

ПРЕЦИЗИОННЫЕ СПЛАВЫ И ИХ ПОЛУЧЕНИЕ ДЛЯ ЭФФЕКТИВНОГО ИСПОЛЬЗОВАНИЯ В КАЧЕСТВЕ СПЕЦИАЛЬНЫХ МАТЕРИАЛОВ

Г.В. Купченко, О.А. Поко, А.В. Майонов, В.Г. Купченко
Физико-технический институт НАН Беларуси

Основными потребителями высокочистых прецизионных металлов и сплавов являются такие отрасли, как нефтехимия, металлургия, электротехническая промышленность, электроника, приборостроение и др. Требования к комплексу свойств, предъявляемых к таким материалам, налагает особую ответственность на металлургические этапы получения сплавов, на которых, как известно, закладываются основы качества металла. Практика показывает, что для отливок, применяемых при изготовлении ответственных изделий с особыми требованиями по плотности и чистоте металла, качество слитков даже после использования в отдельности вакуумного литья, защитной атмосферы, регламентированного режима охлаждения часто оказывается неудовлетворительным. Это делает необходимым привлечение при изготовлении отливок специальных приемов.

Примером реализации такого подхода явилась ранее выполненная разработка по созданию жаропрочных коррозионно-стойких эвтектических материалов на базе системы Ni-Cr-Al, получившим название НИХРАЛЬ. Сплавы были получены методом направленной кристаллизации, в процессе которой формируется регулярная композиционная микроструктура (рис. 1), обеспечивающая материалу достаточную жаропрочность.

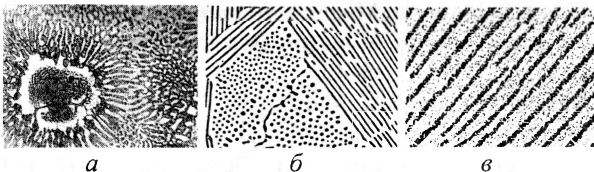


Рис. 1. Микроструктура эвтектик системы никель-хром-алюминий в литом (а) и НК состоянии (б, в)

Основным достоинством сплавов является сочетание жаропрочности с отличной стойкостью к горячей коррозии, обеспечиваемой в первую очередь химическим составом сплава. Наличие в системе моновариантных эвтектических превращений дает большие возможности для оптимизации соотношения Cr/Al — основных компонентов, определяющих эксплуатационные свойства

никелевых сплавов. За счет существования эвтектоидно-перитектоидного превращения возможно путем проведения термической и термомеханической обработки сформировать в сплавах микроструктуру эвтектической морфологии, представляющую собой достаточно пластичную дисперсионно-упрочненную матрицу и вторичную жаропрочную интерметаллидную фазу.

Исследования указанной системы позволили создать материал, способный разрешить противоречие, характерное для традиционных жаропрочных коррозионно-стойких сплавов — трудность сохранить в одном сплаве эти два основных свойства.

Это противоречие особенно проявляется при повышении рабочих температур на металле до 900–1000 °С. Этот факт проиллюстрирован на рис. 2 схемой, выполненной на основании более двадцати сплавов типа ЭИ, ЭП и ЖС.

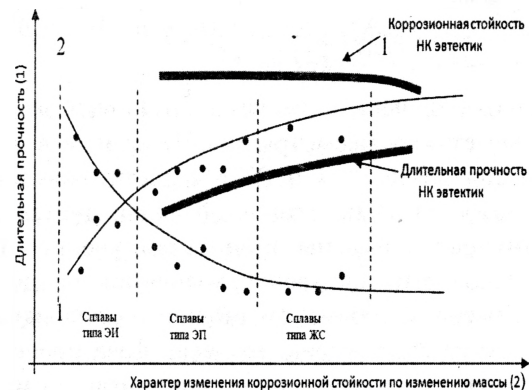


Рис. 2. Схематическая взаимосвязь между ростом жаропрочности и соответствующим снижением высокотемпературной коррозионной стойкости обычных жаропрочных сплавов и НК эвтектик

Наибольшее содержание алюминия в применяемых отечественных сплавах на основе никеля 6%, а в зарубежных — 6,5%. К сожалению, повышение длительной прочности при большом (9–11%) содержании алюминия не может быть полностью реализовано в случае обычной неравновесной кристаллизации.

Это объясняется тем, что вследствие неравновесной кристаллизации значительная часть Al

расходуется на образование грубых первичных включений фазы Ni_3Al , оказывающих отрицательное влияние на жаропрочность и одновременно придающих сплавам склонность к образованию горячих трещин при сварке и термической обработке. Растворить эти грубые включения в матрице затруднительно даже при длительном (свыше 100 часов) отжиге при $1200^\circ C$. Были сделаны попытки значительно повысить скорость охлаждения и осуществить бездиффузионный или слабо-диффузионный процесс кристаллизации с целью зафиксировать быстрым переходом из жидкого состояния твердый раствор Al в Ni. Это позволило бы не только освободиться от вредного влияния грубых включений фазы Ni_3Al , но и получить большее количество этой фазы в мелкозернистом (эффективном) состоянии после старения пересыщенного алюминием никеля. Однако однофазную структуру пересыщенного твердого раствора удавалось получить только на тонких (менее 1мм) образцах. Стало ясным, что для полной реализации легирования никеля алюминием высокой концентрации (до 10%) следует применить другой метод формирования этих сплавов в условиях, близких к равновесным. Таким путем и явилось создание композита на базе эвтектик $\gamma + \beta$ системы никель-хром-алюминий, содержащих 8...10,5 масс. % алюминия и получаемых при замедленной кристаллизации в условиях, близких к равновесным.

Интерметаллид $NiAl$ (β -фаза), являясь более хрупким, чем интерметаллид Ni_3Al (фаза γ'), при высоких температурах порядка $1000^\circ C$ имеет преимущество перед последним за счет более высокой на 400° температуры плавления. Кристаллизация по эвтектическому типу позволяет зафиксировать структуру сплава с высоким количеством алюминия.

Эти сплавы обладают исключительно высокой коррозионной стойкостью при умеренной длительной прочности $\sigma \geq 21$ кгс/мм², обеспечиваемой за счет формирования особой микроструктуры при направленной кристаллизации.

Казалось бы, микроморфология эвтектик, представляющих собой конгломерат двух фаз с развитой поверхностью раздела, должна оказать неблагоприятное влияние на жаростойкость сплавов, так как диффузионные процессы окисления и коррозии протекают на межфазных границах с гораздо большей скоростью. Однако превалирующим фактором, влияющим на стойкость сплавов, является именно соотношение Cr/Al. В

эвтектических сплавах системы никель-хром-алюминий это соотношение изменяется от 1,35 до 2,1, причем, его снижение по сравнению с дисперсионно-твердеющими сплавами обусловлено повышенным количеством алюминия.

Определяющий вклад алюминия в жаро- и коррозионную стойкость эвтектических никелевых жаропрочных сплавов подтвердили исследования кинетики изменения химического состава поверхностных слоев образцов во время длительных высокотемпературных воздействий на воздухе и в условиях, имитирующих горячую солевую коррозию. Исследована кинетика окисления эвтектик с содержанием хрома от 14 до 25% и, соответственно, с содержанием алюминия 10,6–9 %. Во всех сплавах интенсивное окисление происходит в первые 25 ч, в дальнейшем процесс замедляется.

Как показало исследование перераспределения компонентов в процессе окисления (рис. 3), в начальный период воздействия окислительной среды происходит интенсивная диффузия алюминия к поверхности, его количество возрастает по сравнению с основой в среднем в 3 раза и достигает 25...30%, а в процессе дальнейшей выдержки до 10...100 часов постепенно возрастает до 40...45%. Естественно, что такая интенсивная диффузия алюминия к поверхности приводит к обеднению им нижележащих слоев. Интересно, что активная диффузия алюминия к поверхности совпадает с моментом скачкообразного увеличения количества серы на поверхности образцов. Исследование распределения хрома и алюминия по глубине образца после удаления с поверхности слоя оксидов выявило наличие подокидной зоны толщиной 10...20 мкм, сильно обедненной алюминием и незначительно хромом. Анализ полученных данных позволил объяснить высокую коррозионную стойкость изучаемых эвтектических сплавов «самозалечиванием» защитной пленки, когда, по мере расходования алюминия в процессе связывания серой, его место занимает хром, также образующий коррозионностойкую защитную пленку.

На основе изучения механизма четырехфазного превращения в твердом состоянии и установления влияния легирующих элементов на изменение равновесной температуры превращения разработана технология термической обработки композита, обеспечивающей получение жаропрочности при $950^\circ C$ на уровне $\sigma_{100} \geq 200$ МПа. Термообработкой в эвтектических композиционных материалах формируется микроструктура

дисперсно-упрочненной матрицы и армирующих волокон γ -фазы, обеспечивающая комплекс свойств, приведенный в таблице.

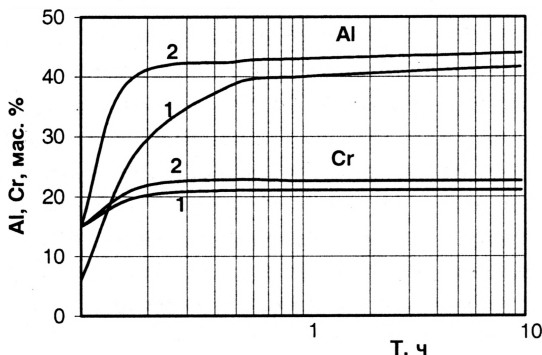


Рис. 3. Кинетические кривые изменения количества алюминия и хрома в поверхностном слое γ/β эвтектик системы Ni-Cr-Al при окислении на воздухе: 1 — 900 °C; 2 — 1000 °C

Таблица

Характеристики жаропрочного эвтектического композита Ni-Cr-Al-Ta

Свойства	T, °C				
	20	850	900	950	1000
σ_B , МПа	1100	800	680	570	450
δ , %	6	24	25	20	18
Ψ , %	9	30	35	38	43
σ_{100}	-	310	260	210	150
σ_{1000}	-	230	180	125	85
σ_{5000}	-	180	130	85	80
σ_{-1} на базе $2 \cdot 10^7$ ц, МПа	570	-	-	-	-

В настоящее время нами продолжены исследования сплавов указанной системы как материала, предназначенного для работы в состоянии обычного литья для деталей, работающих под нагрузкой при температурах до 700 °C, а именно — для изготовления колес автомобильных турбокомпрессоров (рис. 4). Турбонаддув позволяет существенно повысить мощность дизеля и его топливную экономичность. Турбокомпрессор, работающий на отработанных газах, нагнетает в цилиндры дополнительный воздух, что позволяет увеличить в них подачу топлива, повысить мощность двигателя до 40% и экономить в расчете на одну и ту же мощность до 5% топлива. В настоящее время при изготовлении колес ТК используются никелевые сплавы ЖС6К, INK0713 С, ЭИ437, ЭИ617 и др. Это известные типичные дисперсионно-твердеющие сплавы, и требуют легирования большими количествами дорогостоящих и дефицитных металлов. Максимальное количество

алюминия в этих сплавах составляет 6%, и сплавы обладают более низкой жаро- и коррозионной стойкостью по сравнению со сплавами с высоким содержанием алюминия (9–11%).

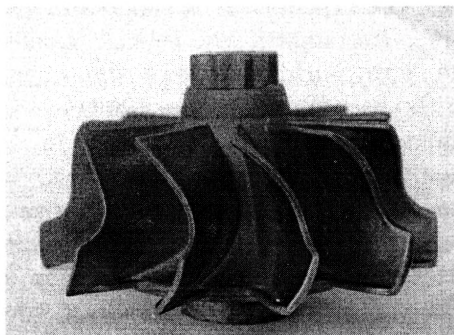


Рис. 4. Внешний вид лопатки автотурбокомпрессора

Турбина должна быть легкой и прочной: температура выхлопных газов, поступающих на ее колесо, составляет от 650–750 °C у дизеля и до 1000 °C у бензинового мотора, а частота вращения находится в пределах 4000–21000 об/мин. Замена традиционных никелевых сплавов на эвтектику Ni-Cr-Al-Ti-Nb позволит реализовать важнейшее ее преимущество: благодаря повышенному содержанию алюминия эти эвтектические сплавы имеют пониженную плотность (около $7,4 \times 10^3$ кг/м³), а, значит, и повышенные значения удельной жаропрочности. Проведенные исследования и предварительные испытания нового материала на Борисовском заводе агрегатов показали перспективность развития исследований литых эвтектических жаропрочных сплавов системы Ni-Cr-Al-Ti-Nb как конструкционных материалов, особенно с учетом тенденций развития компрессоростроения в направлении повышения оборотов турбины турбокомпрессоров.

Особым направлением работ, реализуемых с использованием направленной кристаллизации, является разработка новых материалов и металлургических приемов получения катодомишеней для микроэлектроники.

Технический уровень, потребительские характеристики, надежность и конкурентоспособность продукции электронной промышленности во многом определяется качеством используемых расходных материалов, к которым в полной мере можно отнести катоды-мишени для металлизации микросхем. Изделия и детали из прецизионных сплавов, несмотря на малый объем производства, играют в производстве приборов и интегральных микросхем не вспомогательную, а основную роль — служат мишенями распылительных устройств для создания в схеме функцио-

нальных элементов, служат источником — усилителем или фильтром основного сигнала, приводящего в действие всю систему.

Дефекты металлизации часто являются причиной отказа микросхем, поэтому требования к качеству распыляемых катодов-мишеней достаточно жестки. Как известно, эффективно используется ~ 30% массы катода, после чего производится его замена. Остатки катодов (а это преимущественно высокочистые дорогостоящие материалы) подвергаются утилизации. Известно, что лучшие по стабильности, воспроизводимости и составу материала пленки формируются при гомогенной распыляемой поверхности. Привлечение для получения мишеней обычного литья, особенно при использовании вторичного металла, часто приводит к формированию в отливке междендритной пористости, пустот и раковин, наличие которых и вызывает возникновение дефектов металлизации ИМС.

Жесткие требования, предъявляемые к качеству металлизации современных интегральных микросхем, значительно усложняют технологию производства и контроля параметров используемых катодов-мишеней, общим требованием для которых является минимальное содержание примесей и высокая гомогенность состава. В частности, содержание растворенных газов в мишенях не должно превышать $1 \times 10^{-4} \dots 1 \times 10^{-5} \%$, т.к. перенос из мишеней различных ионных загрязнений может способствовать развитию электрохимической коррозии с образованием мостиков между элементами интегральных микросхем.

Обеспечить качество пленок могут только катоды-мишени, изготовленные из грамотно подобранных высококачественных материалов.

Специальные физические и физико-механические характеристики и уровень свойств прецизионных сплавов определяется точным химическим составом, чистотой сплава от газов, включений и вредных примесей, структурой, высокой точностью изготовления и высокой плотностью. Для получения требуемых рабочих характеристик сплава необходимо обеспечить сочетание перечисленных факторов — прецизионный химический состав и технологию изготовления: вакуумная плавка или плавка с направленной кристаллизацией, дробная прокатка, для структурно-чувствительных свойств — термическая обработка.

К особочистым и высокочистым относятся металлы с содержанием основного элемента 99,999–99,95. Марки алюминия высокой чистоты А99,5, А99,А98, А97, А95. Особочистый алюминий по-

лучают методом зонной плавки, высокочистый — электролизом. Электролизом также получают высокочистый никель марок Н-0, Н1у, Н1 с чистотой соответственно 99,99%, 99,95% и 99,93%. Переплавкой катодов в восстановительной или инертной атмосфере или в вакууме получают медь марки МООб с содержанием меди не менее 99,99%, золото марки Зл99,99, платина марок ПЛА-00, ПЛАП-00 и серебро Ср99,99 также содержат не менее 99,99% основного элемента.

В изделиях интегральной электроники (ИИЭ) тонкопленочная металлизация должна обеспечивать выполнение следующих функций: формирование невыпрямляющего (омического) контакта к областям *n* и *p*-типа проводимости; электрическое соединение элементов схемы; адгезию к нижележащим функциональным слоям из моно- и поликристаллического кремния, диоксида и нитрида кремния и др.; подсоединение внешних выводов.

Кроме того, к тонкопленочным элементам предъявляют ряд технологических требований — возможность нанесения и возможность последующей обработки травлением.

Удовлетворить всему комплексу требований использованием какого-либо одного материала не всегда представляется возможным. Однако во многих случаях наиболее подходящим материалам, удовлетворяющим данным требованиям, является алюминий. Он характеризуется хорошими омическими контактами к областям кремния *p*-типа проводимости и сильнолегированным областям *n*-типа проводимости, а также хорошей адгезией к большинству материалов функциональных слоев. Более того, адгезия к кремнию и диоксиду кремния усиливается химической активностью алюминия, выражающейся в способности восстанавливать кремний из оксида с образованием слоя Al_2O_3 . Кроме того, алюминиевая металлизация допускает подсоединение микропроводочных выводов ультразвуковой и термокомпрессионной сваркой. Алюминий можно сравнительно легко наносить термическим испарением и магнетронным распылением. При этом топологический рисунок алюминиевой металлизации достаточно легко формируется стандартными методами фотолитографии, а также жидкостного или плазмохимического травления.

Для большинства применений в ИИЭ алюминиевая металлизация формируется толщиной от 0,5 до 1,5 мкм. В изделиях силовой электроники (ИСЭ) толщина алюминиевой металлизации может достигать 5–6 мкм.

Однако металлизация на основе чистого алюминия характеризуется рядом недостатков, ограничивающих ее использование в ИИЭ и ИСЭ:

- твердофазная диффузия алюминия в кремний исключает применение металлизации из чистого алюминия в схемах с мелкими *p-n* переходами;
- низкая стойкость к электромиграции (критическая плотность тока 2×10^5 А/см²);
- низкая стойкость к шипообразованию.

Чтобы избежать этого эффекта, алюминий легируют кремнием. Концентрация кремния в сплаве выбирается близкой к пределу растворимости кремния в алюминии при температурах термических обработок, которым подвергается пленка алюминия в процессе изготовления микросхем. Это сплав АК1 с содержанием кремния 0,9–1,1%. Вводить в сплав более высокую концентрацию кремния также нежелательно, поскольку может быть обратный эффект — при охлаждении кремний, растворенный в алюминии, может высаживаться на границе раздела кремний-алюминий. Этот слой высадившегося кремния легирован алюминием и имеет *p*-тип проводимости. Если нужно создать контакт алюминия к полупроводниковой области *n*-типа, то в контакте образуется дополнительный паразитный *p-n*-переход, который препятствует протеканию тока через контакт. Т.е. концентрация кремния в сплаве алюминия должна быть оптимальной и точно поддерживаться.

Уровень чистоты материалов должен быть максимально высоким для того, чтобы избежать загрязнений полупроводниковых структур. Особенно опасны примеси щелочных металлов, которые формируют подвижный заряд в диэлектриках и приводят к деградации элементов микросхем. Очень опасны быстродиффундирующие примеси, такие как железо, которые приводят к деградации *p-n*-переходов.

Поскольку расстояния между шинами металлизации составляют десятые доли микрона, то любые металлические остатки между шипами металла приводят к утечкам и отказам микросхем. Если в алюминии содержатся примеси металлов, которые не образуют летучих или растворимых соединений в тех средах, в которых травится алюминий (при фотолитографии), то эти примеси будут оставаться на пластине и являться источником утечек. Исключительно важно избежать повреждений собственно металлизации. Например, железо резко снижает коррозионную стойкость алюминия в процессе химических обработок при изготовлении микросхем, а также при

эксплуатации. Поэтому содержание его должно быть минимальным.

Платина используется для получения силицида платины. Силицид платины используется в технологии полупроводниковых приборов для создания так называемых Диодов Шоттки. Диоды Шоттки представляют собой контакт металл-полупроводник, где диодный эффект возникает за счет разницы работы выхода электронов в металле и полупроводнике. Выбор силицида платины как составной части диодов Шоттки как раз и определяется его работой выхода для получения необходимых параметров диодов. Формирование силицида происходит за счет твердофазной реакции пленки платины и кремния в результате высокотемпературной обработки. Отсюда вытекают требования по чистоте платиновых мишеней. Побочные примеси могут негативно влиять на процесс силицидообразования и изменять параметры диодных структур.

Серебро в микроэлектронике используется в системе металлизации обратной стороны мощных полупроводниковых приборов. Пленка наносится путем распыления магнетронным методом серебряной мишени высокой чистоты. Различные методы нанесения серебряных покрытий широко применяют для серебрения токопроводящих деталей в радиоэлектронике и электротехнике, производстве подшипников, зеркал и рефлекторов, для декоративных целей.

Золото в виде покрытий на стекле, керамике, кварце широко применяется в электронных устройствах, полупроводниковых элементах для передачи электрического тока. На НПО «Интеграл» в качестве проводников используют микропроводы диаметром 10–60 мкм, тоньше человеческого волоса. Естественно, золото тоже должно быть высокой чистоты, не менее 99,99%.

Разработан новый сплав Ni – 7 Cr – 0,5 V и технология получения немагнитных мишеней, использование которых для формирования барьерного слоя при многослойной металлизации интегральных микросхем позволяет существенно повысить производительность распылительного оборудования и более чем в 2 раза эффективность использования материала катода.

Мишени NiCrV из прецизионных сплавов на основе никеля используются в системе металлизации обратной стороны (МОС) мощных полупроводниковых приборов. Система МОС состоит из трех слоев — Ti/NiCrV/Ag. Назначение МОС — обеспечить соединения полупроводни-

кового кристалла с корпусом методом пайки, при этом должны обеспечиваться минимальные электрические и тепловые сопротивления между кристаллом и корпусом. Назначение слоев в системе МОС следующее. Пленка Ti должна обеспечить хорошую адгезию и низкое контактное сопротивление к кремнию.

Пленка Ni-Cr-V является барьером, препятствующим взаимодействию припоя с титаном и проникновению припоя на границу раздела кремний-титан. Одновременно с этим пленка NiCrV непосредственно обеспечивает адгезию к припою. Пленка серебра предохраняет поверхность NiCrV от окисления для обеспечения качественной пайки. В процессе пайки пленка серебра практически полностью растворяется в припое.

Т.к. количество примесей в катодах строго регламентировано, в процессе плавки и направленной кристаллизации не должно происходить химическое взаимодействие материала тигля и кокиля с расплавленным металлом. Для алюминия и его сплавов с невысоким содержанием кремния таким инертным материалом является графит. Существенным является качество графита, из которого изготовлены тигель и кокиль. Качественный слиток был получен только при использовании особочистого графита. При заливке металла в кокиль из электродного графита отливка содержала значительное количество пор и раковин. Исследования показали, что для получения качественного слитка существенным фактором является температура кокиля. Опробована заливка металла в холодный и предварительно разогретый до $t > t_{пл.}$ алюминия тигель (кокиль). После заливки металла в холодный тигель усадочная раковина находилась в теле отливки и занимала ~ 1/3 ее высоты. После заливки в форму, разогретую до 700...750 °С, усадочная раковина концентрируется в прибыльной части.

Опробованы 3 способа плавки и разливки высококачистого алюминия и сплавов на его основе:

1. плавка и разливка в вакууме;
2. плавка и разливка в среде нейтрального газа;
3. плавка в вакууме, заливка металла в форму в среде нейтрального газа.

Во всех трех случаях после заливки в форму (кокиль) металл направленно кристаллизовался со скоростью 40...50 см/час. При регламентированном охлаждении металла дефекты оттесняются в прибыльную часть слитка, выдержка и заливка металла в кокиль в среде азота существенно снижают количество оксидных пленок, вноси-

мых в расплав в результате турбулентного перемещения металла при литье. Ультразвуковая дефектоскопия отливок показала, что в процессе по первым двум способам в заготовке наблюдается значительное количество пор и раковин, сконцентрированных преимущественно в нижней части слитка.

Вакуумирование зеркала расплава и струи металла при заливке алюминия и его сплавов широко распространено. Однако, как показали наши исследования, для получения деталей ответственного назначения только вакуумированием, а также плавкой и заливкой металла в среде нейтрального газа высокое качество слитка не достигается, т.к. степень дегазации металла недостаточна.

Оптимальным режимом получения высококачественных алюминиевых отливок оказался следующий. Шихта расплавляется в плавильном тигле при температуре 730 °С в вакууме не ниже 10^{-2} МПа. После расплавления металла температуру понижают до 690 °С, плавильную камеру заполняют азотом до избыточного давления 0,1 МПа. После 3-минутной выдержки в газовой среде расплав переливают в разъемный графитовый кокиль, установленный в индукционный нагреватель и разогретый до 700 °С. Графитовый кокиль с расплавом выводят из зоны нагрева со скоростью 45 см/час. Охлажденный слиток удаляют из графитового кокиля, обрубая прибыльную часть. Комплекс указанных действий применительно к сплавам алюминия с кремнием, медью, титаном обеспечивает 100% плотность материала, коэффициент использования металла 96-98%. Внешний вид мишеней из сплава АК1 в процессе эксплуатации и после выработки представлен на рис. 5.

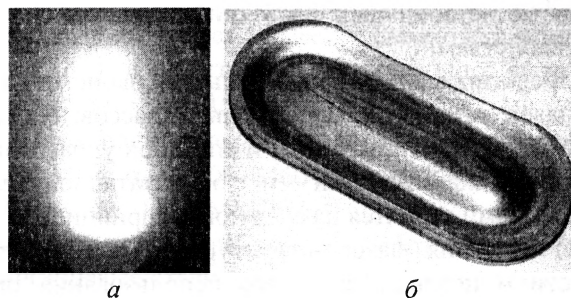


Рис. 5. Мишень в процессе распыления (а) и после окончания эксплуатации (б)

Технология реально освоена применительно к нуждам электронной промышленности: организовано производство катодов-мишеней из высококачественных металлов и их сплавов (алюминия, меди, никеля, благородных металлов), используе-

мых при металлизации пластин ИМС на установках «Магна – 2М», «Оратория29», «Varian m2i». Реализация замкнутого металлургического цикла получения катодов-мишеней с использованием

остатков отработавших деталей позволила повысить коэффициент эффективного использования высокочистых металлов с 30 до 90%.

СОЗДАНИЕ ЭКОНОМИЧНЫХ РАЗНОФУНКЦИОНАЛЬНЫХ СПЛАВОВ НОВОГО ПОКОЛЕНИЯ, САМОУПРОЧНЯЮЩИХСЯ ПРИ ЭКСПЛУАТАЦИИ, И НОВЫХ ТЕХНОЛОГИЙ УПРОЧНЕНИЯ

*А.П. Чейлях, Приазовский государственный технический университет
г. Мариуполь, Украина*

Актуальные задачи современного материаловедения — создание экономичных материалов нового поколения, не содержащих дефицитных легирующих компонентов — никеля, молибдена, ниобия, ванадия и др., одновременно обладающих повышенными физико-механическими и эксплуатационными свойствами, а также высокоэффективных технологий упрочнения разрабатываемых и стандартных, широко применяющихся в промышленности сплавов. Одним из наиболее перспективных направлений в решении указанных задач является разработка метастабильных, самоорганизующихся при эксплуатации сплавов, претерпевающих при нагружении управляемые деформационные фазовые превращения (ДФП), (мартенситные (ДМП), динамическое деформационное старение (ДДС) и др.), а также упрочняющих технологий, основанных на формировании метастабильных состояний для управления их свойствами.

Проектирование метастабильных экономичных сплавов различных структурных классов, систем легирования и назначения, и способов управления физико-механическими и эксплуатационными свойствами строится на следующих принципах:

1) создания фазово-структурной метастабильности и целенаправленного использования при испытаниях, эксплуатации и обработке, согласно чему необходимо получение метастабильных состояний аустенита в любых фазово-морфологических модификациях: основная аустенитная фаза (А), остаточный (А_{ост}), реверсированный (вторичный) (А_{вр}), первичный (А₁), эвтектический (А_э), пересыщенный (А_{пер}) и др. виды аусте-

нита. Выявлены основные физико-химические механизмы и технологические факторы, определяющие формирование метастабильных состояний аустенита в железоуглеродистых сплавах (химический состав, термическая и механическая стабилизация, высокоэнергетические, кинетические, структурно-фазовые и пр.);

2) управляемости кинетикой ДФП при испытаниях и эксплуатации, что реализуется комплексом природно-металлургических факторов, легированием, особенностями структуры сплава, способами термической, термо-деформационной, химико-термической и др. обработок благодаря рациональному использованию различных механизмов, влияющих на получение и степень метастабильности аустенита;

3) обратимости взаимосвязи кинетики ДФП и кинетики формирования свойств, что позволило установить количественные аналитические и графические зависимости получаемых свойств от исходного фазового состава и кинетических параметров реализуемых в сплаве ДФП;

4) повышения энергоемкости за счет реализации ДФП используемый как механизм разветвления диссипации энергии, сбалансированного перераспределения энергосодержания и увеличения статей энергетического баланса на деформационное упрочнения ($E_{ДУ}$), движение дислокаций (E_D), зарождение и развитие трещин (E_p) и собственно, на превращение ($E'_{ДФП} = E'_{ДМП} + E'_{ДДС} + \dots$);

5) синергизма (самоорганизации) и диссипации подводимой извне механической энергии в процессе эволюции фазово-структурного состояния метастабильного сплава. Метастабильный мате-