УДК 669.85

Е.Н. Каблов, О.Г. Оспенникова, А.В. Вершков

РЕДКИЕ МЕТАЛЛЫ И РЕДКОЗЕМЕЛЬНЫЕ ЭЛЕМЕНТЫ – МАТЕРИАЛЫ СОВРЕМЕННЫХ И БУДУЩИХ ВЫСОКИХ ТЕХНОЛОГИЙ

Рассматриваются различные аспекты применения редких металлов и редкоземельных элементов (РЗЭ) при разработке новых авиационных материалов. Приведены результаты исследований по влиянию РЗЭ на конструкционные свойства разных классов авиационных материалов: алюминиевых сплавов, литейных и деформируемых жаропрочных сплавов, жаростойких и теплозащитных покрытий, магнитотвердых материалов, высокопрочных конструкционных сталей. Сделан вывод о необходимости восстановления и опережающего развития редкоземельной промышленности России и сформулированы основные элементы государственной поддержки этой задачи.

Ключевые слова: *редкоземельные элементы, редкие металлы, алюминиевые сплавы, литейные жаропрочные сплавы, деформируемые жаропрочные сплавы, жаростойкие и теплозащитные покрытия, магнитотвердые материалы.*

The article is devoted to various aspects of the application of rare metals and rare-earth elements (REE) in the development of new aviation materials. The results of studies on the effect REE on structural properties of various classes of aviation materials: aluminum alloys, casting and wrought superalloys, heat-resistant and heat-protective coatings, magnetically hard materials, high-strength structural steels are presented. The conclusion is made about the need of restoration and advanced development of rare-earth industry of Russia and basic elements of the state support of this task are formulated.

Key words: *rare-earth elements, rare metals, aluminum alloys, high-temperature casting alloys, wrought superalloys, heat-resistant and thermal protective coatings, magnetically hard materials.*

В настоящее время в соответствии с требованиями научно-технического прогресса сохраняется устойчивый рост потребления и производства редкоземельных элементов (РЗЭ). Объемы производства и потребления РЗЭ в промышленно развитых странах мира уже на протяжении нескольких десятилетий являются показателями экономического развития и национальной безопасности. Поэтому возрождение российской промышленности в области производства РЗЭ – одна из важнейших задач современной российской экономики.

Редкоземельные элементы находят все более широкое применение в авиационных материалах. В качестве примера рассмотрим *легкие сплавы на основе алюминия*.

Редкоземельные элементы вносят определенный вклад в изменение структуры и свойств алюминиевых сплавов. Поскольку растворимость РЗЭ в алюминии предельно мала, то в сплавы редко добавляют >0,5% (по массе), но уже и эти малые добавки могут существенно повысить свойства алюминиевых сплавов. Наиболее исследованной легирующей добавкой для алюминиевых сплавов является скандий [1, 2]. При введении скандия измельчается литая структура – он лишь немногим уступает по своему модифицирующему действию титану, который традиционно используют в качестве модификатора при литье. Скандий образует с алюминием фазу Al_3Sc размером 10÷30 нм, которая вносит вклад в упрочнение. Это упрочнение может достигать 30–50% от уровня предела текучести основного материала, что особенно характерно для термически неупрочняемых сплавов системы Al–Mg (рис. 1). Все алюмнийлитиевые сплавы последнего поколения содержат в своем составе скандий, что обеспечивает повышение их свойств, при этом скандий не ухудшает коррозионные свойства и свариваемость материалов. Скандий и другие РЗЭ эффективно блокируют процессы рекристаллизации в алюминиевых сплавах. Введение небольшого количества РЗЭ позволяет уменьшить средний размер зерна, а в сплавах некоторых систем полностью сохранить нерекристаллизованную структуру. С этой точки зрения наиболее эффективно вводить скандий совместно с цирконием.

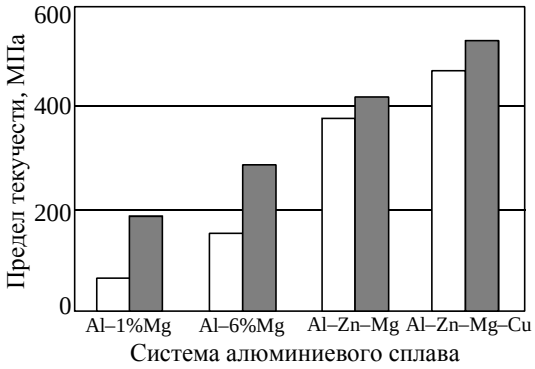

Рис. 1. Влияние скандия (□) на предел текучести алюминиевых сплавов (■ – сплав без скандия)

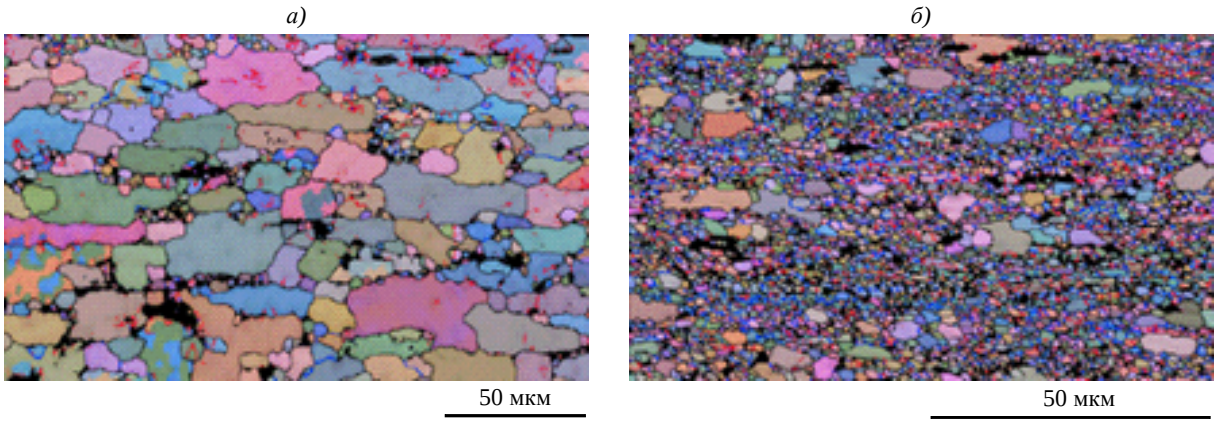

Рис. 2. Изменение кристаллической структуры (*а* – без иттрия) при введении иттрия (*б*)

Церий используется в алюминиевой промышленности в качестве рафинирующей добавки. Многие промышленные сплавы при плавке слитков рафинируются церием или миш-металлом, содержащим церий и другие РЗЭ, что положительно влияет на конечное качество слитка.

Одним из перспективных РЗЭ для введения в алюминий является иттрий [3]. Его влияние на алюминий изучено не до конца, но на данном этапе ясно, что путем образования дисперсоидов с алюминием он также является барьером для рекристаллизации (рис. 2). В жаропрочных сплавах систем Al–Cu и Al–Cu–Mg иттрий обеспечивает повышение длительных характеристик на 10–15%.

Следующий пример – использование *РЗЭ в жаропрочных сплавах*.

Известно, что, наряду с рафинированием металла в процессе выплавки и получением отливок для авиационных ГТД, имеется другой, не менее эффективный, технологический метод повышения свойств литейных жаропрочных сплавов – микролегирование РЗЭ (церием, иттрием, лантаном, скандием) [4, 5].

На основании проведенных исследований и полученных экспериментальных данных в ВИАМ создана современная технология микролегирования литейных жаропрочных никелевых сплавов РЗЭ при получении отливок с равноосной, направленной и монокристаллической структурами. Данная технология предусматривает выбор наиболее эффективных микродобавок РЗЭ и их оптимальных количеств, а также способа их введения в металл.

Необходимо отметить двойную роль легирующих добавок РЗЭ в литейных жаропрочных сплавах. С одной стороны, РЗЭ являются эффективными рафинирующими добавками, поскольку, вследствие своей высокой химической активности, они нейтрализуют вредное влияние примесей кислорода и серы, образуя с ними тугоплавкие химические соединения. С другой стороны, они как поверхностно-активные элементы располагаются на поверхностях раздела фаз (границы зерен, границы блоков, межфазные границы (γ/γ′)-фаз и др.), упрочняют эти поверхности и задерживают развитие на них диффузионных процессов. Поэтому РЗЭ оказывают положительное влияние на структурную стабильность сплавов, уменьшают их ликвационную неоднородность, предотвращают образование вредных структурных составляющих (ТПУ фазы, μ-фазы и др.).

Введение РЗЭ в литейные жаропрочные сплавы, отливаемые как методом равноосной кристаллизации, так и методом монокристаллического литья, позволяет дополнительно повысить основные характеристики сплавов:

– долговечность при температурах 1000–1100°С – в 1,5–2 раза, а для сплавов на основе интерметаллидов – в 2–3 раза. Особенно эффективно влияние РЗЭ на долговечность на больших базах испытаний (1000–1500 ч). На рис. 3 и 4 приведено влияние РЗЭ на жаропрочные свойства рений-рутенийсодержащего сплава ВЖМ4-ВИ и интерметаллидного ренийсодержащего сплава ВКНА25-ВИ [6];

– жаростойкость при рабочих температурах – в 1,5–2 раза (по изменению удельной массы). На рис. 5 и 6 приведено влияние РЗЭ на жаростойкость этих же сплавов. На рис. 7 показаны образцы из сплава ВЖМ4-ВИ без легирования и легированного после проведения испытаний на окисление на воздухе при 1100°С в течение 330 ч. Кроме того, введение РЗЭ позволяет также улучшить структуру отливок: получить в них карбиды металлов благоприятной глобулярной формы (вместо пластинчатых), измельчить дендритную структуру и уменьшить ликвацию легирующих элементов, замедлить процесс коагуляции упрочняющей γ′-фазы и растворение карбидов металлов под воздействием температур и напряжений, что повышает как механические характеристики, так и жаростойкость.

Разностороннее положительное влияние микродобавок РЗЭ позволяет совершенствовать существующие сплавы и создать новые сплавы для получения рабочих лопаток современных авиаци-

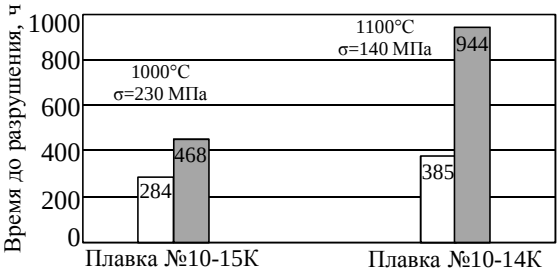

Рис. 3. Влияние РЗЭ на жаропрочность сплава ВЖМ4-ВИ двух плавок с содержанием лантана 0,1% (расчетн.) (□) и без лантана (■)

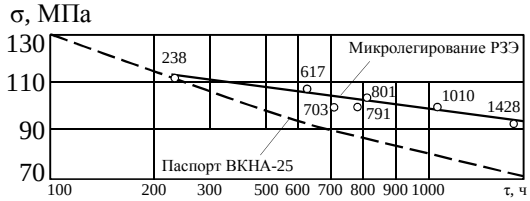

Рис. 4. Влияние РЗЭ на жаропрочные свойства сплава ВКНА-25-ВИ (МОНО <111>) при температуре 1100°С

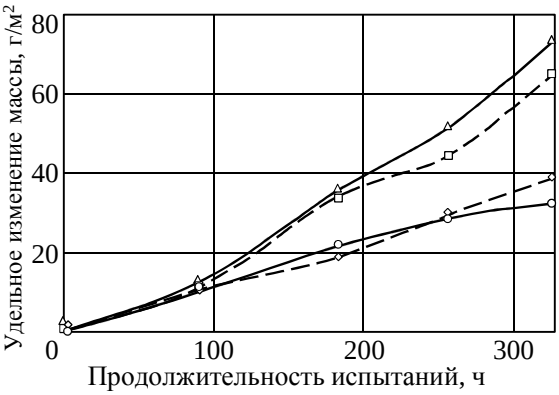

Рис. 5. Влияние РЗЭ на жаростойкость сплава ВЖМ4-ВИ (МОНО <001>) при температуре 1100°С в литом исходном состоянии с РЗЭ (○) и без (Δ) и после термообработки с РЗЭ (◊) и без (□)

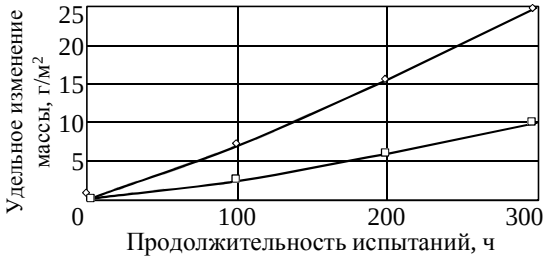

Рис. 6. Влияние микролегирования РЗЭ (□) на жаростойкость сплава ВКНА-25-ВИ (МОНО <111>) при температуре 1100°С (◊ – без РЗЭ)

а) *б)*

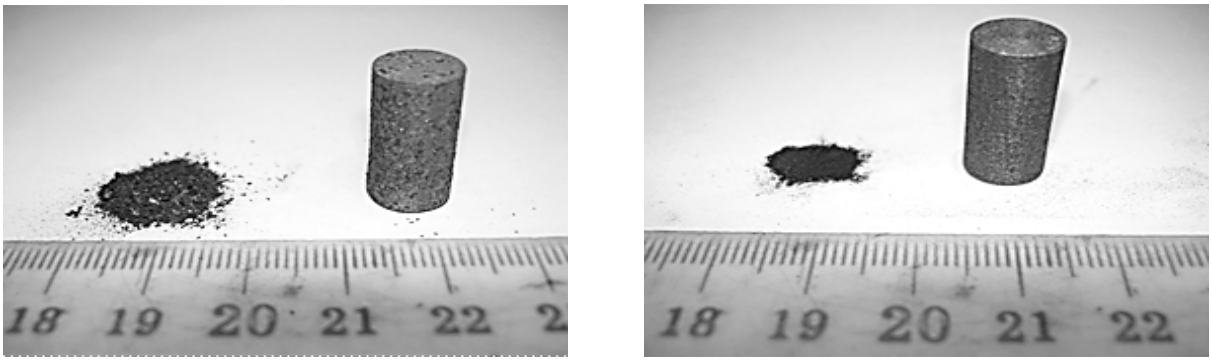

Рис. 7. Внешний вид образцов из сплава ВЖМ4-ВИ без РЗЭ (*а*) и с РЗЭ (*б*) в результате окисления на воздухе при 1100°С за 330 ч

онных ГТД с уникальным сочетанием различных свойств. Использование РЗЭ для легирования деформируемых жаропрочных сплавов также дает существенное повышение характеристик [7, 8].

Для деформируемых жаропрочных никелевых промышленных сплавов применяют комплексное микролегирование РЗЭ (лантаном, церием, неодимом) и скандием. В экспериментальных сплавах (ВЖ175У) дополнительно использовался празеодим.

При выплавке микродобавки измельчают зерно и модифицируют выделения карбидов; удаляют вредные примеси (серу, фосфор и др.) из расплава, с границ зерен и фаз, связывая их в мелкодисперсные соединения. При этом повышается технологичность сплава при последующей обработке давлением.

После деформации, при термической обработке, микродобавки также концентрируются на поверхностях раздела – границах зерен и упрочняющей фазы, измельчая γ′ и карбидные частицы.

На рис. 8 показано влияние добавок РЗЭ на структуру и свойства жаропрочного никелевого сплава типа ЭП975 (~60% γ′-фазы).

Изучалась структура поверхности гранул ø150 мкм, полученных методом вращающегося электрода. Видно модифицирующее влияние лантана при кристаллизации – измельчаются оси дендритов второго и третьего порядка. Кроме того, при одинаковых условиях распыления размер самих гранул при введении лантана снижается. Стабильность структуры сплава с лантаном выше: меньшее изменение отношения площади частиц γ′-фазы к их периметру после 1000 ч выдержки при 900°С.

Добавки скандия влияют на жаропрочность сплава типа ЭП975. При оптимальном его содержании время до разрушения при температурах испытания от 850 до 975°С увеличивается более чем на 50% (рис. 9).

Также на повышение рабочих температур современных ГТД направлено применение *жаростойких и теплозащитных покрытий*, наносимых на детали двигательных установок.

Жаростойкие покрытия формируются методом ионно-плазменного нанесения [9, 10]. Наиболее широко в этой технологии используется иттрий, он является важным компонентом сплавов системы Me–Cr–Al–Y (где Me – Ni, Co, Re, Hf и др.), а также сплавов системы Al–Si–Y. Наличие иттрия в жаростойких покрытиях способствует повышению адгезии защитной оксидной пленки при термоциклировании лопаток с покрытием, образующейся на поверхности покрытия при работе лопатки в области высоких температур (1000–1150°С). Исходный материал покрытия изготовляется в виде трубного катода ø180×140 мм и высотой 340 мм (масса катодов: ~25 кг на основе Ni, 11 кг – на основе Al). Содержание иттрия в никелевых катодах 0,3–0,6% (по массе), а в катодах на основе алюминия 1,1–2% (по массе). На рис. 10 и 11 приведены микроструктуры различных видов покрытий и график изменения жаростойкости сплава ЖС6У с покрытием и без.

Другим способом защиты лопаток от воздействия высоких температур являются *керамические теплозащитные покрытия* (ТЗП) [11, 12]. Такие покрытия формируются магнетронным среднечастотным осаждением керамических слоев. В этой технологии используются циркониевые мишени, содержащие иттрий и другие РЗЭ (Gd, Pr, Nd и пр.). Суммарное содержание РЗЭ в мишени на основе циркония достигает значений – до 15% (по массе). В керамическом слое ТЗП оксиды редкоземельных металлов стабилизируют фазовый состав керамики и способствуют снижению коэффициента ее теплопроводности с 2–3 до 1 Вт/(м·К) и менее. Размеры мишени составляют 400×100×(8–9) мм. На рис. 12 и 13 приведены микроструктуры покрытий и график изменения жаростойкости различных сплавов с покрытием.

Создание и развитие высокоэффективных сложных технических систем во многом определяется совершенствованием навигационных приборов (акселерометры, гироскопы и т. д.). В большинстве этих приборов применяются магниты из *магнитотвердых материалов* типа ЮНДК и на основе Sm_2Co_{17}, которые известны более 40 лет, и возможности их совершенствования по основному показателю для приборов – температурному коэффициенту индукции (ТКИ) – физически исчерпаны. Кроме того, существует ряд технологических особенностей этих материалов, ограничивающих их применение в приборах: для ЮНДК – это низкое значение коэрцитивной силы (H_{cI}) без возможности ее существенного повышения. Основным недостатком материалов на основе Sm_2Co_{17}, затрудняющим их применение в гироскопах, является невозможность изготовления цельных колец с радиальной текстурой.

В качестве замены перечисленных выше материалов в ВИАМ разработаны магнитотвердые материалы на основе интерметаллического соединения с тетрагональной структурой $(Tr1_{1-x}Tr2_x)_2(Fe_{1-y}Co_y)_{14}B$. Здесь Tr1 – один или несколько легких редкоземельных металлов (РЗМ): Nd, Pr, Ce и т. д., а Tr2 – один или несколько тяжелых РЗМ: Dy, Tb, Gd и т. д. Исследования, проведенные в ВИАМ, показали, что, изменяя значения x и y, можно получить любое значение ТКИ в диапазоне от -0,1 до +0,02%/°С (-60÷+80°С). Из материалов на основе интерметаллических соединений с тетрагональной структурой могут быть изготовлены цельные кольцевые магниты с радиальной текстурой с размерами, необходимыми для современных динамически настраиваемых гироскопов [13–16].

Комплексные исследования термостабильных материалов на основе интерметаллидов с тетрагональной структурой впервые в мире начаты и проводятся в ВИАМ. Разработанные материалы не

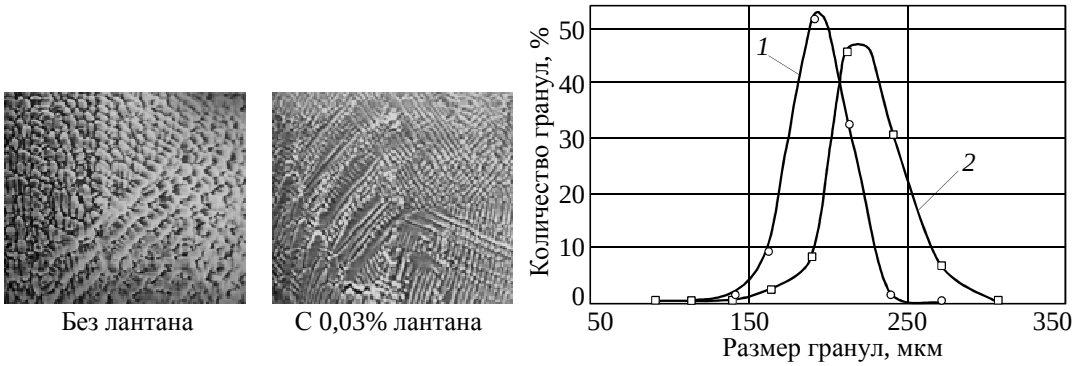

Рис. 8. Влияние микролегирования лантаном (*1*) на структуру и размер гранул при распылении сплава ЭП975 (*2* – без La)

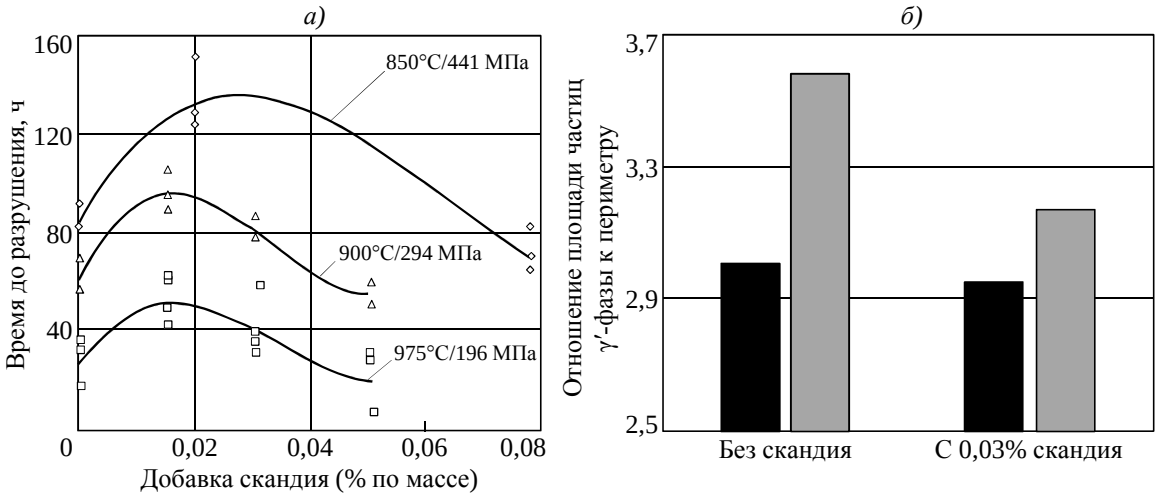

Рис. 9. Влияние добавки скандия на жаропрочность (*а*) и структурную стабильность (*б*) сплава ЭП975 в исходном состоянии (■) и после выдержки при 900°С в течение 1000 ч (■)

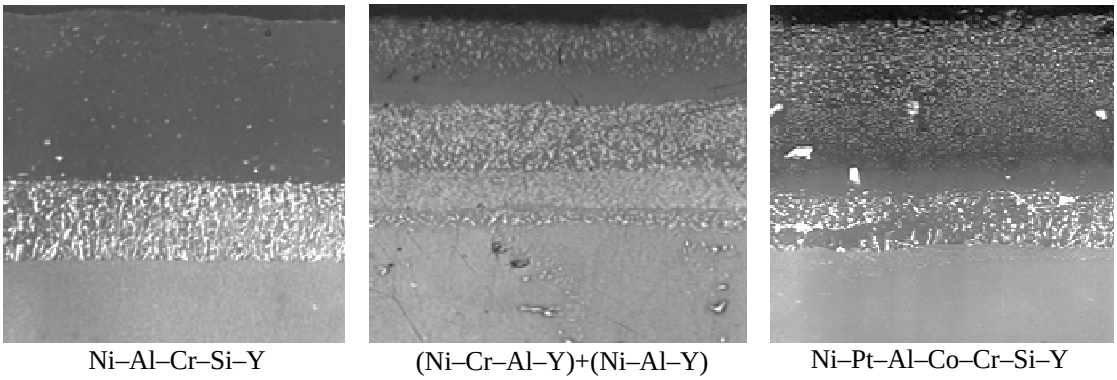

Рис. 10. Микроструктура жаростойких диффузионных покрытий

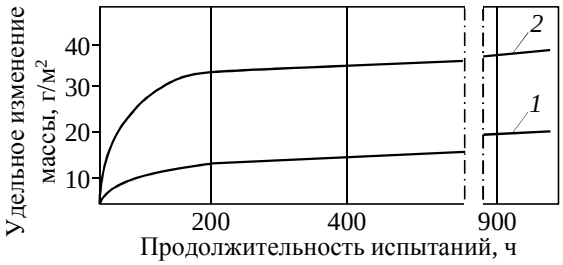

Рис. 11. Изменение жаростойкости при 1100°С сплава ЖС6У с покрытием (Ni–(18–22)C)+(Ni–(18–22)Cr–(8–15)Al–(Si, W, C)Y) толщиной 60 мкм (*1*) и без покрытия (*2*)

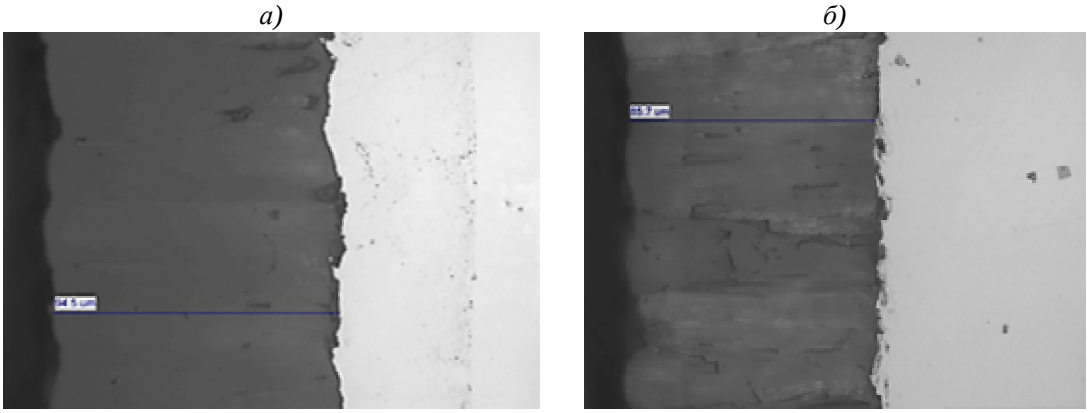

Рис. 12. Микроструктура жаростойких диффузионных покрытий на сплаве ЖС6У системы ВСДП-3+ВСДП-16+(ZrO_2–Y_2O_3–Pr_2O_3) (*а*) и на сплаве ЭИ435 системы ZrO_2–Y_2O_3 (*б*)

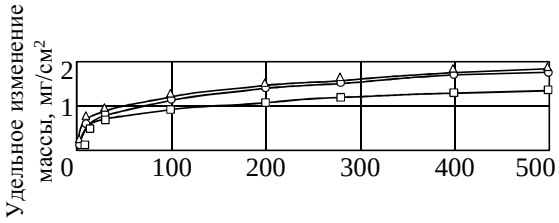

Рис. 13. Удельное изменение массы образцов из безуглеродистых жаропрочных сплавов ВЖМ4 (□), ВЖМ5 (Δ) и ЖС36 (○) с покрытием С+ГЦА+ВСДП-3+ВСДП-16+YSZ от времени выдержки при 1100°С

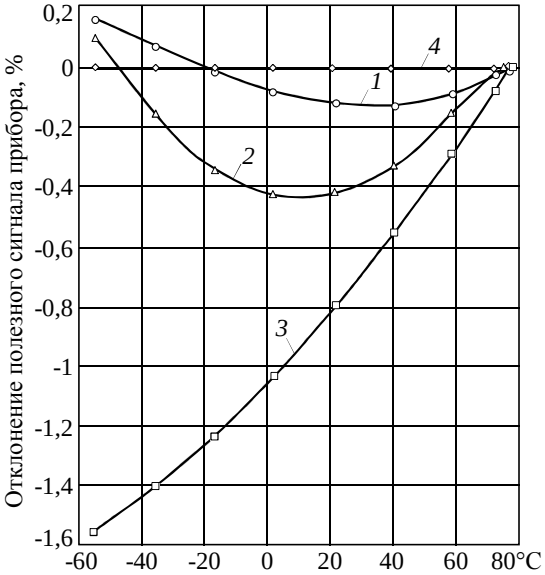

Рис. 14. Отклонение полезного сигнала прибора при изменении температуры на примере лучших приборных магнитных материалов (Pr, Dy)–(Fe, Co)–B (*1*), Sm–Co (*2*), ЮНДК (*3*) и перспективного материала (*4*)

имеют аналогов в России и за рубежом. В настоящее время изучены закономерности формирования магнитных характеристик и фазового состава магнитотвердых материалов и разработаны материалы со следующими свойствами: B_R=0,7–0,9 Тл; ТКИ: -0,015÷-0,04%/°С. Установлены области концентраций легирующих элементов, допускающие изготовление цельных кольцевых магнитов с радиальной текстурой. Разработана методика расчета температурной зависимости B_R, экспериментальная проверка данной методики проведена по значению ТКИ материалов.

На рис. 14 представлены остаточная магнитная индукция разработанного в ВИАМ магнитотвердого материала и сравнение его термической стабильности с используемыми в настоящее время

материалами. Использование нового материала позволяет повысить характеристики точности навигационных приборов в 2 раза, а также уменьшить трудозатраты (в том числе и за счет исключения блока термостатирования) на изготовление прибора в 3–5 раз.

Перспективным способом улучшения свойств конструкционных материалов является микролегирование их редкоземельными элементами. Необходимое для этих целей количество РЗЭ невелико, но без их применения получить заданные свойства невозможно.

Микролегирование мартенситостареющих сталей (таких как ВКС-170, ВКС-180, ВКС-210) магнием, церием, иттрием или лантаном уменьшает хрупкость сталей, вызванную выделением вредных соединений серы, углерода и азота по границам зерен, а также повышает технологическую пластичность при горячей обработке давлением.

Установлено, что церий и иттрий, введенные в сталь в количестве 0,02%, способствуют измельчению зерна от 1–2 до 3–4 балла после нагрева при 1200°С (рис. 15). Присадка 0,02% иттрия повышает сопротивление коррозионному растрескиванию стали ВКС-210 в 4–6 раз.

Существенно улучшает свойства *высокопрочных конструкционных сталей* (ВКС-9, ВКС-12) микролегирование редкоземельными (La, Ce) и щелочноземельными (Ca, Mg) элементами. Это происходит вследствие повышения степени раскисления, формирования глобулярных неметаллических включений размером <1 мкм. Микролегирование в комплексе с другими факторами позволяет получить высокие значения вязкости разрушения (вплоть до 100 МПа $\sqrt{м}$) при прочности стали ВКС-9: 1950–2100 МПа и приводит к меньшей скорости роста трещины усталости (СРТУ), равной 0,20 мм/кцикл (при ΔK=31,4 МПа), против 0,38 мм/кцикл – для стали 30ХГСН2А.

Микролегирование также используется для улучшения характеристик *титановых сплавов*. Так, разработанный в ВИАМ жаропрочный конструкционный титановый сплав ВТ38, относящийся к псевдо-α-сплавам, имеет схожую со сплавом ВТ18У систему легирования, но имеющую одно ключевое отличие: введение в качестве микролегирующей и модифицирующей добавки гадолиния.

Сплав ВТ38 по своим механическим характеристикам при 500 и 600°С на 40–50% превосходит лучший листовой отечественный сплав ВТ20, при этом может быть получена толщина листов 0,8 вместо 3 мм, что позволяет повысить весовую эффективность конструкций. Сплав ВТ38 рекомендован для применения при температуре до 600°С в конструкциях носовых обтекателей, обшивки, рулей управления и других модулей планера самолетов, в конструкциях двигателей и космических аппаратов, в композиционных материалах и конструкциях.

Данные примеры показывают особую важность использования редкоземельных элементов при производстве материалов авиационной техники, и в связи с их стратегическим значением производство РЗЭ не должно зависеть от внешних экономических и политических условий.

Переход российской промышленности к инновационной модели развития и решение вопросов обеспечения национальной безопасности требуют интенсивного повышения объемов добычи, переработки и промышленного использования РЗЭ. В условиях дефицита РЗЭ на мировом рынке необходимо активизировать усилия по развитию импортозамещающих производств. В качестве источников сырьевого обеспечения могут рассматриваться техногенные источники, уникальные в мировом масштабе месторождения из нераспределенного фонда участков недр, перспективные добывающие активы за пределами России. При этом развитие отечественной РЗЭ индустрии должно осуществляться в опережающем порядке по отношению к отраслям-потребителям РЗЭ. Наиболее сложными вопросами в рамках данной задачи являются преодоление накопленного технологического отставания и координация действий ключевых участников. Вместе с тем наличие у России большого исторического опыта и высокого научно-технического потенциала в области добычи, переработки и использования РЗЭ позволяет рас-

а) *б)*

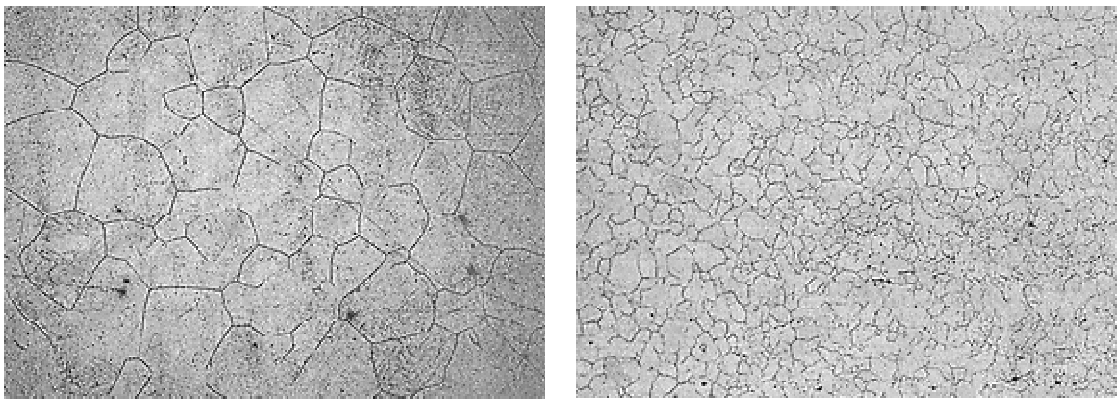

Рис. 15. Микроструктура стали ВКС-9 после закалки при 1200°С: *а* – без РЗЭ; *б* – с легированием РЗЭ

считывать на успешное достижение поставленных целей при условии предоставления необходимой государственной поддержки.

Решение крупномасштабной задачи, направленной на возрождение РЗЭ промышленности, потребует эффективного применения механизмов государственно-частного партнерства в сочетании с программно-целевым планированием разрабатываемых технологий и создаваемых производств.

Основными элементами государственного контроля и поддержки должны стать:

– разработка современных технологий производства РЗЭ и продукции на их основе, отвечающих параметрам экономической эффективности, а также промышленной и радиоактивной безопасности; поддержка их на стадии опытно-промышленной эксплуатации;

– контроль и стимулирование сбалансированного развития всех элементов производственной цепочки, что позволит бизнесу сформировать инвестиционный ресурс и привлечь заемные средства для развития РЗЭ проектов;

– развитие и актуализация системы метрологического и норматив-ного правового обеспечения, гармонизированной с международными нормативными и методическими документами по обеспечению единства измерений, подтверждению соответствия продукции, регулированию безопасности добычи и разработки, производства и использования, стандартизации и управлению интеллектуальной собственностью, включая эффективную систему патентной охраны результатов интеллектуальной деятельности;

– создание условий для эффективной рыночной оценки накопленной и создаваемой интеллектуальной собственности и ее использования для повышения капитализации компаний, упрощение оборота нематериальных активов, вовлечение в экономическую деятельность объектов интеллектуальной собственности, созданных за счет бюджетных средств.

ЛИТЕРАТУРА

1. Оглодков М.С., Хохлатова Л.Б., Колобнев Н.И. и др. Влияние термомеханической обработки на свойства и структуру сплава системы Al–Cu–Mg–Li–Zn //Авиационные материалы и технологии. 2010. №4. С. 7–12.
2. Клочкова Ю.Ю., Грушко О.Е., Ланцова Л.П. и др. Освоение в промышленном производстве полуфабрикатов из перспективного алюминийлитиевого сплава В-1469 //Авиационные материалы и технологии. 2011. №1. С. 8–12.
3. Ри Хосен, Ри Э.Х., Химухин С.Н., Калугин М.Е. Влияние температурных режимов плавки и легирования сплавов алюминия на свойства отливок //Литейное производство. 2010. №8. С. 7–8.
4. Каблов Е.Н., Сидоров В.В. Микролегирование РЗМ – современная технология повышения свойств литейных жаропрочных никелевых сплавов //Перспективные материалы. 2001. №1. С. 23–34.
5. Оспенникова О.Г. Стратегия развития жаропрочных сплавов и сталей специального назначения, защитных и теплозащитных покрытий //Авиационные материалы и технологии. 2012. №S. С. 19–36.
6. Сидоров В.В., Тимофеева О.Б., Калицев В.А., Горюнов А.В. Влияние микролегирования РЗМ на свойства и структурно-фазовые превращения в интерметаллидном сплаве ВКНА-25-ВИ //Авиационные материалы и технологии. 2012. №4. С. 8–12.
7. Ломберг Б.С., Овсепян С.В., Бакрадзе М.М. Особенности легирования и термической обработки жаропрочных никелевых сплавов для дисков газотурбинных двигателей нового поколения //Авиационные материалы и технологии. 2010. №2. С. 3–8.
8. Ломберг Б.С., Овсепян С.В., Бакрадзе М.М. Новый жаропрочный никелевый сплав для дисков газотурбинных двигателей (ГТД) и газотурбинных установок (ГТУ) //Материаловедение. 2010. №7. С. 24–28.
9. Каблов Е.Н., Мубояджян С.А., Будиновский С.А., Луценко А.Н. Ионно-плазменные защитные покрытия для лопаток газотурбинных двигателей //Металлы. 2007. №5. С. 23–34.
10. Мубояджян С.А., Галоян А.Г. Комплексные термодиффузионные жаростойкие покрытия для безуглеродистых жаропрочных сплавов на никелевой основе //Авиационные материалы и технологии. 2012. №3. С. 25–31.
11. Мубояджян С.А., Будиновский С.А., Гаямов А.М., Смирнов А.А. Получение керамических теплозащитных покрытий для рабочих лопаток турбин авиационных ГТД магнетронным методом //Авиационные материалы и технологии. 2012. №4. С. 3–8.
12. Мубояджян С.А., Будиновский С.А., Гаямов А.М., Матвеев П.В. Высокотемпературные жаростойкие покрытия и жаростойкие слои для теплозащитных покрытий //Авиационные материалы и технологии. 2013. №1. С. 17–21.
13. Петрушин Н.В., Светлов И.Л., Оспенникова О.Г. Литейные жаропрочные никелевые сплавы //Все материалы. Энциклопедический справочник. 2012. №5. С. 15–19; №6. С. 16–21.
14. Пискорский В.П., Бурханов Г.С., Оспенникова О.Г. и др. Расчет температурного коэффициента индукции наноструктурированных магнитотвердых материалов Pr–Dy–Gd–Fe–Co–B методом молекулярного поля //Металлы. 2010. №1. С. 64–67.
15. Пискорский В.П., Бурханов Г.С., Оспенникова О.Г. и др. Влияние термической обработки наноструктурированных магнитотвердых материалов Pr–Dy–Fe–Co–B //Металлы. 2010. №3. С. 84–91.
16. Пискорский В.П., Валеев Р.А., Давыдова Е.А., Белоусова В.А. Расчет температурного коэффициента индукции материалов Pr–Dy–Fe–Co–B в приближении молекулярного поля //Перспективные материалы. 2008. Специальный выпуск. С. 329–331.