

Результаты испытаний нанослойных покрытий показывают, что лучшей жаростойкостью и коррозионной стойкостью из исследованных покрытий обладает упрочняющее покрытие TiC–CrC с толщиной нанослоев 30–35 нм. Показано также, что жаростойкость покрытий повышается при уменьшении толщины нанослоев, а коррозионная стойкость при этом снижается.

Показана возможность получения упрочняющих нанослойных покрытий путем последовательного и периодического вакуумно-дугового испарения различных карбидо- и нитридообразующих металлов в реактивной среде.

Получены нанослойные упрочняющие покрытия со слоями TiC–CrC, ZrN–CrN, TiN–ZrN, TiN–CrN, TiN–AlN с толщиной слоев от 15 до 70 нм. Проведены металлографические и металлофизические исследования полученных покрытий и показано, что общая толщина нанослойных покрытий составляет 15–22 мкм. Снижение толщины нанослоев не влияет на фазовый состав покрытия, однако снижает уровень остаточных напряжений в покрытиях и повышает их жаростойкость.

Исследованы эрозионная стойкость, микротвердость и жаростойкость нанослойных покрытий. Показано, что наиболее высокой эрозионной стойкостью обладает нанослойное покрытие TiN–CrN, нанесенное на образцы из титанового сплава ВТ1-0 при ассистированном осаждении (0,04 и 0,025 соответственно – при углах атаки пылевоздушного потока 70 и 20 град). Показано также, что нанослойные покрытия TiN–AlN, TiC–CrC обладают достаточно высокой эрозионной стойкостью.

Установлено, что эрозионная стойкость и микротвердость покрытий снижается с уменьшением толщины нанослоев, а ассистированное осаждение в несколько раз повышает эрозионную стойкость упрочняющих покрытий, снижает уровень остаточных напряжений в системе «основа–покрытие» и изменяет фазовый состав нанослоев на основе карбида хрома для покрытия типа TiC–CrC.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (проект №09-08-12162).

ЛИТЕРАТУРА

1. Дробышевская А.А., Сердюк Г.А., Фурсова Е.В., Береснев В.М. Нанокompозитные покрытия на основе нитридов переходных металлов //ФИП. 2008. Т. 5. № 1–2. С. 83.
2. Мубояджян С.А. Эрозионностойкие покрытия для лопаток компрессора ГТД //Металлы. 2009. №3. С. 3–20.
3. Мубояджян С.А. Особенности осаждения из двухфазного потока многокомпонентной плазмы вакуумно-дугового разряда, содержащего микрокапли испаряемого материала //Металлы. 2008. №2. С. 20–34.

УДК 669.721.5

Е.Ф. Волкова, В.В. Антипов, Г.И. Морозова

ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ СТРУКТУРЫ И ФАЗОВОГО СОСТАВА ДЕФОРМИРОВАННЫХ ПОЛУФАБРИКАТОВ ИЗ СЕРИЙНОГО СПЛАВА МА14

Изложены результаты исследования особенностей формирования структуры, фазового состава в зависимости от технологических параметров изготовления деформированных полуфабрикатов и термической обработки серийного магниевого сплава МА14. Рассмотрено влияние структуры и морфологии фаз на уровень и анизотропию основных

механических свойств. Проведены исследования методами микроскопического, физико-химического, рентгеноструктурного, микрорентгеноспектрального анализа.

Ключевые слова: *фазовый состав, особенности структуры, многоступенчатая осадка, термическая обработка, анизотропия механических свойств, серийные полуфабрикаты из сплава МА14.*

Магниевые сплавы в настоящее время – наиболее легкие металлические материалы. Как показывает отечественный и зарубежный опыт, эти сплавы могут успешно конкурировать со сплавами на основе алюминия и имеют ряд преимуществ перед неметаллическими композиционными материалами. Поэтому для авиационного и космического материаловедения, где проблема снижения массы изделий по-прежнему крайне важна, магниевые сплавы остаются весьма перспективными материалами. По данным зарубежных производителей, в ближайшие годы возможно доведение доли магниевых сплавов в конструкциях, используемых в современном самолетостроении, – до 10–15% [1–3].

Деформируемый сплав МА14 может рассматриваться как базовый для сплавов системы Mg–Zn–Zr – не содержит дорогостоящих и дефицитных компонентов, экологически безопасен и достаточно широко применяется в конструкциях отечественных летательных аппаратов.

В работе выявлены особенности формирования структуры и фазового состава полуфабрикатов из серийного сплава МА14 под воздействием технологических параметров и термической обработки в процессе изготовления деформированных полуфабрикатов, а также исследовано их влияние на уровень и анизотропию основных механических свойств сплава.

Методика проведения исследований

Сплав МА14 (Mg–5,5% Zn–0,73% Zr, ГОСТ 14957–84) изучали в различных состояниях: литом, гомогенизованном, после деформации и термической обработки. Слитки из сплава МА14 $\varnothing 370$ мм, полученные в промышленных условиях методом полунепрерывного литья, обтачивали до $\varnothing 350$ мм, затем подвергали гомогенизации по двум различным режимам. После гомогенизации по выбранному двухступенчатому режиму слитки прессовали в прутки $\varnothing 220$ мм и $\varnothing 80$ мм – степень деформации 60 и 95% соответственно. Прессованные заготовки $\varnothing 220$ мм подвергали многоступенчатой осадке в выпукло-вогнутых бойках на прессе с поворотом по разработанной схеме, предусматривающей изменение направления приложенных усилий деформации при рассчитанной оптимальной величине этих усилий. Затем из осажённых таким образом заготовок изготавливали штамповки типа крышек $\varnothing 400$ мм и массой ~10 кг. Полученные деформированные полуфабрикаты термически обрабатывали по режиму T1 (искусственное старение) в соответствии с производственной инструкцией ВИАМ ПИ 1.2.655–2003. Для каждого состояния сплава проводилось исследование его структуры металлографическим методом, а также методом физико-химического фазового анализа при химическом изолировании фаз с последующим их рентгеноструктурным и химическим анализом [4]. Количественный и качественный микрорентгеноспектральный анализ выполнен на приборе Superprobe-733 – получена микроструктура образцов сплава в различных состояниях. Микроструктуру сплава дополнительно исследовали на оптическом инвертированном микроскопе DM IRM фирмы «Leica». Механические свойства сплава при растяжении определяли по ГОСТ 1497–84 и ГОСТ 11150–84. Газосодержание в сплаве установили с помощью метода вакуумной экстракции в соответствии с методи-

кой, согласно которой образцы размером $\varnothing 10 \times 10$ мм нагревали до температуры 550°C в оловянной ванне при давлении под колоколом $1,333\text{--}10,66$ Па ($(1\text{--}8) \cdot 10^{-2}$ мм рт. ст.) [5].

Анализ результатов исследований

Основные соединения, обнаруженные в фазовом составе сплава МА14, характерны для каждого из исследованных состояний, их кристаллическая структура и стехиометрический состав представлены в табл. 1. В литом неравновесном состоянии при скоростях охлаждения в процессе кристаллизации $\leq (1\text{--}10)$ К/с в сплаве присутствует первичная фаза Mg_2Zn_3 , образующая псевдоэвтектику по границам зерен, а также первичная фаза Zr_3Zn_2 . Фаза Mg_2Zn_3 в процессе гомогенизации и при последующей горячей деформации может частично растворяться, упрочняя атомами цинка твердый раствор на основе магния.

Таблица 1

Характеристики фаз в сплаве МА14

Соединение, фаза	Кристаллическая структура	Параметры кристаллической решетки, нм		Условия образования фазы
		<i>a</i>	<i>c</i>	
Mg_2Zn_3	Триклинная	–	–	Первичное образование, обнаружено в литом состоянии
Zr_3Zn_2	U_3Si_2	0,763	0,696	Первичное образование, обнаружено в литом и деформированном состояниях
$\text{Zr}_2(\text{Al}, \text{Zn})$	CuAl_2	0,684	0,549	Первичное образование, обнаружено в литом и деформированном состояниях при наличии примеси алюминия
ZrZn_2	MgZn_2	0,527	0,858	При технологических нагревах (температуры $>340^\circ\text{C}$)
$\varepsilon\text{-ZrH}_2$	Тетрагональная	0,460	0,498	При штамповке (из слитка и прессованного прутка) + Т1
$\delta\text{-ZrH}$	Кубическая гранецентрированная	0,478	–	При штамповке (из прессованного и осажденного прутка) + Т1

В сплаве МА14 установлено наличие фазы Лавеса ZrZn_2 , которая наиболее активно формируется в процессе технологических нагревов при температурах $>340^\circ\text{C}$, в том числе при проведении гомогенизации.

Цирконий не образует интерметаллидных соединений с магнием, однако активно взаимодействует с цинком (легирующим элементом) и примесями сплава (чаще всего – алюминием и водородом). Фаза $\text{Zr}_2(\text{Al}, \text{Zn})$ может присутствовать в сплаве при наличии примеси алюминия $\geq 0,01\%$ (рис. 1, *a*). Образование гидридов циркония $\delta\text{-ZrH}$ и $\varepsilon\text{-ZrH}_2$, прежде всего, зависит от качества лигатуры магний–цирконий и шихтовых материалов и определяется количеством содержащегося в сплаве водорода. Как правило, количество циркония, связанного с указанными фазами, не превышает $0,05\%$. Установлено, что термическая обработка (старение) и технологические параметры горячей деформации не оказывают заметного влияния на содержание водорода в сплаве. Подтверждено, что поглощаемый из окружающей среды водород мало усваивается твердым раствором на основе магния (табл. 2). Это объясняется, по мнению авторов, влия-

нием цинка, снижающего естественную растворимость водорода в магнии [6]. В то же время абсорбируемый водород энергично взаимодействует с цирконием, образуя термически устойчивые гидриды. Частицы гидридов циркония могут выделяться в виде высокодисперсных микроволокон (рис. 1, б).

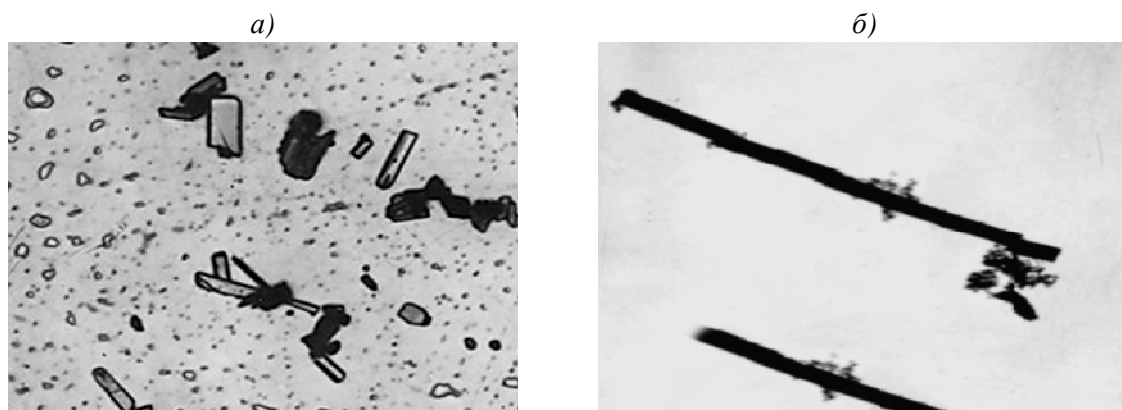


Рис. 1. Изолированные частицы фаз ($\times 10000$):
 а – циркониды цинка Zn_2Zr_3 и $Zr_2(Al, Zn)$; б – гидриды циркония

Высокая температура и длительность ее воздействия на сплав в процессе гомогенизации приводят к существенному (в 3–7 раз) возрастанию количества цирконидов, причем наиболее активно этот процесс проходит в центре слитка. Последующая горячая деформация способствует увеличению содержания вторичных цирконидов цинка по всему объему прутка – в основном вследствие формирования высокодисперсных частиц фазы Лавеса $ZrZn_2$ (см. табл. 2).

Таблица 2

**Распределение легирующих элементов и водорода по сечению слитка и прутка
 в зависимости от технологических параметров обработки сплава**

Состояние сплава	Место отбора пробы	Содержание элементов в фазах, % (по массе), в сплаве		Стехиометрический состав фаз	Количество цирконидов, %	Содержание водорода, $см^3/100 г$, в металле
		Zn	Zr			
Литое	Центр слитка	0,02	0,09	Zn_2Zr_3	0,11	12,4
	1/2R	0,03	0,07		0,10	6,7
	Периферия	0,03	0,07		0,10	6,7
Гомогенизированное: одноступенчатый режим	Центр слитка	0,22	0,29	$ZrZn_2+Zn_2Zr_3$	0,51	9,1
	1/2R	0,18	0,23		0,41	6,2
	Периферия	0,16	0,16	$ZrZn_2+Zn_2Zr_3$	0,32	8,9
		Центр слитка	0,34		0,39	0,73
двухступенчатый режим	1/2R	0,29	0,33	$ZrZn_2+Zn_2Zr_3$	0,62	10,5
	Периферия	0,25	0,20		0,45	7,0
		Центр прутка	0,47		0,53	1,0
Прессованный пруток (Т1)	1/2R	0,46	0,51	$ZrZn_2+Zn_2Zr_3$	0,97	9,2
	Периферия	0,43	0,43		0,86	13,8
		1/2R	0,42		0,42	0,84

На основании результатов фазового и микроструктурного анализа сплава показано, что по границам зерен в гомогенизированном состоянии формируется сетка из высокодисперсных частиц фазы Лавеса $ZrZn_2$, а также из более крупных фрагментов частиц псевдоэвтектики Mg_2Zn_3 . Сетка как бы «декорирует» границы зерен сплава. По границам и в объеме зерен располагаются достаточно крупные включения (4–12 мкм) первичного циркониида цинка Zr_3Zn_2 . Эти частицы обычно имеют правильную геометрическую форму (рис.1, а; рис. 2, а).

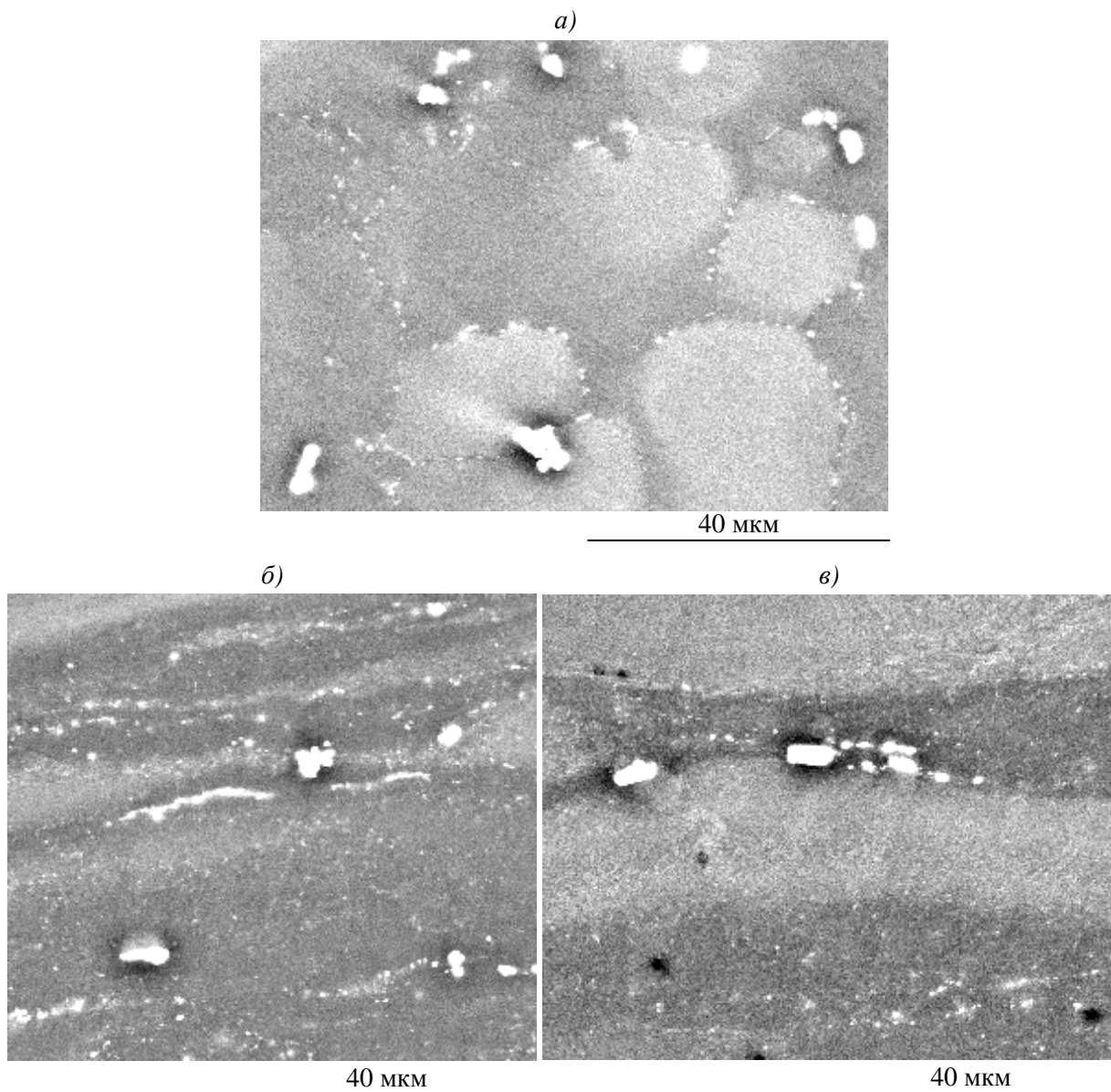


Рис. 2. Микроструктура (в отраженных электронах; $\times 1500$) сплава МА14 в литом состоянии (а), после старения прессованного прутка (б; продольное направление) и деформированного полуфабриката (радиальное направление) из прессованной заготовки после промежуточной стадии штамповки (в)

Таким образом, подтверждено, что цирконий проявляет высокую химическую активность и участвует в образовании большинства фаз в исследуемом сплаве [3]. По результатам микрорентгеноспектрального анализа установлено отсутствие циркония в

чистом виде в твердом растворе в межзеренной области для каждого из исследованных состояний сплава.

Установлено, что высокодисперсные частицы фазы Лавеса после деформации и старения практически не претерпевают заметных изменений. Тонкая сетка этих интерметаллидов хорошо видна по контурам границ зерен как в гомогенизированном состоянии, так и в структуре деформированных полуфабрикатов (рис. 2, б, в; рис. 3). Как установлено ранее, частицы фазы Лавеса обладают очень высокой микротвердостью ~ 7350 МПа [7]. Наряду с крупными одиночными включениями циркониды цинка Zr_3Zn_2 , формирующимися как по границам, так и в объеме зерен, частицы фазы Лавеса ($ZrZn_2$) также активно участвуют в упрочнении сплава (см. рис. 2, а, б; рис. 3). Гомогенизация и последующая горячая деформация практически не влияют на размер и форму частиц первичной фазы Zr_3Zn_2 в сплаве. Сравнение морфологических особенностей этой фазы в литом и деформированном состояниях подтверждает ее высокую микротвердость и деформационную устойчивость, поскольку включения фазы практически не измельчаются при горячей деформации (см. рис. 2, в).

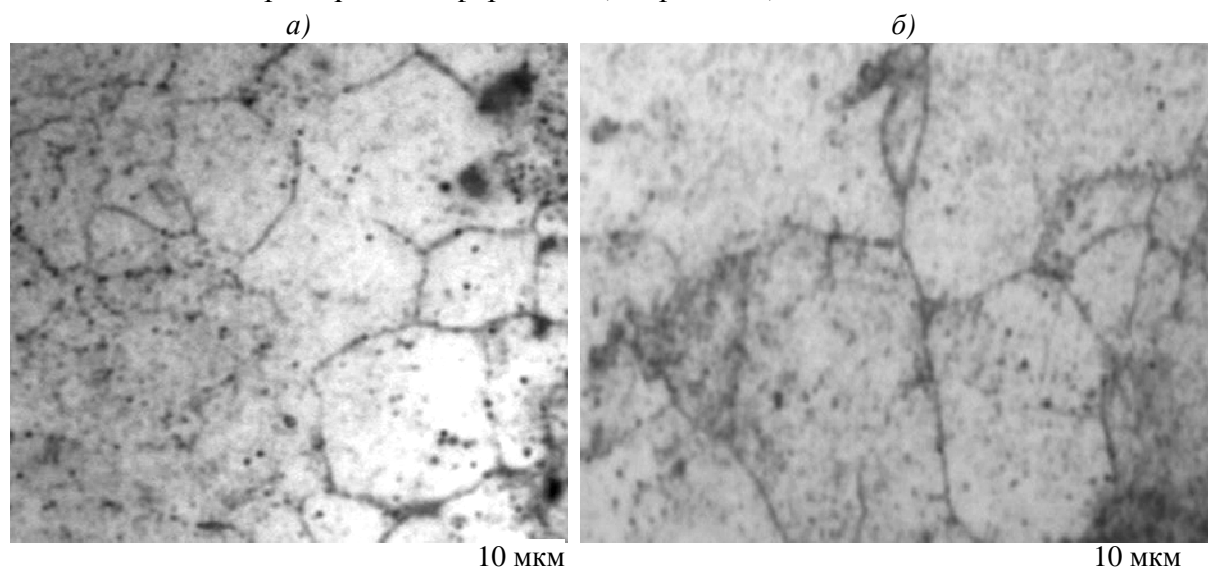


Рис. 3. Микроструктура в радиальном (а) и хордовом направлениях (б) деформированного полуфабриката из сплава МА14 после завершающей стадии штамповки

Обычно упрочняющие фазы в процессе деформации металла располагаются строго ориентированно – в направлении течения металла, – что является одной из причин проявления анизотропии второго рода для магниевого сплава с гексагональной плотноупакованной решеткой. Для большинства магниевых сплавов весьма значительна степень анизотропии величины предела текучести как наиболее структурно чувствительной характеристики. Анализ полученных результатов свидетельствует о том, что максимальная степень анизотропии значений предела текучести ($\sim 62\%$) характерна для прессованного прутка $\varnothing 80$ мм исследуемого сплава в состаренном состоянии (табл. 3). Подобное явление объясняется высокой степенью деформации (95%) при прессовании прутка, а также процессами дополнительного выделения дисперсных частиц упрочняющих фаз (при последующем старении), которые ориентированы в направлении оси прессования.

Видно также (см. табл. 3), что в штампованном полуфабрикате практически полностью отсутствует анизотропия исследованных в работе механических свойств, включая предел текучести. Это объясняется тем, что в процессе изготовления данных штамповок из сплава МА14 использована схема предварительной осадки заготовок,

рассчитана последовательность изменения направления приложения усилий при деформации и оптимизирована их величина.

Применение при изготовлении штамповок разработанной схемы обработки давлением и оптимального температурного режима нагрева заготовок при проведении многоступенчатой деформации способствовали исчезновению выраженной направленности выделения упрочняющих фаз в структуре изготовленного полуфабриката. Сопровождающие этот процесс статическая и динамическая рекристаллизации привели к формированию мелких равноосных зерен, по границам которых расположена сетка высокодисперсных частиц цирконидов цинка (см. рис. 3).

Таким образом, мелкозернистая структура штампованных полуфабрикатов из серийного магниевых сплава МА14, достаточно устойчивый к термическим и деформационным воздействиям фазовый состав, особенности морфологии и топологии основных интерметаллидных фаз обеспечивают стабильный уровень механических свойств, их малую анизотропию (при условии соблюдения установленных технологических параметров).

Таблица 3

Зависимость механических свойств* сплава МА14 от технологических факторов

Полуфабрикат	Режим термообработки	Направление вырезки образца	σ_b	$\sigma_{0,2}$	δ	ψ
			МПа		%	
Пруток диаметром, мм: 220	Без термообработки (исходное состояние)	Продольное	300	255	12,0	22,0
		Поперечное	280	128	18,5	17,2
	Т1	Продольное	310	265	11,6	21,0
		Поперечное	283	138	15,5	14,1
80	Без термообработки (исходное состояние)	Продольное	326	218	14,2	30,5
		Поперечное	292	128	20,8	20,7
	Т1	Продольное	344	309	14,4	26,9
		Поперечное	300	152	19,2	20,5
Штамповка	Без термообработки (исходное состояние)	Радиальное	281	193	10,0	17,2
		Тангенциальное	282	194	10,0	16,5
	Т1	Радиальное	298	212	8,0	13,9
		Тангенциальное	284	206	8,4	13,6

* Приведены минимальные значения свойств по результатам испытания 5-ти образцов.

Цирконий в высокопрочном сплаве МА14 является наиболее активным фазообразующим элементом – при его участии формируются как циркониды цинка $ZrZn_2$, Zr_3Zn_2 , $Zr_2(Al, Zn)$, так и возможно возникновение гидридов циркония $\epsilon-ZrH_2$ и $\delta-ZrH$.

Устойчивые к воздействию технологических факторов циркониды Zn вносят основной вклад в упрочнение сплава и повышают уровень механических свойств в серийных полуфабрикатах.

Особенности формирования структуры и фазового состава серийных полуфабрикатов из сплава МА14 зависят не только от температуры и степени деформации, но также от схемы и направления приложенных усилий.

Сплав МА14 по своей природе склонен к проявлению анизотропии. Однако анизотропию механических свойств штампованных полуфабрикатов можно практически избежать благодаря формированию равноосной структуры при достаточно равномерном распределении упрочняющих фаз, применяя разработанную схему приложения усилий в процессе деформации.

ЛИТЕРАТУРА

1. Николас А., Рольник С. Применение магниевых компонентов в аэрокосмической промышленности //Аэрокосмический курьер. 2011. №1. С. 42–44.
2. Волкова Е.Ф. Современные деформируемые сплавы и композиционные материалы на основе магния //МиТОМ. 2006. №11. С. 5–9.
3. Волкова Е.Ф., Морозова Г.И. Влияние цирконидов цинка на механические и технологические характеристики магниевых сплавов //Технология легких сплавов. 2004. №5. С. 20–24.
4. Лашко Н.Ф., Заславская Л.В., Козлова М.Н. и др. Физико-химический фазовый анализ сталей и сплавов.– М.: Металлургия. 1978. 336 с.
5. Сокольская Л.Н. Газы в легких металлах.– М.: Металлургиздат. 1969. 115 с.
6. Волкова Е.Ф., Морозова Г.И. Роль водорода в деформируемых магниевых сплавах системы Mg–Zn–Zr–PЗМ //МиТОМ. 2008. №3. С. 13–17.
7. Морозова Г.И., Лашко Н.Ф., Назарова М.П. и др. Анализ интерметаллидных включений в дефектных отливках из сплавов системы Mg–Zn–Zr //Технология легких сплавов. 1976. №9. С. 13–17.

УДК 621.792.8

В.П. Мигунов, Д.П. Фарафонов

ИССЛЕДОВАНИЕ ОСНОВНЫХ ЭКСПЛУАТАЦИОННЫХ СВОЙСТВ НОВОГО КЛАССА УПЛОТНИТЕЛЬНЫХ МАТЕРИАЛОВ ДЛЯ ПРОТОЧНОГО ТРАКТА ГТД

Разработаны принципиально новые истираемые уплотнительные материалы на основе дискретных металлических волокон для компрессора и турбины ГТД на рабочие температуры до 1100°С. Проведены лабораторные исследования основных эксплуатационных свойств разработанных материалов. По уровню эксплуатационных свойств материалы не имеют аналогов. Благодаря высокой истираемости их применение позволит уменьшить величину радиальных зазоров в проточном тракте ГТД для предотвращения утечек рабочего газа и значительно уменьшить износ лопаток по торцам при их соприкосновении и врезании в уплотнительные материалы.

Ключевые слова: *истираемые уплотнительные материалы, металлические волокна, свойства, истираемость.*

Одним из способов снижения удельного расхода топлива и повышения КПД силовых установок ГТД является предотвращение утечек рабочего газа через радиальные зазоры между торцами лопаток и статорными деталями турбин и компрессоров ГТД за счет уменьшения величины радиальных зазоров. Однако это связано с опасностью соприкосновения лопаток с деталями статора вследствие деформации корпуса и ротора при маневрах самолета и работе ГТД на нестационарных режимах, при вибрации и в ряде других случаев, что может привести к износу лопаток и даже к поломке контактирующих деталей.

Решить эту проблему можно путем разработки и применения специальных уплотнительных материалов, обладающих способностью «истираться» при взаимодействии с вращающимися лопатками, не изнашивая торцы лопаток. Такие материалы наряду с высокой истираемостью должны обладать и рядом других физико-механических и триботехнических свойств, способных удовлетворять реальным условиям работы двигателя. Разработка уплотнительного материала, сочетающего высокую истираемость