

УДК 669.018.95

*Р.В. Батиенков<sup>1</sup>, Н.П. Бурковская<sup>1</sup>, А.Н. Большакова<sup>1</sup>, А.А. Худнев<sup>1</sup>***ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНЫЕ КОМПОЗИЦИОННЫЕ МАТЕРИАЛЫ  
С МЕТАЛЛИЧЕСКОЙ МАТРИЦЕЙ (обзор)**

DOI: 10.18577/2307-6046-2020-0-67-45-61

*Проведен обзор отечественных и зарубежных научно-технических литературных источников в области высокотемпературных композиционных материалов с металлической матрицей. Рассмотрена классификация композиционных материалов, описаны основные типы структур и характерные свойства композиционных материалов. Проведен обзор матричных металлов и сплавов для создания высокотемпературных композиционных материалов. Отдельными группами рассмотрены композиты на основе железа и никеля, а также на основе тугоплавких металлов и их соединений. Выявлены перспективы дальнейших исследований в области высокотемпературных композиционных материалов – например, использование композитов в аддитивном производстве.*

**Ключевые слова:** композиционные материалы, никель, железо, тугоплавкие металлы, матрица, волокна, порошковая металлургия, аддитивные технологии.

*R. V. Batiенkov<sup>1</sup>, N. P. Burkovskaya<sup>1</sup>, A. N. Bolshakova<sup>1</sup>, A. A. Khudnev<sup>1</sup>***HIGH TEMPERATURE METAL MATRIX COMPOSITE MATERIALS (review)**

*A review of our own country and foreign papers in the field of high temperature metal matrix composite materials was conducted in this work. A classification of composite materials was considered. Main types of structures and characteristic properties were described. Matrix metals and alloys for obtaining high temperature composite materials were reviewed. Iron-and nickel-based composites and refractory metals and their compounds are considered in separate groups. Prospects for further research in the field of high-temperature composite materials were identified – for example, the use of composites in additive manufacturing.*

**Keywords:** composite materials, nickel, iron, refractory metals, matrix, fibres, powder metallurgy, additive technology.

<sup>1</sup>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

**Введение**

Технологическое лидерство на мировой арене неразрывно связано с разработкой новых технологий и материалов. Повышение рабочей температуры материалов является одной из главных задач при создании перспективных материалов и изделий из них [1–4].

В качестве высокотемпературных материалов широкое применение находят материалы на основе металлов с повышенной температурой плавления. В результате технологического прогресса стало очевидно, что комплексное легирование в сочетании с оптимальной термической обработкой и усовершенствованием технологии получения материалов для повышения их жаропрочности исчерпали себя еще в прошлом веке [5]. Тем не менее требования конструкторов к рабочим параметрам многих изделий новой техники таковы, что обычные сплавы не могут их обеспечить. Устранение несоответствия между

требованиями новой техники к конструкционным материалам и возможностями классических сплавов достигается путем создания и применения композиционных материалов [5]. Цель данной работы – обзор достижений и последних исследований в области высокотемпературных композиционных материалов с металлической матрицей, их структуры и свойств, а также технологий получения. Широкий спектр используемых в технике материалов можно отнести к композиционным, но в рамках одной статьи рассмотреть их все затруднительно, поэтому уделено внимание материалам на металлической основе, создаваемым для использования в условиях повышенных температур.

### Структура металлических композиционных материалов

Композиционные материалы являются неоднородными по своей природе и зачастую их структура ориентирована определенным образом [6, 7]. В работе [7] композиционные материалы предложено разделить на две большие группы в зависимости от того, какой механизм упрочнения реализуется: первая – волокнистые и слоистые; вторая – дисперсноупрочненные. Такое деление удобно для понимания сути вопроса и общего знакомства с металлическими композиционными материалами (МКМ), однако бывают случаи, когда реализуется смешанный механизм. В отдельную группу композиционных материалов можно выделить псевдосплавы.

К *волокнистым* композициям принято относить такие, которые состоят из основы и упрочняющих компонентов, таких как волокна (проволока), нитевидные кристаллы и др. К *слоистым* композициям относят такие, которые состоят из чередующихся армирующих компонентов в виде листов, пластин или фольг, прочно связанных между собой по всей контактной поверхности. К *дисперсноупрочненным* композициям относят материалы, в матрице которых равномерно распределены мелкие частицы, не вступающие с ней во взаимодействие и не растворяющиеся [6, 7].

Деление композиционных материалов на группы связано с принципиальными различиями. Несущий элемент в волокнистых и слоистых материалах – это армирующее волокно, проволока, фольга (фаза – упрочнитель). Обычно к армирующим элементам предъявляют следующие требования: высокая прочность, относительно высокий модуль упругости и, как правило, относительно низкая плотность. Несущий элемент в дисперсноупрочненных материалах, наоборот, матрица. Наличие в структуре материала ультрадисперсных частиц упрочняющей фазы, которые не растворяются в основе, а также однородная дислокационная структура благоприятствуют эффективному торможению дислокационной структуры вплоть до температуры плавления. Защита волокон или иных упрочнителей от повреждения в волокнистых материалах, обусловлена тем, что основа материала скрепляет их в единый монолит. Через компонент, выступающий в роли основы, передается нагрузка на волокна; если же происходит разрушение некоторых армирующих элементов, то благодаря матрице напряжения перераспределяются. Кроме того, от механических свойств матрицы зависит поведение композиции при сдвиге, сжатии и усталостном разрушении [6, 7].

Особенностью всех композиционных материалов, за исключением эвтектических, является то, что структурные элементы композиций – армирующий компонент и матрицу – выбирают готовыми, а окончательная структура создается искусственно при изготовлении изделия. В структуре волокнистого композиционного материала высокопрочные и высокомодульные волокна с повторяющейся геометрической формой равномерно распределены в пластичной матрице, а их концентрация находится в пределах от 15 до 75% (объемн.). В композиционных материалах с металлической матрицей, упрочненных дисперсными частицами, оптимальным содержанием упрочняющей фазы считается 2–4% (объемн.). Следует отметить, что ультрадисперсные частицы

в указанных материалах напрямую не влияют на прочность, их воздействие выражается косвенно за счет стабилизации структуры, полученной при деформации и термической обработке [6, 7].

В волокнистых и слоистых композиционных материалах сдвиговый механизм распространения трещины, реализуемый в традиционных сплавах, дополняется торможением трещин самими волокнами (или слоями). В этих композициях выбор компонентов обусловлен их оптимальным взаимодействием. Поверхность раздела в волокнистых и слоистых материалах можно рассматривать как самостоятельный элемент структуры. В области, прилегающей к поверхности раздела, протекают процессы растворения, образования и роста новых фаз, перераспределения примесей и т. д. В переходном слое формируется связь между матрицей и волокнами, через которую происходит перераспределение напряжений [6, 7].

В дисперсноупрочненных материалах, предназначенных для работы при повышенных температурах, компоненты выбирают с позиции минимального взаимодействия [6, 7].

При высоких температурах в дисперсноупрочненных материалах особое значение приобретает форма зерна – а именно, соотношение длины и диаметра. В работах [6, 7] предложено рассматривать дисперсноупрочненные материалы в качестве волокнистых композитов – функцию волокон в этом случае будут выполнять зерна, которые упрочняют ультрадисперсными частицами, в связи с чем перераспределение нагрузок и напряжений между волокнами будет осуществляться за счет границ и прилегающих к ним областей. В такой ситуации показатели прочности при повышенной температуре могут быть увеличены благодаря изменению площади границ в сторону увеличения, при этом они должны быть расположены в одном направлении с действующими напряжениями, что может быть достигнуто за счет увеличения соотношения длины зерна к его диаметру, которое носит название *коэффициент неравноосности зерна*. Для таких композиций при деформационно-термической обработке формируется направленная структура с сильно вытянутыми зернами. Установлена линейная зависимость большинства прочностных характеристик этих композиций от коэффициента неравноосности зерна.

Указанный коэффициент зависит от температуры и скорости деформации. Следует отметить, что упрочняющий эффект за счет неравноосности зерна в наибольшей степени проявляется при низкой скорости деформации и высокой температуре, однако коэффициент неравноосности зерна не всегда является структурной характеристикой, контролирующей высокотемпературную прочность. При оценке влияния структурных факторов на высокотемпературные свойства дисперсноупрочненных материалов следует учитывать не только форму и размер зерна, но также и плотность дислокаций, их распределение, размер дисперсных частиц и расстояние между ними, т. е. создание стабильной структуры, формирующейся при деформационно-термической обработке под воздействием тонких упрочняющих частиц, равномерно распределенных в матрице и не растворяющихся в ней.

Образованная в результате деформации и последующего высокотемпературного отжига структурная неоднородность сохраняется в дисперсноупрочненных материалах во всем интервале температур (вплоть до  $0,97T_{пл}$ ) и является типичной структурой для указанных материалов. Хорошее сопротивление ползучести таких материалов при повышенных температурах обусловлено достаточно стабильной субструктурой и дает существенное преимущество по жаропрочности при  $(0,8-0,9)T_{пл}$  дисперсноупрочненным материалам по сравнению с традиционными [6, 7].

### Матричные металлы и сплавы для высокотемпературных композиционных материалов

К матричным относят компоненты композиционных материалов, которые объединяют армирующие (волоконистые или дисперсные) наполнители в единую гетерогенную систему, представляющую собой различные по химическому и фазовому составу основу (матрицу) и высокомодульный наполнитель [6].

В качестве матрицы для высокотемпературных МКМ служат такие металлы, как никель, железо, кобальт, молибден, вольфрам, ниобий и их сплавы. Следует отметить, что при рабочих температурах  $>2000$  °С в качестве матричных металлов применяются тугоплавкие металлы и сплавы, что объясняется их высокой температурой плавления [6].

#### Композиционные материалы на основе никеля и железа

Механически упрочненные сплавы на основе никеля первоначально разрабатывались для реактивных двигателей с возможной перспективой использования этих материалов в аэрокосмической отрасли.

Разработанным сплавом с большим рынком сбыта считается сплав марки Inconel MA 754, используемый в горячей секции ракетного двигателя на протяжении 12 лет. Более широкому использованию механически легированных материалов в прочих областях препятствовали: нехватка необходимого оборудования; нежелание потребителя внедрять новые материалы; отсутствие статистических данных по эксплуатационным характеристикам материалов; большая стоимость материалов по сравнению со сплавами, изготавливаемыми по традиционным технологиям. В противовес перечисленным сдерживающим факторам порошковая металлургия позволяет получать материалы с высоким уровнем механических свойств, коррозионностойкости и стойкости к окислению при высоких температурах, которыми не обладают литейные сплавы. Примером служит сплав Inconel MA 754 для лопаток газотурбинных двигателей F110 и F404 фирмы General Electric's без защитного покрытия с рабочей температурой 1000 °С. Сплав Nimonic 75 на основе никеля с 20%-ным содержанием хрома обладает хорошими механическими свойствами и стойкостью к окислению при температурах до 700 °С. Высокими прочностными характеристиками сплава обусловлено его широкое применение в производстве компонентов промышленных газовых турбин, технологического оборудования для высокотемпературных сред, в атомной энергетике. Тем не менее в сравнении со сплавом Inconel MA 754 его 1000-часовая прочность на разрыв при температуре 1093 °С составляет всего 2 МПа (табл. 1).

Таблица 1

#### Прочность материалов в течение 1000 ч при различных температурах испытания [8]

Сплав	$\sigma_B$ , МПа	$\Psi$ , %	$\sigma_B$ , МПа	$\Psi$ , %	$\sigma_B$ , МПа	$\Psi$ , %	$\sigma_B$ , МПа	$\Psi$ , %
	при температуре испытания, °С (°F)							
	871 (1600)		982 (1800)		1093 (2000)		1204 (2200)	
Nimonic 75	7	1,0	3	0,5	2	0,3	–	–
Inconel MA 754	158	22,9	129	18,7	94	13,6	62	9,0
Incoloy MA 956	83	12,0	67	9,7	51	7,4	31	4,5
Inconel MA 617	63	9,2	26	3,8	10	1,5	–	–

Химические составы дисперсноупрочненных сплавов приведены в табл. 2.

Таблица 2

Химический состав композиционных материалов [8]

Сплав	Содержание элемента, % (по массе)							
	Ni	Fe	Cr	Al	Ti	Mo	W	Y <sub>2</sub> O <sub>3</sub>
Inconel MA 754	Основа	–	20	0,3	0,5	–	–	0,6
Inconel MA 758	Основа	–	30	0,3	0,5	–	–	0,6
Inconel MA 760	Основа	–	20	6,0	–	2,0	3,5	0,95
Incoloy MA 956	–	Основа	20	4,5	0,5	–	–	0,5
Incoloy 957	–	Основа	14	–	1,0	0,3	–	0,25

Из приведенных в работе [8] и табл. 1 данных видно, что наилучшими свойствами в широком диапазоне температур в окислительной среде обладает сплав Inconel MA 754.

Рассмотренные композиционные материалы изготавливают методами порошковой металлургии. Они находят широкое применение и помимо аэрокосмической отрасли, где доля их использования неуклонно продолжает расти. Такие материалы используют в оборудовании для термической обработки: в муфельных печах, в качестве арматуры нагревательных печей; в различных приспособлениях для транспортировки в печах – ролики, балки для перемещения груза, сетчатые подовые основания и др.; катушки электросопротивления, форсунки и др. Примеры изделий, изготавливаемых из МКМ на основе никеля и железа, показаны на рис. 1–3 [8]. Благодаря своей коррозионной стойкости сплав Incoloy MA 956 находит широкое применение в качестве изоляционного материала расплавленного стекла – он более эффективен по сравнению с керамическими материалами. Для указанных целей также может быть эффективным использование дисперсноупрочненных оксидами материалов на основе никеля.



Рис. 1. Шток поршня, изготовленный из сплава Incoloy MA 956, для подачи стекломассы и работающий при температуре 1200 °С [8]

Сплав Incoloy MA 956 обладает более высокой по сравнению со сплавами на никелевой основе температурой плавления, равной 1482 °С, и плотностью на 30% меньше, чем у молибдена, что дает преимущества по массе и стоимости. Он обладает также более низким давлением паров по сравнению с молибденом и не требует нанесения защитного покрытия на внутренние поверхности вакуумной камеры или детали, подвергаемые термической обработке (рис. 2). Сплав также используется для изготовления корзин для термической обработки деталей в печах.

Сплав Incoloy MA 956 успешно использовали для изготовления стабилизатора пламени форсунки (рис. 3), работающего на протяжении 2600 ч при 1230 °С в среде, содержащей примеси серы, фосфора, хлора, ванадия и натрия. Дополнительно испытания продлили до 10600 ч (14,5 мес), после чего испытываемые детали все еще были пригодны к эксплуатации.

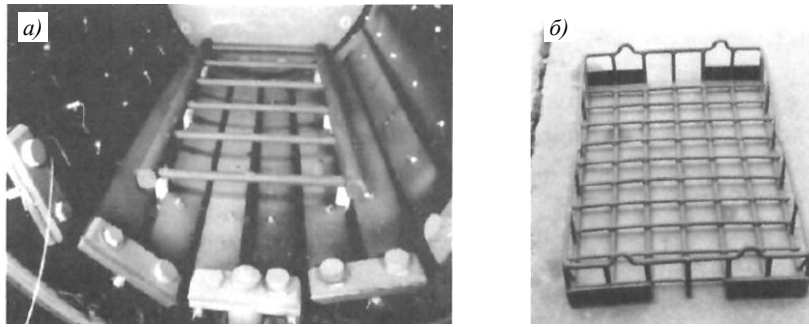


Рис. 2. Подовое основание камеры вакуумной печи и другие детали из сплава Incoloy MA 956 (а) и корзина печи из сплава Incoloy MA 956 (б) [8]

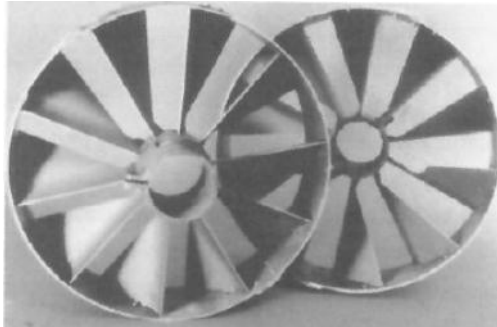


Рис. 3. Стабилизатор пламени форсунки из сплава Incoloy MA 956 [8]

Ферритные сплавы эффективны в качестве оболочек топливных элементов реакторов. Упрочненный оксидами ферритный сплав, такой как Incoloy MA 956, обладает более высоким пределом текучести и используется для трубок оболочек топливных элементов диаметром 6 мм при толщине стенки 0,4 мм [8].

Кроме того, такие материалы используются для деталей теплообменников газоохлаждаемых реакторов. В таких случаях примеси, содержащиеся в гелии, который используется для охлаждения, могут вызвать значительную коррозию в деталях теплообменных систем. Сплав Incoloy MA 956 – эффективный материал для трубок теплообменника в данных реакторах.

Другой областью применения порошковых композиционных материалов является производство деталей ГТД. Для этой цели специально разработан сплав Inconel MA 760, сочетающий относительно высокие показатели коррозионной стойкости с длительной высокотемпературной прочностью, значения которых превышают значения для традиционных суперсплавов. Значения прочности на разрыв образцов из сплава Inconel MA 760 приведены в табл. 3.

Таблица 3

**Прочностные характеристики сплава Inconel MA 760  
в зависимости от температуры и длительности испытания [8]**

Температура испытания, °C (°F)	Предел прочности при растяжении $\sigma_b$ , МПа (относительное сужение, %), при испытании в течение, ч	
	100	1000
816 (1500)	380 (55)	300 (43)
850 (1562)	320 (46)	240 (35)
982 (1800)	165 (24)	145 (21)
1093 (2000)	115 (17)	105 (15)

Ферритные дисперсноупрочненные оксидами сплавы находят применение в качестве высокотемпературных материалов для камер сгорания авиадвигателей, газовых турбин и деталей горячего тракта дизельных двигателей. Коррозионная стойкость таких материалов объясняется содержанием хрома и алюминия до 20

и 5% (по массе) соответственно. По сравнению с коммерчески доступным сплавом Incoloy MA 956 сплавы PM2000 и PM2010 превосходят его по свойствам (табл. 4) [8].

Таблица 4

**Химический состав сплавов PM2000, PM2010 и Incoloy MA 956 [8]**

Сплав	Содержание элементов, % (по массе)				
	Fe	Al	Cr	Ti	Y <sub>2</sub> O <sub>3</sub>
PM2000	Основа	5,5	20	0,5	0,5
PM2010	Основа	5,5	20	0,5	1,0
Incoloy MA956	Основа	4,5	20	0,5	0,5

Рассматриваемые сплавы получают с помощью технологических приемов, указанных в табл. 5.

Таблица 5

**Технологические параметры получения металлических композиционных материалов на основе железа [8]**

Сплав	Состав сплава	Метод консолидации	Температура прокатки, °C	Вид изделия	Условия рекристаллизации
PM2000E	Порошки элементов + порошок двухкомпонентной шихты + Y <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	Штамповка	800; 600;	Лист толщиной 3 мм	При 1300 °C в течение 1 ч на воздухе
		Горячая экструзия	700	Квадратный пруток 12×12 мм	При 1350 °C в течение 1 ч на воздухе
			700; 750; 950; 1000		При 1350 °C в течение 2 ч на воздухе
PM2000B	Готовая шихта + Y <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	Горячая экструзия	600; 700	Квадратный пруток 12×12 мм	При 1350 °C в течение 1 ч на воздухе
PM2010B			700		

Суперсплавы на основе никеля используются, когда рабочая температура больше рабочей температуры титановых сплавов ( $\geq 550$  °C). Эти сплавы демонстрируют высокую прочность, сопротивление усталостному разрушению и сопротивление ползучести наряду с коррозионной стойкостью, способны сохранять свои свойства в течение длительных периодов времени при более высоких температурах. Около половины от общей массы реактивного двигателя приходится на суперсплавы никеля или никеля/железа [8, 9]. На рис. 4 схематично показано использование различных материалов в конструкции реактивного двигателя. Помимо никелевых суперсплавов, разработаны также суперсплавы на основе никеля, железа и кобальта [9].

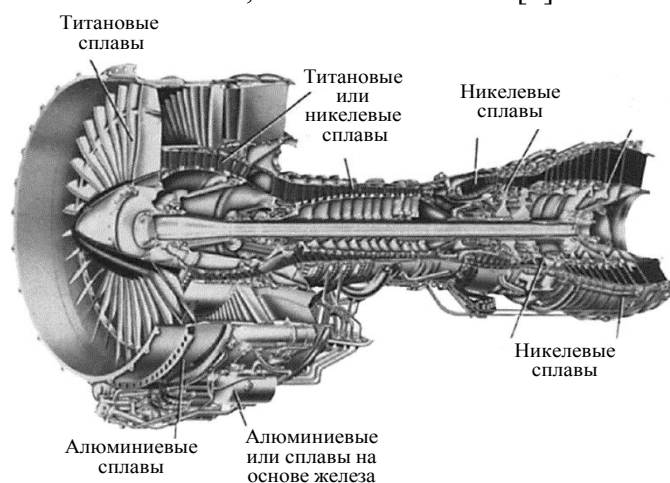


Рис. 4. Характерные материалы, используемые в реактивном двигателе [8]

Суперсплавы на основе никеля имеют гранцентрированную кубическую (ГЦК)  $\gamma$ -матрицу аустенита и их прочность обусловлена сочетанием свойств твердого раствора, отверждением выделений  $\gamma$ - и  $\gamma'$ -фаз, а также с наличием карбидов на границах зерен. Для достижения требуемых свойств этих материалов в матрицу добавляют различные элементы. Наиболее распространенные из них представлены в табл. 6 и показано их влияние.

Таблица 6

Роль легирующих элементов в суперсплавах [8–10]

Легирующий элемент	Формирует твердый раствор	Формирует $\gamma'$ -фазу	Формирует карбиды	Упрочняет границы зерен	Образует оксидную пленку
Cr	х	–	х	–	х
Al	–	х	–	–	х
Ti	–	х	х	–	–
Co	х	–	–	–	–
Mo	х	–	х	–	–
W	х	–	х	–	–
B	–	–	–	х	–
Zr	–	–	–	х	–
C	–	–	–	х	–
Nb	–	х	х	–	–
Hf	–	–	х	х	–
Ta	–	х	х	х	–

Образующие  $\gamma'$ -фазу элементы благоприятствуют выделению дисперсных частиц, особенно Al и до некоторой степени Ti, который вместе с Ni образует ГЦК-упорядоченную фазу  $Ni_3(Al, Ti)$ . Эта фаза имеет только 0,1% несоответствия решетки с  $\gamma$ -матрицей, что обеспечивает ей длительную стабильность.

Разработаны никелевые сплавы с другим составом упрочняющих фаз. Например, добавление ниобия к никелю обеспечивает выделения фазы  $\gamma-Ni_3Nb$ , что является одним из методов упрочнения в никелево-железном сплаве Inconel 718, который в настоящее время является наиболее используемым суперсплавом (рис. 5) [9, 11].

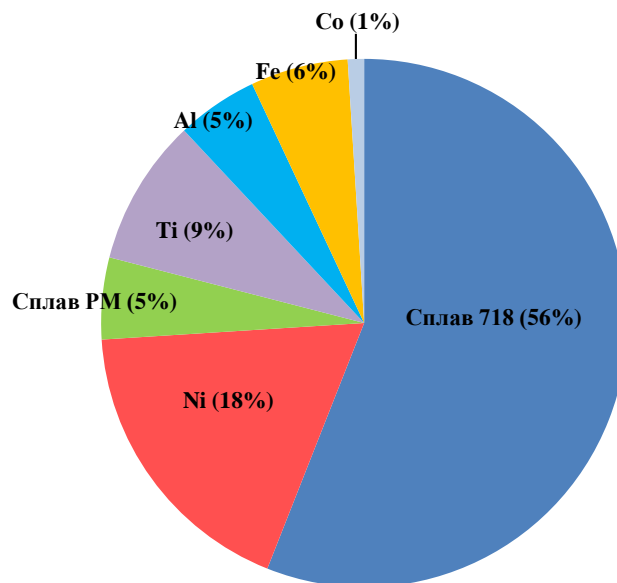


Рис. 5. Материалы, используемые фирмой «Дженерал Электрик» [12]

Статистические данные показывают, что среди материалов авиационного назначения, использованных фирмой «Дженерал электрик» в 2000 г., наиболее часто применялся сплав Inconel 718 [12].

Как упоминалось ранее, сплавы на основе никеля чаще всего являются предпочтительным материалом в более горячих зонах двигателей (несмотря на их относительно высокую плотность), таких как последние ступени компрессора высокого давления (КВД), турбины высокого (ТВД) и низкого давления (ТНД). Для них долговечность при малоцикловой усталости и рост усталостных трещин являются наиболее важными характеристиками [9]. Для лопаток ТВД стойкость к окислению также является важным свойством материала [13].

Для изготовления дисков турбины чаще всего используют материал Inconel 718 [14, 15], который производят методами порошковой металлургии. На рис. 6 представлена типичная микроструктура фазы [9]. Кроме сплава Inconel 718 возможно использование таких сплавов, как LC Astroloy и Rene 95 [14]. Есть несколько причин в пользу выбора порошковой металлургии вместо обычного литья, в том числе: данная технология минимизирует сегрегацию элементов, что делает сплавы более однородными; детали из некоторых сплавов не могут быть получены обычными методами; наряду с другими преимуществами порошковая металлургия позволяет в большей степени изготовить детали определенной формы, уменьшая потребность в механической обработке и сырье.

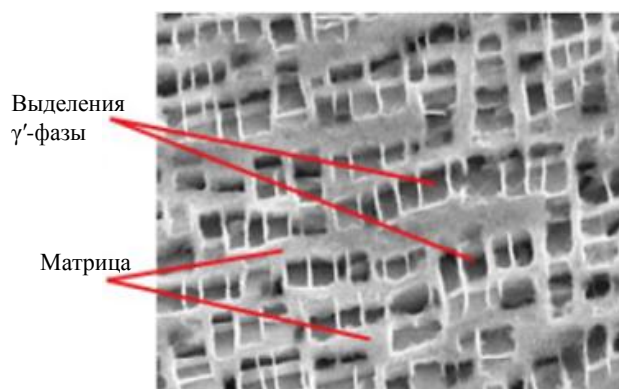


Рис. 6. Матрица  $\gamma$ - и  $\gamma'$ -выделений [15]

Для тех деталей, в которых сопротивление ползучести имеет огромное значение (например, кромки лопасти турбины) применяют монокристаллическое литье с использованием таких сплавов, как CMSX4, DMS4 и TMS196 (последний сплав способен выдерживать температуры до  $\sim 1140$  °С (табл. 7) [14]), устраняя высокоугловые границы зерна и таким образом предотвращая ползучесть, возникающую из-за граничного скольжения зерна [13, 16], а также устраняя необходимость упрочнения границ зерен легирующими элементами в сплаве, что при создании новых поколений монокристаллических суперсплавов с улучшенным сопротивлением ползучести приводит к увеличению их плотности вследствие увеличения содержания тугоплавких элементов и снижения содержания хрома в сплавах новых поколений [17, 18].

Тем не менее исследованы новые монокристаллические суперсплавы с более низкой плотностью ( $\sim 8,5$  г/см<sup>3</sup>) [17]. Поскольку отливать монокристаллы довольно дорого, детали, для которых сопротивление ползучести не так важно (в более холодных частях ТВД и ТНД), достаточно изготавливать из направленно кристаллизованных сплавов (сплавы, отлитые с границами зерен параллельно направлению нагрузки), таких как PWA1422 и DMD4 (табл. 7) [14], так как они стоят дешевле [16]. Лопатки, работающие длительное время при повышенных температурах, часто производили путем дисперсного упрочнения оксидами суперсплавов, таких как Inconel MA 754 [14].

Материалы на основе никелевых суперсплавов для современных ГТД

Сплав	Состав сплава
LC Astroloy	56,5Ni+15Cr+15Co+5,25Mo+3,5Ti+4,4Al+0,06C+0,03B+0,06Zr
Rene 95	61Ni+14Cr+8Co+3,5Mo+3,5W+3,5Nb+2,5Ti+3,5Al+0,16C+0,01B+0,05Zr
CMSX4	61,7Ni+6,5Cr+9Co+0,6Mo+6W+3Re+6,5Ta+0,1Hf+1Ti+5,6Al
DMS4	67Ni+2,4Cr+4Co+5,5W+6,5Re+9Ta+0,1Hf+0,3Nb+5,2Al
TMS196	59,7Ni+4,6Cr+5,6Co+2,4Mo+5W+6,4Re+5,6Ta+0,1Hf+5,6Al+5Ru
PWA1422	59,2Ni+9Cr+10Co+12W+1,5Hf+1Nb+2Ti+5Al+0,1Zr+0,14C+0,015B
DMD4	66,8Ni+2,4Cr+4Co+5,5W+6,5Re+8Ta+1,2Hf+0,3Nb+5,2Al+0,07C+0,01B
Inconel MA 754	78Ni+20Cr+1Fe+0,05C+0,3Al+0,5Ti+0,6Y <sub>2</sub> O <sub>3</sub>

### Композиционные материалы с интерметаллидным упрочнением

В области авиадвигателестроения наибольший интерес представляют интерметаллиды алюминия совместно с алюминидами титана или никеля, при этом основное внимание уделяется соединениям  $\gamma$ -TiAl и  $\beta$ -NiAl. Эти сплавы имеют довольно низкую плотность по сравнению с обычными суперсплавами, в основном из-за большего содержания алюминия. Высокое содержание алюминия также приводит к хорошей устойчивости к окислению. Упорядоченная структура интерметаллидов обеспечивает им достаточно высокую температуру плавления и они обладают сравнительно хорошим сопротивлением ползучести, однако только в определенных температурных интервалах [14, 19]. Тем не менее интерметаллиды обладают рядом недостатков, включая (но не ограничиваясь ими) высокую чувствительность свойств к составу (необходимость образования интерметаллидной фазы), определенную хрупкость при температурах  $<650$  °С – для  $\gamma$ -TiAl и  $1000$  °С – для  $\beta$ -NiAl [19], что в свою очередь приводит к снижению рабочих характеристик материала [19].

Несмотря на то, что соединение  $\beta$ -NiAl на первый взгляд выглядит подходящим материалом для изготовления деталей турбины, подвергающихся воздействию температур  $1100$ – $1600$  °С, оно нигде не используется – в основном из-за вышеупомянутых хрупкости и низкой технологичности [19].

### Композиционные материалы на основе тугоплавких металлов и их сплавов

Промышленное производство металлических молибдена и вольфрама, а также их применение в электроламповой и электровакуумной технике началось еще в 1909–1910 гг., когда был разработан металлокерамический способ получения компактного молибдена из порошка и освоена технология приготовления из спеченного металла тонких проволок и другой арматуры электрических ламп [20].

Исследования по созданию жаропрочных молибденовых сплавов представляют собой разработку дисперсноупрочненных металлокерамических композиций, которые обладают сравнительно низкой пластичностью и технологичностью, а также литых деформированных и модифицированных сплавов, обладающих одновременно высокими прочностными свойствами и относительно неплохой пластичностью. При создании дисперсноупрочненных композиций методом порошковой металлургии встретились большие трудности из-за выбора подходящих тугоплавких соединений и равномерного распределения их в молибденовой матрице. Дисперсноупрочняющие частицы в молибденовых сплавах при спекании их склонны к растворению, диссоциации и укрупнению при высоких температурах.

По данным работы [20], наиболее устойчивыми дисперсноупрочняющими частицами в молибдене являются оксиды циркония и гафния, а также нитрид алюминия.

Добавки этих частиц активизируют процесс спекания спрессованного молибденового порошка и сильно повышают пределы прочности и текучести сплава, но в не меньшей степени снижают его пластичность и технологичность [21].

В настоящее время молибденовые сплавы применяются для изготовления деталей самолетов, ракет и космических аппаратов, работающих при высоких температурах и напряжениях. Сплавы TZC и TZM используют для изготовления сопел (рис. 7), передних кромок летательных аппаратов, рулей направления, панелей тепловой защиты, сотовых конструкций и различных деталей для крепления [20].

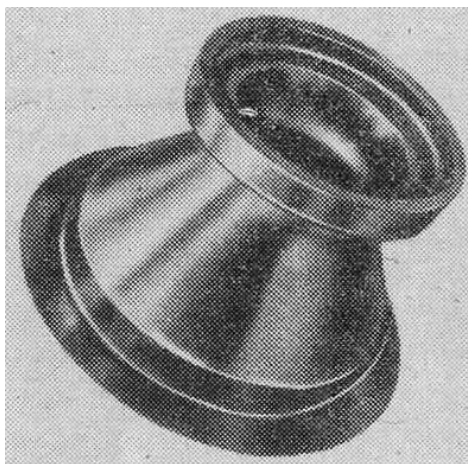


Рис. 7. Реактивное сопло из сплава TZM [20]

Применение композиционных материалов на основе молибдена в качестве инструментальных материалов при горячей обработке сталей и сплавов давлением обусловлено их высокой прочностью и твердостью при повышенных температурах, наряду с хорошими теплофизическими свойствами [20].

Одной из возможных и важных областей применения молибденовых сплавов в последнее время считают использование их в виде тонкой высокопрочной проволоки как армирующего волокна в композиционных материалах. По удельной прочности такая проволока при температуре до 1100 °С превосходит проволоку из других тугоплавких металлов и сплавов [20].

Но особенно важным и перспективным считается применение молибдена в атомной технике. В настоящее время в ряде стран планируется строительство газоохлаждаемых высокотемпературных реакторов с гелиевыми газовыми турбинами. В качестве материала для лопаток гелиевых турбин (рис. 8), работающих при температурах 900–1000 °С, планируется использовать композиционный материал марки TZM, который имеет высокие параметры прочности и сопротивления усталости при повышенных температурах. Поскольку в данной среде не требуется защитных покрытий от окисления, молибден в данном случае находится вне конкуренции с другими материалами [20].

При строительстве энергетических реакторов жаропрочные молибденовые сплавы и композиты с молибденовой матрицей без защитных покрытий рассматриваются как наиболее стойкие оболочки ТВЭЛов в натриевом теплоносителе, поскольку у молибдена относительно низкое сечение захвата нейтронов [20] и высокая радиационная и коррозионная стойкость.

Достаточно перспективно применение сплавов и композитов на основе молибдена в будущих термоядерных реакторах (ТЯР), поскольку эти сплавы, наряду с высокой

прочностью и сопротивлением усталости при высоких температурах, обладают хорошими теплофизическими свойствами, не охрупчиваются при действии водорода и не активируются при облучении. Это обстоятельство очень важно, так как стенка blankets термоядерного реактора должна работать при максимальной температуре (~1000 °C) в условиях циклического нагрева, когда на нее воздействуют потоки нейтронов и заряженных частиц [20].

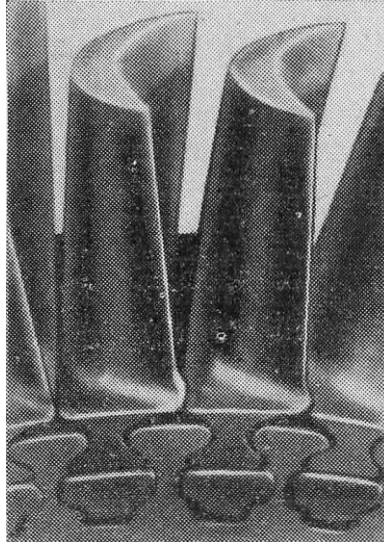


Рис. 8. Турбинные лопатки из сплава TZM после испытания в парах калия при температуре 750 °C в течение 3000 ч [20]

В работе [22] исследованы уровень и анизотропия прочностных свойств в продольном и поперечном направлениях в деформированных прутках из композиционных материалов на основе вольфрама, молибдена и ниобия. Установлено, что уровень свойств повышается с увеличением содержания вольфрама в составе материала; анизотропия свойств больше в композициях на основе вольфрама, чем в композициях на основе молибдена. В работе [23] авторами изучены механические свойства крупногабаритных полуфабрикатов (диаметром – до 70 мм, размером штабиков 67×73 мм) из промышленных дисперсноупрочненных материалов на основе Mo, W и Mo–W отечественного производства, а также псевдосплавов систем Mo–Cu, Mo–W–Cu и W–Cu. В работе [24] установлена высокая эффективность упрочнения экструдированного порошкового молибдена диборидом циркония (0,5–2% (по массе))  $ZrB_2$ , которая реализуется в области температур активной рекристаллизации (1400–1600 °C). Авторы установили, что в порошковых композициях Mo– $ZrB_2$  в процессе спекания в результате твердорастворных реакций формируется оксидная ( $ZrO_2$ ) и боридная ( $Mo_2B$ ) фазы, повышающие прочность молибдена по механизму дисперсионного упрочнения. В работе [25] исследовано влияние добавок нитридов Ti, Zr, Hf и Nb в количестве 2% (по массе) на технологические и механические свойства спеченных композиций вольфрама и молибдена. Выявлены изменения химического и фазового состава композиций пресованных образцов после спекания в проточном водороде. Установлены температурные интервалы эффективного упрочнения композиций на основе молибдена и вольфрама добавками нитридов.

Зарубежные исследователи также уделяют внимание получению композиционных материалов на основе тугоплавких металлов и сплавов. В работе [26] авторы с помощью электроискрового плазменного спекания и последующего отжига получали композиционный материал на основе молибдена, упрочненный частицами TiC.

В результате авторы получили материал с плотностью 97–98% от теоретической. В работе [27] с использованием технологии порошковой металлургии получен и исследован композиционный материал La–TZM. Авторы добавляли  $\text{La}_2\text{O}_3$  в твердой фазе к порошку композиции на основе молибдена TZM, далее проводили операции спекания, горячей, теплой и холодной прокатки, что позволило увеличить предел прочности и относительное удлинение материала. В работе [28] исследована термическая стабильность и механические свойства дисперсноупрочненного частицами HfC композиционного материала на основе вольфрама. Для компактирования материала авторы использовали методы электроимпульсного плазменного спекания иковки. В результате исследований установлено, что кованный композиционный материал на основе вольфрама обладает лучшей термической стабильностью, теплопроводностью и более высокими показателями механических свойств по сравнению с композицией, полученной электроимпульсным плазменным спеканием.

Авторы работ [29–32] особо выделяют естественный композиционный материал на основе системы Nb–Si как один из перспективных материалов для работы в температурном интервале 1200–1400 °C. Для дополнительного легирования композита системы Nb–Si хорошо себя зарекомендовали титан и гафний, которые способствуют повышению сопротивления окислению и ударной вязкости, а также прочности. Алюминий в *in-situ* композитах системы Nb–Si способствует образованию фазы Лавеса, а хром ее стабилизирует и повышает жаростойкость материала [29]. Для подавления точечной коррозии при средних температурах (800–900 °C) эти материалы легируют небольшим количеством олова и германия. Для получения направленных композитов системы Nb–Si используют вакуумную плавку. В работах [29, 30] рассмотрены основные способы получения дисперсноупрочненных композитов системы Nb–Si и используемое оборудование, особое внимание уделено механическому легированию. Авторы работ [29, 30] делают выводы, что для промышленного применения предпочтительнее использовать аттриторы и вибромельницы, для научно-исследовательской работы – планетарные мельницы. В работе [31] описан положительный опыт получения высокотемпературного композиционного материала на основе ниобия методом механохимического синтеза, определены технологические свойства гранул. В работе [32] авторы исследовали микроструктуру и фазовый состав композита системы Nb–Si–Ti, оценили влияние технологической примеси железа на твердость и плотность образцов, установили оптимальную продолжительность процесса механического легирования.

Различные технологии получения композиционных материалов сформировались в результате попыток оптимизировать их структуру и механические свойства [33]. Существуют твердофазные, жидкофазные или газофазные методы получения МКМ.

К твердофазным методам получения, как правило, относят прессование и спекание, горячее прессование, прокатку и диффузионную сварку [33]. Для получения композитов с металлической матрицей твердофазными методами в основном используют технологии порошковой металлургии. Твердофазный процесс проходит при меньших температурах (обычно температура спекания составляет  $(0,7–0,9)T_{\text{пл}}$  матричного металла) по сравнению с жидкофазным, и реакции между составляющими композиции минимизированы. Жидкофазный метод значительно проще в реализации для материалов с невысокой температурой плавления, таких как алюминий. К основным недостаткам жидкофазного метода можно отнести трудности в равномерном распределении упрочняющей фазы и получении однородной матричной структуры [33]. Кроме того, при более высоких температурах, используемых при жидкофазном процессе, могут создаваться условия, благоприятствующие протеканию взаимодействия между матрицей и упрочнителем. Другим недостатком жидкофазного процесса считают ограничение

количества упрочняющей добавки. Несмотря на то, что металл находится в расплавленном состоянии, его начальная вязкость будет повышаться при добавлении к нему упрочнителя, что может вызвать трудности при заполнении сложных форм. Большой проблемой считают различие в плотности матрицы и упрочнителя, что способствует образованию сегрегаций в процессе получения материала. Тем не менее жидкофазные процессы находят достаточно широкое применение в производстве МКМ [33].

Процесс инфильтрации жидким металлом очень хорошо подходит для получения композитов с высоким содержанием упрочняющей фазы – например, когда из прочной фазы необходимо создать каркас. Инфильтрация жидкой фазой является одним из наиболее экономичных и гибких процессов получения МКМ. Зачастую этот процесс используют для композиций из металлов с низкой или средней температурой плавления, таких как алюминий или медь. Для процесса получения композиционных материалов методом инфильтрации или пропитки большое значение имеет смачиваемость твердой фазы жидкой фазой.

Методом направленной кристаллизации из жидкого расплава получают эвтектические композиционные материалы. В этом случае структура материала создается естественным путем в процессе кристаллизации расплава эвтектического состава, а не за счет искусственного введения второй фазы. Отличительной особенностью этого метода является то, что материал формируется за одну операцию [33].

В случае, когда недопустимо взаимодействие армирующего материала и матрицы, применяют газофазные методы получения композиций. Газофазные методы получения композиционных материалов делятся на газотермическое распыление и осаждение металла из газовой фазы. В процессе напыления или осаждения на поверхности материала формируется тонкий слой. Указанные методы в основном предназначены для нанесения покрытий [34].

Технологии, основанные на порошковой металлургии (технология прямого лазерного спекания, порошковое литьевое формование, электроискровое плазменное спекание и др.), рассматриваются для производства деталей с размерами, близкими к заданным; и со специально заданной микроструктурой. Некоторые из этих технологических схем исследовались на европейском уровне в проекте HYSOP [35] с разработкой эффективных систем покрытий на основе многослойных ЕВС-покрытий (Environmental Barrier Coatings). Кроме описанных ранее способов консолидации распространение получают порошковое литьевое формование и прямое лазерное спекание. Порошковое литьевое формование (PIM), также называемое литьем под давлением металла (MIM), является адаптированным процессом, сочетающим процессы порошковой металлургии и пластмассового литья под давлением для производства металлов, керамических и тугоплавких металлических изделий [35]. Для металлургии коммерческий интерес представляет производство больших количеств деталей сложной формы при относительно низкой стоимости. Детали по технологии PIM обычно могут изготавливаться с высокой точностью из различных материалов. После операции формования связующее удаляют растворителем и/или термически перед спеканием порошковой детали. Для достижения достаточной текучести исходного сырья необходимо использовать мелкодисперсные порошки, обычно размером  $<5$  мкм. Предпочтительны порошки сферической, а не осколочной формы. Многие производители оборудования для PIM разрабатывают свое собственное сырье, патентуя состав как интеллектуальную собственность. Технология PIM использовалась для изготовления газотурбинных лопаток в проекте HYSOP [36], целью которого является разработка решений для производства легких высокотемпературных компонентов турбины из композиционных материалов систем Nb–Nb<sub>5</sub>Si<sub>3</sub> и Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>–MoSi<sub>2</sub> с плотностью  $<(6,5–7,0)$  и  $<5,6$  г/см<sup>3</sup> соответственно, а также разработка

новых систем покрытий для них (защита от окисления, водяного пара и технологии CMAS для измерения общей и локальной коррозии). В ходе проекта HYSOP лопатки и лопасти турбины изготавливали из распыленного газом порошка силицида ниобия (Nb–4Si–45Ti–6Al–5Cr–Hf) с помощью HIP-капсулы, изготовленной селективным лазерным сплавлением металлического порошка (SLM) [37].

В последнее время неуклонно продолжает расти интерес исследователей к технологиям послойного синтеза изделий из различных материалов. В работе [37] методом SLM получали образцы сплава системы (% атомн.) Nb–18Si–24Ti–2Cr–2Al–2Hf. Результаты исследований показали, что при использовании аддитивной технологии SLM может быть достигнута ультратонкая микроструктура образцов. После окисления при 1250 °С в течение 50 ч прирост массы образцов сплава на основе системы Nb–Si, полученных SLM и вакуумной индукционной плавкой (VIM), составил 96,48 и 198,91 мг/см<sup>2</sup> соответственно. По сравнению со сплавом VIM, сплав SLM показал более низкую кинетическую скорость окисления, формирование более компактного оксидного слоя без сколов, состоящего из оксидов TiO<sub>2</sub> и CrNbO<sub>4</sub> с подслоем SiO<sub>2</sub>. Улучшение стойкости к окислению объясняют микроструктурными особенностями образцов. Многокомпонентный композиционный материал системы Nb–Si с однородной структурой (Nb–22Si–26Ti–2Al–6Cr–3Hf) успешно получен прямым лазерным спеканием (DLF). Технология DLF считается технологией быстрого прототипирования, позволяющей формировать слоистую сетчатую структуру деталей со сложной геометрической формой [38].

### Заключения

1. Для работы при температурах до 1400 °С хорошо зарекомендовали себя МКМ на основе никеля и железа. Если рабочие температуры составляют 1600 °С и более, то в этих условиях хорошо зарекомендовали себя композиты с матрицей из тугоплавких металлов и сплавов.

2. Композиты на основе никеля и железа сохраняют свою работоспособность в окислительных средах. Композиты на основе тугоплавких металлов работоспособны в восстановительной среде, а в окислительной – требуют дополнительной защиты.

3. Карбиды, бориды, нитриды Hf, Ti, Zr и Nb в отличие от оксидов Hf, Ti, Zr и Y термически нестабильны в порошкообразном состоянии. В результате чего в композитах с матрицей из тугоплавких металлов реализуется оксидное упрочнение. Поэтому предпочтение карбидам, нитридам и боридам следует отдавать в случае необходимости рафинирования матрицы.

4. В случае реализации дисперсного упрочнения оксидами (Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, Zr<sub>2</sub>O<sub>3</sub>) в композитах на основе вольфрама и молибдена предпочтение следует отдавать оксидам иттрия и циркония.

5. Количество исследований в области получения композиционных материалов методами аддитивных технологий весьма ограничено, однако это направление представляется весьма перспективным.

### Библиографический список

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. Kablov E.N., Svetlov I.L., Neiman A.V., Min P.G., Karachevtsev F.N., Karpov M.I. High-temperature composites based on the Nb–Si system reinforced with niobium silicides // Inorganic Materials: Applied Research. 2017. Vol. 8. No. 4. P. 609–617.

3. 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.
4. Каблов Е.Н. Из чего сделать будущее? Материалы нового поколения, технологии их создания и переработки – основа инноваций // *Крылья Родины*. 2016. №5. С. 8–18.
5. Портной К.И., Бабич Б.Н. *Успехи современного металловедения*. М.: Металлургия, 1974. 200 с.
6. Костиков В.И., Варенков А.Н. *Сверхвысокотемпературные композиционные материалы*. М.: Интермет Инжиниринг, 2003. 506 с.
7. Портной К.И., Салибеков С.Е., Светлов И.Л., Чубаров В.М. *Структура и свойства композиционных материалов*. М.: Машиностроение, 1979. 255 с.
8. Structural applications of mechanical alloying // *Proceedings of an ASM International Conference*. 1990. 320 p.
9. Campbell F.C. *Manufacturing Technology for Aerospace Structural Materials*. Amsterdam: Elsevier, 2006. 616 p. DOI: 10.1016/B978-1-85617-495-4.X5000-8.
10. Shallman R.E., Bishop R.J. Modern Alloy Developments // *Modern Physical Metallurgy and Materials Engineering*. 6<sup>th</sup> ed. Oxford: Butterworth-Heinemann, 1999. P. 305–308. URL: <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/B9780750645645500094> (дата обращения: 12.05.2020).
11. Svensson D.O. High Entropy Alloys: Breakthrough Materials for Aero Engine Applications?: diploma work. Gothenburg: Chalmers University of Technology, 2014. 70 p.
12. Schafrik R.E., Ward D.D., Groh J.R. Application of alloy 718 in GE aircraft engines: past, present and next five years // *Proceedings of the International Symposium on Superalloys 718, 625, 706 and various derivatives*. 2001. URL [http://www.tms.org/superalloys/10.7449/2001/superalloys\\_2001\\_1\\_11.pdf](http://www.tms.org/superalloys/10.7449/2001/superalloys_2001_1_11.pdf) (дата обращения: 12.05.2020).
13. Williams J.C., Starke Jr. E.A. Progress in structural materials for aerospace systems // *Acta Materialia*. 2003. Vol. 51 (19). P. 5775–5799. URL <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S1359645403005020> (дата обращения: 12.05.2020).
14. Muktinatalapati N.R. Materials for gas turbines – an overview // *Advances in Gas Turbine Technology*. URL: <http://cdn.intechopen.com/pdfs-wm/22905.pdf> (дата обращения: 12.05.2020).
15. Group R.W. Turbine blade metallurgy. 2014. URL: <http://www.rwggroup.com/index/turbine-blade-metallurgy> (дата обращения: 12.05.2020).
16. Pollock T.M., Tin S. Nickel-based superalloys for advanced turbine engines: chemistry, microstructure and properties // *Journal of propulsion and power*. 2006. Vol. 22 (2). P. 361–374. URL: <http://arc.aiaa.org/doi/abs/10.2514/1.18239> (дата обращения: 12.05.2020).
17. MacKay R., Gabb T., Smialek J., Nathal M. A new approach of designing superalloys for low density // *Journal of The Minerals*. 2010. Vol. 62 (1). P. 48–54. DOI: 10.1007/s11837-010-0011-0.
18. Caron P., Khan T. Evolution of Ni-based superalloys for single crystal gas turbine blade applications // *Aerospace Science and Technology*. 1999. Vol. 3 (8). P. 513–523.
19. Lasalmonie A. Intermetallics: Why is it so difficult to introduce them in gas turbine engines? // *Intermetallics*. 2006. Vol. 14 (10–11). P. 1123–1129. URL: <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0966979506000835> (дата обращения: 12.05.2020).
20. Емельянов В.С., Евстюхин А.И., Шулепов В.И. и др. *Молибден в ядерной энергетике*. М.: Атомиздат, 1977. 160 с.
21. Батиенков Р.В., Ефимочкин И.Ю., Колышев С.Г., Худнев А.А. Влияние термической обработки на структуру и механические свойства сплава системы Mo–Ti–Zr–C, полученного электроимпульсным плазменным спеканием // *Труды ВИАМ: электрон. науч.-техн. журн*. 2020. №4–5 (88). Ст. 01. URL: <http://viam-works.ru> (дата обращения: 01.06.2020). DOI: 10.18577/2307-6046-2020-0-45-3-12.
22. Ершова И.О. *Физико-механические свойства промышленных тугоплавких сплавов // Цветные металлы*. 1997. №7. С. 49–54.

23. Ершова И.О., Манегин Ю.В. Порошковые тугоплавкие материалы для высокотемпературной техники // Цветные металлы. 1998. №3. С. 36–39.
24. Ершова И.О., Федотенкова О.Б. Влияние режимов экструзии и отжига на механические свойства порошковых сплавов системы Mo–Zr–W // Материаловедение и термическая обработка металлов. 2000. №7. С. 13–19.
25. Ершова И.О. Влияние нитридов тугоплавких металлов на свойства спеченного вольфрама и молибдена // Материаловедение и термическая обработка металлов. 2003. №2. С. 26–30.
26. Ohser-Wiedemann R., Weck Ch., Martin U. et al. Spark plasma sintering of TiC partial-reinforced molybdenum composites // International Journal Refractory Metals and Hard Materials. 2012. Vol. 32. P. 1–6.
27. Hu P., Wang K., He H. et al. Preparation and properties of La–TZM alloy plates // Applied Mechanics and Materials. 2013. Vol. 320. P. 350–353.
28. Wang Y.K., Miao S., Xie Z.M. et al. Thermal stability and mechanical properties of HfC dispersion strengthened W alloys as plasma-facing components in fusion devices // Journal of Nuclear Materials. 2017. Vol. 492. P. 260–268.
29. Гращенков Д.В., Щетанов Б.В., Ефимочкин И.Ю. Развитие порошковой металлургии жаропрочных материалов // Все материалы. Энциклопедический справочник. 2011. №5. С. 13–26.
30. Гращенков Д.В., Щетанов Б.В., Ефимочкин И.Ю. Развитие порошковой металлургии жаропрочных материалов // Все материалы. Энциклопедический справочник. 2011. №6. С. 10–22.
31. Гращенков Д.В., Щетанов Б.В., Ефимочкин И.Ю., Севостьянов Н.В. Композиционные материалы на основе тугоплавких металлов // Конструкции из композиционных материалов. 2016. №4. С. 16–22.
32. Ефимочкин И.Ю., Щетанов Б.В., Паэгле С.В., Дворецков Р.М. Исследование особенностей механического легирования при синтезе *in-situ* композитов на основе тугоплавких металлов // Труды ВИАМ: электрон. науч.-техн. журн. 2018. №4 (64). Ст. 05. URL: <http://viam-works.ru> (дата обращения: 01.06.2020). DOI: 10.18577/2307-6046-2018-0-4-38-50.
33. Balasubramanian M. Composite materials and processing. LLC CRC Press, 2014. 648 p.
34. Ковтунов А.И., Мямин С.В., Семистенова Т.В. Слоистые композиционные материалы: электрон. учеб. пособие. Тольятти: Изд-во ТГУ, 2017. 1 эл. опт. диск.
35. Seemüller H.C.M. Evaluation of Powder Metallurgical Processing Routes for Multi-Component Niobium Silicide-Based High-Temperature Alloys // Materials Science. 2016. DOI: 10.5445/IR/1000054464.
36. Goulon J.-M. Hybrid Silicide-Based Lightweight Components for Turbine and Energy Applications: Final Report Summary. URL: <https://cordis.europa.eu/project/id/266214> (дата обращения: 20.10.2019).
37. Yueling Guo, Lina Jia, Bin Kong et al. Improvement in the oxidation resistance of Nb–Si based alloy by selective laser melting // Corrosion Science. 2017. Vol. 127. P. 1–10.
38. Dicks R., Wang F., Wu X. The manufacture of a niobium/niobium-silicide-based alloy using direct laser fabrication // Journal of Materials Processing Technology. 2009. Vol. 209. P. 1752–1757. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2008.04.042.