЦК структура типа $L1_2$), равномерно рассеянные в матрице из твердого γ -раствора легирующих элементов в никеле (неупорядоченная ГЦК структура). После термической обработки объемная доля частиц γ' -фазы в структуре сплавов достигает 60–70%, частицы фазы размером 0,3–0,5 мкм имеют кубовидную форму и разделены прослойками γ -твердого раствора толщиной ~0,05 мкм.

Дисперсионное упрочнение ЖНС, достигаемое путем торможения скользящих дислокаций в γ -

матрице дисперсными частицами γ' -фазы, обеспечивает длительное сохранение высокой температурной работоспособности сплавов данного класса, вплоть до 1150 °С. Следовательно, важнейшая роль в сопротивлении высокотемпературной ползучести монокристаллических ЖНС принадлежит, наряду с объемной долей и размерами частиц γ' -фазы, таким физико-химическим и структурным характеристикам, как солвус γ' (т.е. температура полного растворения γ' -фазы в γ -твердом растворе), солидус, величины периодов кристаллических решеток γ -твердого раствора и γ' -фазы, а также размерного несоответствия периодов кристаллических решеток фаз (мисфит).

Типичные значения температуры полного растворения γ' -фазы большинства монокристаллических ЖНС лежат в интервале 1270–1300 °С, величины мисфита $\Delta a = (a_{\gamma'} - a_{\gamma}) / a_{\gamma}$ (a_{γ} и $a_{\gamma'}$ — периоды кристаллических решеток γ - и γ' -фаз) при температуре 20 °С составляют 0,1–0,2% при $a_{\gamma'} > a_{\gamma}$.

Отметим, что ранее в работах авторов [2] при поиске композиций новых рений- и рутенийсодержащих ЖНС для монокристаллического литья было показано, что необходимым структурным фактором высокой жаропрочности в интервале температур 900–1100 °С является мисфит Δa , величина которого должна быть положительной ($a_{\gamma'} > a_{\gamma}$) и, по крайней мере в 2–3 раза большей, чем у монокристаллических ЖНС второго и третьего поколений.

В настоящее время экспериментально надежно установлен факт значительного повышения температуры солидуса ЖНС при легировании рением и вольфрамом, а кобальт и платина не оказывают существенного влияния на солидус. Рутений повышает температуру ликвидуса ЖНС, относительно влияния рутения и иридия на температуру солидуса этих сплавов сведения отсутствуют. Остальные элементы легирующего комплекса в разной степени понижают температуру солидуса ЖНС. В соответствии с известной корреляцией

между скоростью диффузии атомов и температурой солидуса металла следует, что в том случае, когда легирующий элемент повышает солидус, как это имеет место в случае легирования никелевых сплавов Re и W, диффузионная подвижность атомов в таком сплаве при прочих равных условиях снижается. В результате рений по сравнению с другими легирующими элементами значительно более эффективно повышает длительную прочность ЖНС (рис. 1).

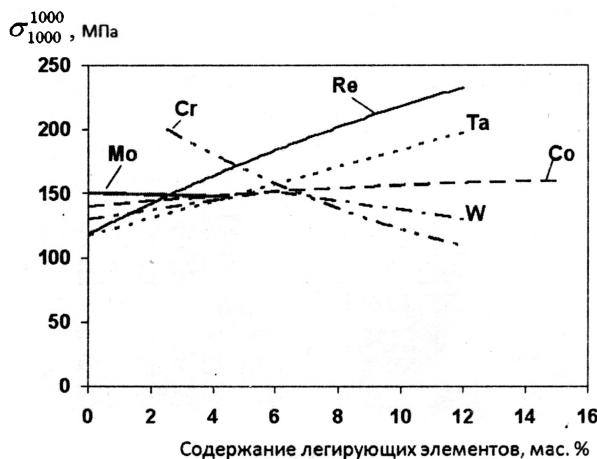


Рис. 1. Влияние легирующих элементов на длительную прочность монокристаллов жаропрочных никелевых сплавов типа ЖС

В литературе имеется крайне скудная информация о физической природе положительного совместного влияния Re и Ru на повышение жаропрочности никелевых сплавов. Рений и рутений преимущественно распределяются в γ -твердом растворе ЖНС и имеют коэффициент распределения $K < 1$ ($K_{Re} \approx 0,1$, $K_{Ru} \approx 0,4$). При этом рутений в высокорениевых ЖНС стабилизирует фазовый состав и снижает вероятность выделения ТПУ фаз [3]. Преимущественное распределение Re и Ru в твердом растворе имеет два важных следствия.

Во-первых, легирование твердого раствора тугоплавкими элементами Re и Ru понижает скорость диффузионных процессов, контролирующей высокотемпературную ползучесть монокристаллов ЖНС. Во-вторых, рений и рутений увеличивают период кристаллической решетки никелевого твердого раствора. Следовательно, легирование жаропрочных сплавов рением и рутением положительно влияет на мисфит — определяющий фактор длительной прочности и сопротивления ползучести монокристаллов ЖНС при высоких температурах.

Известно несколько поколений жаропрочных никелевых сплавов для литья монокристаллических лопаток газотурбинных двигателей. Жаропрочные сплавы первого поколения содержат традиционные легирующие элементы, такие как Al, Ti, Cr, Mo, W, Ta, Nb, Hf. В состав сплавов второго и третьего поколений вводят легирующий элемент Re в количестве 2–4% и 5–7% соответственно (% по массе). К четвертому и пятому поколениям относятся высокорениевые жаропрочные никелевые сплавы, дополнительно легированные Ru в количестве 2–6%. Вполне естественно, что в различных сплавах, условно относящихся к одному из указанных поколений, основные легирующие элементы присутствуют в различных комбинациях. Каждое новое поколение позволяет увеличить температурную работоспособность сплава на 20–25 °С.

В течение длительного времени эмпирический метод «проб и ошибок» был основным при разработке конструкционных материалов. Однако совершенно очевидно, что если для легирования никелевых жаропрочных сплавов используют свыше 10–15 элементов, найти оптимальный состав для получения желаемого комплекса свойств довольно сложно, поскольку требуются большие затраты времени и средств. Особенно это касается сплавов, легированных дорогостоящими элементами — рением, рутением и др. В связи с этим становятся необходимым инструментом методы компьютерного конструирования современных жаропрочных сплавов. По существу, традиционный метод «проб и ошибок» заменяется экспрессным и экономичным методом «делай правильно с первого раза», который позволяет не только оптимизировать химические составы уже имеющихся промышленных сплавов, но и разрабатывать новые сплавы.

Алгоритм компьютерного поиска композиций новых жаропрочных никелевых сплавов включает расчет по соответствующим уравнениям регрессии в широком интервале температур и концентраций легирующих элементов фазового состава сплавов, их физико-химических, структурно-фазовых, жаропрочных и теплофизических характеристик, а также расчетную оценку фазовой нестабильности [3]. С помощью компьютерного конструирования разработаны жаропрочные рений- и рутенийсодержащие никелевые сплавы ВЖМ1 [4] и ВЖМ4 [2], предназначенные для ли-

тъя монокристаллических лопаток турбин перспективных авиационных двигателей.

Поиск композиций новых жаропрочных сплавов ВЖМ1 и ВЖМ4 проводили на базе никелевых систем Ni–Al–Cr–Mo–W–Ta–Co–Re и Ni–Al–Cr–Mo–W–Ta–Co–Re–Ru соответственно. Для выбранных систем легирования сформулированные исходные условия конструирования сплавов включали заданные уровни жаропрочности (соответственно $\sigma_{100}^{1000^{\circ}\text{C}} \geq 320$ МПа для сплава ВЖМ1 и $\sigma_{1000}^{1100^{\circ}\text{C}} \geq 120$ МПа для сплава ВЖМ4), плотности, мисфита, температур солидуса, солвуса γ' и других физико-химических, структурно-фазовых и технологических характеристик, а также параметров фазовой стабильности. На основе расчетов были определены композиции, обеспечивающие в своей системе легирования заданные условия конструирования для большинства оптимизирующих параметров и характеристик сплавов. Выбранные сплавы — ВЖМ1 с плотностью 9,089 г/см³, содержащий Al (5,8%), Re (9,3%), Mo (2%), W (1,3%), и ВЖМ4 с плотностью 8,871 г/см³, содержащий Al (6%), Re (6%), Mo (4%), W (4%), Ru (4%), также легированы Cr, Co, Ta и РЗМ (La, Ce, Y, Nd).

Для экспериментального изучения сконструированные сплавы ВЖМ1 и ВЖМ4 выплавляли в вакуумной индукционной печи, из которых затем методом высокоградиентной направленной кристаллизации с применением тугоплавких затравок из никелевого сплава Ni–W были получены цилиндрические отливки монокристаллов с ориентацией, близкой к кристаллографическому направлению $\langle 001 \rangle$. С целью достижения максимальной жаропрочности полученные монокристаллы подвергали термической обработке, которая состояла из длительной высокотемпературной гомогенизации в интервале 1285–1335 °С и старения при 1130 и 870 °С.

В результате термической обработки монокристаллов исследуемых сплавов произошло полное растворение выделений неравновесной эвтектики $\gamma + \gamma'$, размеры дисперсных частиц γ' -фазы по дендритной ячейке практически выровнялись (хотя в междендритных областях они остаются несколько крупнее, чем в осях дендритов), частицы γ' -фазы приобрели типичную кубовидную форму. Коэффициент ликвации рения понизился с –3,6 (после направленной кристаллизации) до –1,8, а

ликвация остальных легирующих элементов, в том числе и рутения, практически полностью выровнялась. Объемная доля γ' -фазы в сплавах ВЖМ1 и ВЖМ4 после термической обработки составляет соответственно 65 и 60%.

Для экспериментального определения характеристик длительной прочности сплавов ВЖМ1 и ВЖМ4 были проведены высокотемпературные механические испытания монокристаллических образцов с кристаллографической ориентацией $\langle 001 \rangle$ (в пределах допуска 10 град.), результаты которых представлены на рис. 2.

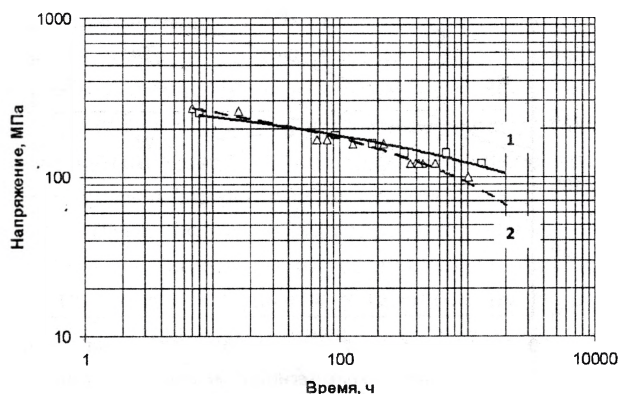


Рис. 2. Кривые длительной прочности сплавов ВЖМ1 (2) и ВЖМ4 (1) при температуре 1100 °С

Полученные результаты по длительной прочности свидетельствуют о преимуществе сплава ВЖМ1 при температурах 900 и 1000 °С перед сплавом ВЖМ4. Однако это преимущество сплав ВЖМ1 утрачивает при температуре 1100 °С (рис. 2) и выше. При этом разница в значениях длительной прочности сплавов ВЖМ4 и ВЖМ1 возрастает с увеличением длительности испытаний при этих температурах. Это обстоятельство объясняется более высокой фазовой стабильностью легированного рутением сплава ВЖМ4 и подтверждается результатами сравнительных электронно-микроскопических исследований микроструктуры и фазового состава разрушенных в результате длительных высокотемпературных испытаний образцов сплавов. Установлено, что в процессе высокотемпературной ползучести при испытании на длительную прочность монокристаллы сплавов ВЖМ1 и ВЖМ4 претерпевают существенную эволюцию структурно-фазового состояния. В результате анизотропной коагуляции исходные кубовидные частицы γ' -фазы сращиваются в пластины, ориентированные перпендикулярно оси приложенного напряжения, обра-

зую так называемую рафт-структуру γ' -фазы. Затем эта рафт-структура огрубляется (с растворением γ' -фазы и соответствующим увеличением объемной доли γ -фазы) и образуются новые пластинчатые фазы, обогащенные (до 20–30 ат.%) рением (рис. 3). В случае сплава ВЖМ1 рентгеноструктурный анализ показал, что пластинчатая фаза имеет ГЦК решетку (структурный тип A1) с периодом 0,361 нм, тогда как периоды решеток матричных γ' - и γ - фаз находятся в пределах 0,358–0,359 нм. По данным локального микроанализа содержание рения в пластинчатой фазе составляет 20–30% (атомн.). При этом кинетика структурных и фазовых превращений в сплаве ВЖМ4 протекает при температуре 1100°C меньшей скоростью, чем таковые в сплаве ВЖМ1.

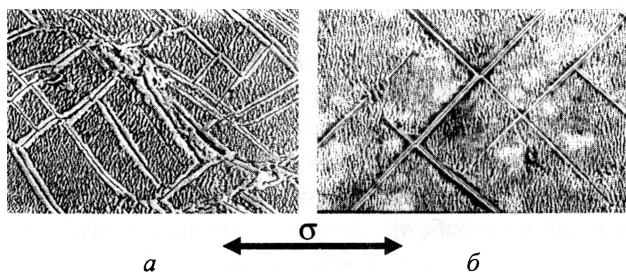


Рис. 3. Микроструктура ($\times 1000$) монокристаллов жаропрочных никелевых сплавов после испытания на длительную прочность при температуре 1100 °С: а — ВЖМ1 ($\sigma=120$ МПа, $\tau=559$ ч); б — ВЖМ4 ($\sigma=130$ МПа, $\tau=1303$ ч)

Анализ полученных экспериментальных данных показывает, что, несмотря на образование в материале сплавов ВЖМ1 и ВЖМ4 достаточно большого количества пластинчатой фазы, длительная пластичность при испытании на ползучесть монокристаллов этих сплавов сохраняются на достаточно высоком уровне (см таблицу). Следовательно, пластинчатая высокорениевая фаза структурного типа A1 не приводит к охрупчиванию монокристаллов жаропрочного сплава ВЖМ-1.

Таблица

Длительная прочность и пластичность монокристаллов сплава ВЖМ-1

Температура испытания, °С	Напряжение σ , МПа	Время до разрушения τ , час	Длительная пластичность ϵ_p , %
1000	320	154,5	27
1000	250	593,0	22
1000	200	1361,0	17
1000	170	3199,0	20
1100	170	112,5	19
1100	120	475,0	23

Таким образом, полученные результаты исследований позволяют заключить, что сконструированные монокристаллические рений- и рутений-содержащие жаропрочные никелевые сплавы ВЖМ1 и ВЖМ4 обладают достаточно высокой структурно-фазовой стабильностью, по уровню характеристик длительной прочности в интервале 900–1100 °С существенно превосходят западный ренийсодержащий сплав 3-го поколения CMSX-10 и практически не уступают известным рений-рутениеосодержащим сплавам 4-го поколения EPM-102 и TMS-162. Сплавы нового поколения ВЖМ1 и ВЖМ4 имеют температурный уровень работоспособности на 50–60 °С выше, чем наиболее жаропрочные промышленные ренийсодержащие ЖНС второго поколения ЖС36 и ЖС32.

Литература

1. Kablov E.N., Petrushin N.V. Physicochemical and technological features of creating metal-based high-superalloys //Pure Appl. Chem. 2004, v. 76, № 9, p. 1679–1689.
2. 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.
3. Каблов Е.Н., Петрушин Н.В. Компьютерный метод конструирования литейных жаропрочных никелевых сплавов //Там же, с. 56–78.
4. Каблов Е.Н., Петрушин Н.В., Сидоров В.В., Демонис И.М. //Разработка монокристаллических высокорениевых жаропрочных никелевых сплавов методом компьютерного конструирования //Там же, с. 79–97.
5. Erickson G.L. The development and application of CMSX-10 //In: Superalloys 1996. R.D. Kissinger, et al. (Eds.). Publ. of the Minerals, Metals & Materials Society. Seven Springs Mountain Resort, Champion (Pennsylvania), 1996, p. 35–43.
6. Walston S., Cetel A., MacKay R., O'Hara K., Duhl D., Dreshfield R. Joint development of a fourth generation single crystal superalloy //In: Superalloys 2004. K.A. Green, et al. (Eds.) Publ. of the Minerals, Metals & Materials Society. Seven Springs Mountain Resort, Champion (Pennsylvania), 2004, p. 15–24.
7. Koizumi Y., Kobayashi T., Yokokawa T., et al. Development of next-generation Ni-base single crystal superalloys //In: Superalloys 2004. K.A. Green, et al. (Eds.) Publ. of the Minerals, Metals & Materials Society. Seven Springs Mountain Resort, Champion (Pennsylvania), 2004, p. 35–43.