№ 2 2011

АВИАЦИОННЫЕ МАТЕРИАЛЫ И ТЕХНОЛОГИИ

НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ СБОРНИК

ИЗДАЕТСЯ С 2000 ГОДА

ПЕРИОДИЧНОСТЬ 4 ВЫПУСКА В ГОД

Учредитель периодического издания ФГУП «ВИАМ»

Редакционный совет

Главный редактор Каблов Е.Н. академик РАН, профессор

Заместитель главного редактора Демонис И.М. канд. техн. наук

Члены совета

Антипов В.В.	канд. техн. наук
Гращенков Д.В.	канд. техн. наук
Дворяшин В.Г.	
Ерасов В.С.	канд. техн. наук
Кондрашов Э.К.	докт. техн. наук
Кучеревский А.П.	
Ломберг Б.С.	докт. техн. наук
Лукин В.И.	докт. техн. наук
Луценко А.Н.	канд. техн. наук
Орлов М.Р.	докт. техн. наук
Оспенникова О.Г.	канд. техн. наук
Петрова А.П.	докт. техн. наук
Подъячев В.Н.	канд. техн. наук
Чурсова Л.В.	канд. техн. наук
Шевченко Ю.Н.	канд. техн. наук
Шетанов Б.В.	докт. техн. наук

Официальные рецензенты издания:

Банных О.А.	академик РАН
Берлин А.А.	академик РАН
Ильин А.А.	академик РАН
Стороженко П.А.	член-кор. РАН

Адрес редакции

Россия, 105005, Москва, ул. Радио, 17, ФГУП «ВИАМ» Телефоны: 8-499-263-87-37, 263-85-60, 263-87-18 Факс: 8-499-267-86-09 E-mail: journal@viam.ru www. journal.viam.ru

Издатель ФГУП «ВИАМ»

Номер свидетельства о регистрации средства массовой информации ПИ №ФС77-35448 Журнал включен в перечень научных изданий, публикующих результаты диссертационных работ на соискание ученой степени

Подписной индекс 48616 в каталоге ОАО Агентства «Роспечать»

© ФГУП «Всероссийский институт авиационных материалов»

В издании представлены научные направления: материаловедение (машиностроение); металловедение и термическая обработка металлов; технология и переработка полимеров и композитов.

СОДЕРЖАНИЕ

Ю.В. Лощинин, С.И. Пахомкин, А.С. Фокин. Влияние скорости нагревания при исследовании фазовых превращений в алюминиевых сплавах методом ДСК

Н.А. Белов. Экономнолегированные жаропрочные алюминиевые сплавы: принципы оптимизации фазового состава

6

11

20

22

3

И.А. Тренинков, А.А. Алексеев, Д.В. Зайцев, Е.В. Филонова. Исследования фазовых и структурных изменений, а также остаточных напряжений в процессе высокотемпературной ползучести в сплаве ВЖМ4

К.В. Сорокин, В.В. Мурашов, М.Ю. Федотов, В.А. Гончаров. Прогнозирование развития дефектов в конструкциях из ПКМ способом определения изменений жесткости при актюировании материала

Е.Н. Каблов, Д.В. Гращенков, Н.Е. Уварова. Исследования методом инфракрасной спектроскопии структурных изменений гелей в процессе термической обработки при получении высокотемпературных стеклокерамических материалов по золь-гель технологии

Б.С. Ломберг, М.М. Бакрадзе, Е.Б. Чабина, Е.В. Филонова. Взаимосвязь структуры и свойств высокожаропрочных никелевых сплавов для дисков газотурбинных двигателей

Р.В. Акатенков, С.В. Кондрашов, А.С. Фокин, П.С. Мараховский. Особенности формирования полимерных сеток при отверждении эпоксидных олигомеров с функциализованными нанотрубками

Р.Р. Мухаметов, К.Р. Ахмадиева, Л.В. Чурсова, Д.И. Коган. Новые полимерные связующие для перспективных методов изготовления конструкционных волокнистых ПКМ

25

31

СПИСОК АВТОРОВ

	Лолжность				
Акатенков Роман Вячеславович	Инженер II категории	-			
Алексеев Александр Анатольевич	Начальник сектора				
Ахмадиева Ксения Расимовна	Инженер II категории				
Бакрадзе Михаил Михайлович	Заместитель				
•	начальника лаборатории				
Белов Николай Александрович	Профессор кафедры				
	технологии литейных				
	процессов НИТУ «МИСиС»				
Гончаров Виталий Александрович	Инженер				
Гращенков Денис Вячеславович	Заместитель				
	Генерального директора				
Зайцев Денис Владимирович	Ведущий инженер				
Каблов Евгений Николаевич	Генеральный директор	Контактные			
Коган Дмитрий Ильич	Ведущий инженер	телефоны 8-499-261-86-77 8-499-263-87-25			
Кондрашов Станислав Владимирович	Ведущий научный сотрудник				
Ломберг Борис Самуилович	Главный научный сотрудник				
Лощинин Юрий Васильевич	Начальник сектора	E-mail:			
Мараховский Петр Сергеевич	Инженер	admin@viam.ru			
Мурашов Виктор Васильевич	Главный научный сотрудник				
Мухаметов Рамиль Рифович	Начальник сектора]			
Пахомкин Станислав Игоревич	Инженер				
Сорокин Константин Владимирович	Инженер II категории				
Тренинков Игорь Александрович	Ведущий инженер				
Уварова Наталья Евгеньевна	Инженер I категории				
Федотов Михаил Юрьевич	Инженер				
Филонова Елена Владимировна	Начальник сектора				
Фокин Андрей Сергеевич	Инженер				
Чабина Елена Борисовна	Начальник лаборатории]			
Чурсова Лариса Владимировна	Заместитель				
	Генерального директора				

УДК 669.715

Ю.В. Лощинин, С.И. Пахомкин, А.С. Фокин

ВЛИЯНИЕ СКОРОСТИ НАГРЕВАНИЯ ПРИ ИССЛЕДОВАНИИ ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВАХ МЕТОДОМ ДСК*

Приводятся результаты исследования процессов распада при нагреве закаленных твердых растворов промышленных сплавов B-1469 (Al–Li–Cu–Mg–Ag–Mn–Zr–Sc) и 1913 (Al–Zn–Mg–Cu–Mn–Zr–Sc) с использованием метода дифференциальной сканирующей калориметрии (ДСК). По смещению температуры пиков, ответственных за выделение и растворение метастабильных и стабильных упрочняющих фаз на кривых ДСК, полученных при разных скоростях нагрева, определена энергия активации по методу Киссинжера. Показано, что выделение стабильной η-фазы при старении сплава 1913 характеризуется в 2 раза меньшей энергией активации по сравнению с энергией активации выделения T_1 -фазы при старении сплава B-1469. Показано влияние продолжительности естественного старения на смещение пиков, характеризующее изменение структуры на ранних стадиях естественного старения и последующий распад твердого раствора.

Ключевые слова: ДСК, энергия активации, распад твердого раствора, старение, метастабильное состояние, зоны Гинье–Престона–Богоряцкого.

Метод дифференциальной сканирующей калориметрии (ДСК) широко используется для исследования фазовых превращений в алюминиевых сплавах [1]. Из кривых ДСК, полученных при разных скоростях нагрева образцов в закаленном и состаренном состоянии, возможно оценить величину энергию активации выделения и растворения метастабильных и стабильных фаз по методу Киссинжера [2], базирующемуся на предположении о совпадении максимума (минимума) пика теплового эффекта на кривой с максимальной скоростью превращения. Термодинамические характеристики кинетики превращений позволяют оценить влияние легирования на упрочнение сплавов и оптимизировать режимы старения. В работе приводятся результаты исследования с использованием метода ДСК для промышленных сплавов В-1469 (Al–Li–Cu–Mg–Ag–Mn–Zr–Sc) и 1913 (Al–Zn–Mg–Cu–Mn–Zr–Sc).

Материалы и методы исследования

Образцы сплавов В-1469 и 1913 для исследований методом ДСК изготовляли размером 4×4×1 мм из листа толщиной 2,5 мм и путем шлифования удаляли слой плакировки с поверхности образца. Образцы сплава 1913 подвергали отжигу на твердый раствор при температуре 450°C, 30 мин и закаливали при комнатной температуре в воде. Время между закалкой и началом измерения в калориметре ДСК образцов сплава 1913 не превышало 15 мин. Образцы сплава В-1469 находились в состоянии Т – закалка с 530°C, 30 мин (охлаждение в воде), после длительного естественного старения (1 год) и в свежезакаленном состоянии.

Измерения кривых ДСК проводились на дифференциальном сканирующем калориметре DSC 404 F1 (фирма «Netzsch», Германия) при нагреве в интервале температур от 30 до 550°C со скоростью 0,7; 3 и 10 К/мин в проточной среде гелия.

^{*} По материалам доклада на научно-технической конференции «Создание и исследование конструкционных материалов для новой техники», посвященной 100-летию С.З. Бокштейна (Москва, ВИАМ, 18 января 2011 г.)

Результаты и обсуждение

Для сплавов B-1469 и 1913 была сделана серия калориметрических измерений ДСК с разной скоростью сканирования (0,7; 3 и 10 К/мин), чтобы исследовать температуры экзо- и эндотермических тепловых эффектов структурных превращений. Таким образом, можно выбрать оптимальные скорости сканирования, учитывая влияние кинетических явлений, – для последовательного анализа и получения необходимой информации. Экзотермический тепловой эффект является следствием объединения атомов вещества. Эндотермический тепловой эффект соответствует растворению (разъединению) или возвращению в первоначальное состояние – до нагревания. Смещение температуры пиков сигналов в зависимости от скорости сканирования подтверждает, что фазовые превращения являются термически активируемыми явлениями, из которых можно получить энергию активации.

Исходя из последних представлений о формировании упрочняющих фаз при распаде закаленного твердого раствора при старении сплавов системы Al–Li–Cu–Mg [3] с содержанием 1,3% (по массе) Li с добавками Ag и Zr следует, что – при нагреве образцов, близких по составу сплаву B-1469, после длительного естественного старения – на кривых ДСК эндотермический пик A (рис. 1, кривая 3) трактуется как растворение зон Гинье–Престона–Богоряцкого (ГПБ или метастабильной фазы δ ") с последующим формированием δ '-упорядоченной фазы Al₃Li (см. рис. 1, кривая 3, пик B) вокруг дисперсных частиц Al₃Zr [4, 5], выделившихся при отжиге под закалку при 530°С. По ходу нагрева экзотермический пик D соответствует выделению T₁-фазы (Al₂LiCu), формирующейся вторым слоем вокруг фазы δ ' [4]. При дальнейшем нагреве экзотермический пик E, очевидно, связан с выделением T₂-фазы (Al₆LiCu), характерной для высокотемпературного старения.



Рис. 1. Кривые ДСК сплава В-1469-Т после естественного старения в течение 1 года (1-3) и 15 мин (4) при нагреве со скоростью 0,7 (1); 3 (2) и 10 К/мин (3, 4)



Рис. 2. Кривые ДСК сплава 1913-Т после естественного старения в течение 15 мин (1-3), 1 сут (4) и 3-х недель (5) при нагреве со скоростью 0,7 (1); 3 (2) и 10 К/мин (3-5)

Предварительная термическая обработка сплава 1913 практически не влияет на объемную долю стабильной п-фазы $(MgZn_2)$, так как в процессе естественного старения сплава - независимо от дефектности структуры (вакансии закалки и дислокации) и вида предварительной термической обработки - происходит вначале образование зон ГПБ и гомогенное выделение метастабильной η'-фазы, на основе которой интенсивно формируются крупные выделения п-фазы размером от 0,2 до 0,5 мкм [6]. Пик А на кривых ДСК (рис. 2) характеризует растворение зон при длительном старении, пик В – достаривание сплава с довыделением п'-фазы, пик С соответствует п'→п-превращению.

На кривых ДСК (см. рис. 1 и 2) при скорости нагрева 0,7 К/мин наблюдаются очень слабые проявления тепловых эффектов, которыми сопровождаются последовательное выделение и растворение упрочняющих метастабильных и стабильных фаз. При скорости нагрева 10 К/мин на кривых ДСК наблюдаются увеличенные амплитуды пиков тепловых эффектов, так как за один и тот же промежуток времени при высокой скорости нагревания поглотится (эндотермический эффект) или выделится (экзотермический эффект) больше тепла. Отличие в положении максимумов пиков наблюдается и в зависимости от продолжительности естественного старения сплавов. На кривых ДСК при одной и той же скорости нагрева 10 К/мин для свежезакаленных (время между закалкой и началом измерения не более 15 мин) образцов сплавов В-1469 и 1913 температуры максимального выделения стабильных, соответственно, T_1 - и η-фаз сдвигаются в область высоких температур. Сдвиг наблюдается и для выделений δ' -фазы (пик *B*) в сплаве В-1469.

Эти результаты хорошо согласуются с общепринятой теорией об основных изменениях в структуре алюминиевых сплавов на ранних стадиях естественного старения [7]. Подобный характер кривых ДСК и значения температур фазовых превращений наблюдали ранее [8] при калориметрических исследованиях закаленных на твердый раствор сплавов системы Al–Li–Cu–Mg, близких по составу B-1469. Пик *C* при 187°C (участок кривой *3* на рис. 1), выделенный из суперпозиции пиков *B–C*, возможно, ответственен за выделение Ω' -фазы [5] (или T'_1 -фазы).

По результатам определения температуры максимумов выделения метастабильных и стабильных фаз (см. таблицу) по методу Киссинжера оценили энергию активации выделений из выражения

$$\frac{\mathrm{d}\left[\mathrm{ln}(\beta/T_{\mathrm{max}}^2)\right]}{\mathrm{d}(1/T_{\mathrm{max}})} = -\frac{E}{R}$$

где β – скорость нагревания; *T*_{max} – температура максимальной скорости превращения, К; *E* – энергия активации; *R* – газовая постоянная, равная 8,314 Дж/(К·моль).

Полученные значения энергии активации (см. таблицу) выделения метастабильных и стабильных фаз не противоречат оценкам, полученным ранее для подобных композиций сплавов [3].

Сплав	Продолжительность	Скорость	Значения параметров* для пиков					
	естественного	нагрева,	(см. рис. 1 и 2)					
	старения	К/мин						
	Пики		В		D	E		F
B-1469-T	1 год	0,7	141/137	20	04/122	_		_
		3	151/137	2	19/122	284/1	15	330/148
		10	169/137	24	45/122	310/1	15	354/148
	15 мин	10	194/-	2	264/-	313/-	_	364/-
Пики		Α		(2		D	
1913-T	15 мин	0,7	_		174/58			_
		3	_		219/58			_
		10	_		253/58			348/-
	1 сут	10	120/- 239/-			325/-		
	3 недели	10	120/- 236/-			316/-		

Термодинамические параметры кинетики фазовых превращений в сплавах B-1469-T и 1913-T

* В числителе – температура максимума, °С; в знаменателе – энергия активации превращения, кДж/моль.

В результате длительного естественного старения (1 год) в структуре сплава В-1469-Т с содержанием 1,2% (по массе) Li сформированы зоны ГПБ – на кривых ДСК при нагреве 10 К/мин при температуре 122°С наблюдается эндотермический пик (*A* – см. рис. 1) растворения зон ГПБ.

Показано, что выделение стабильной η -фазы при старении сплава 1913 характеризуется в 2 раза меньшей энергией активации по сравнению с энергией выделения T_1 -фазы при старении сплава B-1469.

Для сплавов, не прошедших низкотемпературную стадию старения, очевидно, энергия активации выделений метастабильных и стабильных фаз будет выше, о чем свидетельствует смещение пиков тепловых эффектов на кривых ДСК у свежезакаленных образцов исследованных сплавов B-1469 и 1913 в область более высоких температур.

ЛИТЕРАТУРА

- 1. Wei F., Zhao Z.K., Liu P.Y., Zhou T.T. Materials Forum. 2004. V. 28. P. 75.
- 2. Уэндландт У. Термические методы анализа. М.: Мир. 1978. 200 с.
- 3. Starink M.J., Gregson P.J. //Scr. Metall. Mater. 1995. V. 33. P. 893–900.
- 4. Истомин-Костровский В.В., Шамрай В.Ф., Грушко О.Е., Клочкова Ю.Ю., Рязанцева М.А. //Металлы. 2010. №5. С. 73–78.
- Lukina E.A., Alekseev A.A., Antipov V.V. and etc. Proc. of the 12th Intern. Conf. on Aluminium Alloys, September 5–9, 2010, Yokohama, Japan //The Japan Institute of Light Metals. 2010. P. 1984–1989.
- Fang W., Jinshan L., Rui H., Hongchao K. //Chinese Journal of Aeronautics. 2008. V. 21. P. 565–570.
- 7. Бокштейн С.З. Строение и свойства металлических сплавов. М.: Металлургия. 1971. 224 с.
- Mukhopadhyay A.K., Tite C.N.J., Flower H.M., Gregson P.J., Sale F. //Journal de Physique. 1987. V. 48. 9. P. 439–446.

УДК 669.018.44:669.717

Н.А. Белов

ЭКОНОМНОЛЕГИРОВАННЫЕ ЖАРОПРОЧНЫЕ АЛЮМИНИЕВЫЕ СПЛАВЫ: ПРИНЦИПЫ ОПТИМИЗАЦИИ ФАЗОВОГО СОСТАВА*

Представлены результаты анализа многокомпонентных фазовых диаграмм применительно к жаропрочным алюминиевым сплавам. На базе этого анализа обоснована принципиальная возможность создания экономнолегированных сплавов для получения деталей ответственного назначения, работающих при нагревах до 300–350°С. Предлагаются жаропрочные алюминиевые сплавы нового поколения: литейный системы Al–Fe–Mn–Ni–Zr и деформируемый системы Al–Cu–Mn–Zr. Эти сплавы существенно превосходят промышленные сплавы системы Al–Cu по совокупности служебных, технологических и экономических характеристик.

Ключевые слова: алюминиевые сплавы, многокомпонентные фазовые диаграммы, жаропрочность.

Наиболее высокой жаропрочностью среди алюминиевых сплавов обладают сплавы системы Al-Cu: литейные типа AM5 (ГОСТ 1583–93) и деформируемые типа 1201, Д16, AK4-1 (ГОСТ 4784–97) [1, 2]. Однако их рабочие температуры не превышают

^{*} По материалам доклада на научно-технической конференции «Создание и исследование конструкционных материалов для новой техники», посвященной 100-летию С.З. Бокштейна (Москва, ВИАМ, 18 января 2011 г.)

250°С, и повысить этот уровень для базовых композиций данных сплавов вряд ли возможно. С другой стороны, известно, что существенно улучшить жаропрочность алюминиевых сплавов можно путем легирования их переходными металлами (ПМ) с повышенной концентрацией [2]. Положительные результаты были достигнуты при использовании различных методов сверхбыстрого затвердевания расплава и последующих операций порошковой металлургии (так называемая RS/PM технология) [3].

С учетом высокой стоимости изделий, получаемых с помощью RS/PM технологий, в МИСиС автором и его коллегами были разработаны принципиально новые литейные и деформируемые жаропрочные алюминиевые сплавы, ориентированные на традиционные литейные технологии и имеющееся оборудование [4–6]. Разработке новых жаропрочных алюминиевых сплавов, предназначенных для получения фасонных отливок, предшествовало создание принципов их легирования на базе анализа многокомпонентных фазовых диаграмм [7–9]. Технологический цикл получения фасонных отливок и деформированных полуфабрикатов из новых сплавов намного короче по сравнению с технологией получения марочных сплавов системы Al–Cu (в частности, отсутствует операция закалки).

В качестве примера рассмотрен сплав АН4Мц2, относящийся к группе никалинов [4]. Базовая композиция, использованная при разработке этого сплава, впервые указана в патентах РФ №2001145 и №2001147 (публ. 15.10.1993, бюл. №37–38), а научная сущность оптимизации состава и структуры сплава АН4Мц2 отражена в работах [7, 8]. Получение тонкостенных фасонных кокильных отливок из никалина АН4Мц2 в производственных условиях ОАО «ВАСО» и ОАО «Ил» подтвердило их высокие литейные свойства на уровне безмедистых силуминов типа АК7ч. (т. е. гораздо выше, чем у сплавов типа АМ5). Сравнение характеристик сплава АН4Мц2 с марочными сплавами показывает, что в отличие от последних, которые при нагреве свыше 250°С сильно разупрочняются, свойства предлагаемого сплава при комнатной температуре после длительного нагрева до 350°С (включительно) полностью сохраняются. Однако никалин АН4Мц2 следует рассматривать скорее в качестве модельной композиции, поскольку в его составе предполагается низкое содержание железа, т. е. для его производства требуется алюминий высокой чистоты.

Для обоснования возможности разработки экономнолегированного жаропрочного никалина был проведен анализ фазового состава системы Al–Ni–Mn–Fe–Si–Zr. Этот анализ показал, что наличие железа и кремния существенно усложняет фазовый состав по сравнению с базовым сплавом AH4Mц2. С другой стороны, установлено, что с уменьшением концентрации никеля с 4 до 2% допустимая концентрация железа, при которой не образуются первичные интерметаллиды и обеспечивается высокая дисперсность эвтектики, увеличивается до ~0,5–0,7% (рис. 1). При этом интервал кристаллизации не превышает 10°C, что позволяет обеспечить высокие литейные свойства. Анализ фазовой диаграммы Al–Ni–Mn–Fe–Si–Zr также показал, что допустимая концентрация кремния должна быть существенно ниже, чем железа. Это связано с тем, что этот элемент значительно расширяет интервал кристаллизации, что увеличивает склонность сплава к образованию горячих трещин при литье (рис. 2).

Оптимизация фазового состава позволила разработать новый жаропрочный литейный никалин АН2ЖМц (заявка на пат. РФ 2010144164 от 29.10.2010), который по совокупности экономичности, технологичности и основных эксплуатационных свойств существенно превосходит наиболее жаропрочные марочные литейные алюминиевые сплавы типа AM5. Этот сплав имеет доэвтектическую структуру, весьма близкую к распространенным силуминам типа АК7ч. Гетерогенизирующий отжиг приводит к образованию дисперсоидов Al₆Mn и Al₃Zr, которые обеспечивают удачное сочетание низко- и высокотемпературных механических свойств. Отливки из никалина AH2ЖМц можно получать на имеющемся оборудовании, при этом их термообработка достаточно проста, так как включает в себя только отжиг. Особенно предпочтительны тонкостенные отливки сложной формы, поскольку в этом случае, с одной стороны, реализуются высокие литейные свойства сплава АН2ЖМц, а с другой – повышенная скорость охлаждения желательна с точки зрения дисперсности эвтектики и полного вхождения циркония в алюминиевый твердый раствор при кристаллизации.



Рис. 1. Проекция ликвидус диаграммы Al–Ni–Mn–Fe при 1%Мn и микроструктура сплава Al–4%Ni–1%Mn–0,5%Fe



Рис. 2. Влияние примеси кремния на неравновесную кристаллизацию (*a*), горячеломкость (б) и микроструктуру (*в*) никалина АН2ЖМц

Деформируемые сплавы должны обладать высокой технологичностью при обработке давлением, при этом желательно исключить операцию гомогенизации слитков. Для того чтобы добиться сочетания высокой технологичности и необходимых требований к эксплуатационным свойствам, автором и его коллегами предложена принципиально новая группа жаропрочных алюминиевых сплавов (далее АЛТЭК), которые предназначены для получения различных деформированных полуфабрикатов (листы, прутки, профили, панели, трубы, штамповки, поковки) [6]. Базовой системой для этих сплавов является система Al–Cu–Mn–Zr при содержании легирующих компонентов не более 5% (по массе) и обычных требованиях по примесям (в том числе по железу). По значению исходных механических свойств предлагаемые сплавы находятся приблизительно на одном уровне с известными жаропрочными сплавами типа 1201 (σ_B =350–450 MПа). Особенностью предлагаемых сплавов является то, что технологический цикл получения деформированных полуфабрикатов существенно короче. В частности, отсутствуют операции гомогенизации (слитков) и закалки (полуфабрикатов).

Анализ фазовой диаграммы Al–Cu–Mn (рис. 3) показал, что оптимальная структура может быть достигнута в области концентраций 1-3% Си и 1-2% Mn. При таких концентрациях количество эвтектических включений (в том числе Al₂Cu) в литом состоянии минимально. Это означает, что практически все количество меди и марганца находится в алюминиевом твердом растворе. Такая почти однофазная структура, реализуемая в литых слитках сплава АЛТЭК, обеспечивает высокую пластичность (в том числе при холодной деформации). В процессе отжига холоднокатаных листов образуются дисперсоиды Al₂₀Cu₂Mn₃ (их типичный размер в пределах 100–500 нм), которые существенно затрудняют рекристаллизацию и в значительной мере сохраняют деформационное упрочнение. С другой стороны, анализ фазовой диаграммы Al-Zr (в том числе применительно к неравновесным условиям) показал, что добавка циркония в количестве 0,4-0,6% позволяет повысить прочность вследствие образования дисперсоидов Al₃Zr, которые также формируются при отжиге листов, но обладают существенно меньшими размерами (<10 нм). Таким образом, технология получения полуфабрикатов упрощается до предела: литье слитков, деформация (в том числе без предварительного нагрева), отжиг полуфабрикатов при 300-450°С. При этом отжиг обеспечивает не только оптимальное сочетание механических свойств, но и стабилизирует структуру (т. е. при нагревах ниже температуры отжига структура, а, следовательно, и механические свойства не меняются).



Рис. 3. Изотермическое при 540°С (*a*) и политермическое при 2%Си (б) сечения диаграммы Al–Cu–Mn (— концентрационные области деформируемых алюминиевых сплавов 1201 и АЛТЭК)

Производство новых сплавов взамен марочных сплавов типа 1201 не потребует специального оборудования. Для получения слитков и деформируемых полуфабрикатов можно будет использовать имеющееся оборудование.

Промышленное использование предлагаемых сплавов может принести следующие преимущества:

 повышение производительности за счет сокращения технологического цикла получения деформированного полуфабриката;

освобождение площадей от неиспользуемого оборудования (в частности, закалочных печей и закалочных емкостей);

– сокращение числа рабочих (в частности, занятых в процессе термообработки, а также в обслуживании печей);

– уменьшение потребления электроэнергии за счет сокращения продолжительности термообработки и снижения температуры;

– уменьшение объема вредных выбросов за счет сокращения продолжительности работы печей;

 – сокращение брака (в частности, коробления деформируемых полуфабрикатов), возникающего при закалке, вследствие устранения в технологическом цикле данной операции;

– возможность повышения рабочих температур для изделий.

Проект, основанный на данной разработке, победил в 2008 г. в Международном конкурсе инноваций «Применение алюминия в транспорте», организованном ОК «Русал» и Международным институтом алюминия (IAI). В 2009 г. работа по разработке сплава АЛТЭК (пат. РФ 2287600, публ. 20.11.2006, бюл. №32) награждена дипломом лауреата выставки «Металл-Экспо» в 2009 г. В настоящее время прорабатывается проект по использованию этого сплава в нефтяной промышленности для изготовления ступеней погружного насоса, которые изготовляют в основном из специального никельсодержащего чугуна – нирезиста.

Таким образом, на базе анализа многокомпонентных фазовых диаграмм (применительно к жаропрочным алюминиевым сплавам) обоснована принципиальная возможность создания экономнолегированных сплавов для получения деталей ответственного назначения, работающих при нагревах до 300–350°С. Предложены жаропрочные алюминиевые сплавы нового поколения: литейный никалин АН2ЖМц системы Al–Ni–Mn–Fe–Zr и деформируемый сплав АЛТЭК системы Al–Cu–Mn–Zr. Эти сплавы существенно превосходят промышленные сплавы системы Al–Cu (типа AM5 и 1201) по совокупности служебных, технологических и экономических характеристик.

ЛИТЕРАТУРА

- 1. Промышленные алюминиевые сплавы: Справ. изд. /С.Г. Алиева, М.Б. Альтман и др.– М.: Металлургия. 1984. 528 с.
- 2. Колобнев И.Ф. Жаропрочность литейных алюминиевых сплавов. М. Металлургия. 1973. 320 с.
- 3. Добаткин В.И., Елагин В.И., Федоров В.М. Быстрозакристаллизованные алюминиевые сплавы.– М.: ВИЛС. 1995. 341 с.
- 4. Белов Н.А., Золоторевский В.С. Литейные сплавы на основе алюминиевоникелевой эвтектики (никалины) как возможная альтернатива силуминам //Цветные металлы. 2003. №2. С. 99–105.
- 5. Белов Н.А., Алабин А.Н. Перспективные алюминиевые сплавы с добавками циркония и скандия //Цветные металлы. 2007. №2. С. 99–106.

- 6. Белов Н.А., Алабин А.Н. Перспективные алюминиевые сплавы с повышенной жаропрочностью для арматуростроения как возможная альтернатива сталям и чугунам //Арматуростроение. 2010. №2. С. 50–54.
- 7. Belov N.A. Principles of Optimising the Structure of Creep Resisting Casting Aluminium Alloys Using Transition Metals //Journal of Advanced Materials. 1994. 1 (4). P. 321–329.
- 8. Белов Н.А. Использование многокомпонентных диаграмм состояния для оптимизации структуры и состава высокопрочных литейных алюминиевых сплавов //Изв. вузов. Цветная металлургия. 1995. №1. С. 48–57.
- 9. Belov N.A., Alabin A.N., Eskin D.G., Istomin-Kastrovskiy V.V. Optimization of Hardening of Al–Zr–Sc Casting Alloys //Journal of Material Science. 2006. V. 41. P. 5890–5899.

УДК 669.018.44:669.24

И.А. Тренинков, А.А. Алексеев, Д.В. Зайцев, Е.В. Филонова

ИССЛЕДОВАНИЯ ФАЗОВЫХ И СТРУКТУРНЫХ ИЗМЕНЕНИЙ, А ТАКЖЕ ОСТАТОЧНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ В ПРОЦЕССЕ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ ПОЛЗУЧЕСТИ В СПЛАВЕ ВЖМ4*

Проведен системный анализ строения узлов обратного пространства кристаллической решетки. Определены кристаллографические плоскости (244) и (133), имеющие минимальные искажения, обусловленные остаточными напряжениями. Показано, что для определения периодов решеток ү- и ү'-фаз целесообразно использовать эти плоскости. Исследован характер изменения структуры в процессе высокотемпературной ползучести сплава ВЖМ4. Показано, что начиная с выдержки 200 ч в ү-фазе формируется объемная дислокационная структура. При выдержках 400 и 500 ч она заполняет все пространство ү-фазы. В образцах после испытаний на высокотемпературной ползучесть выявлена дислокационная структура в ү'-фазе. При высокотемпературной ползучести выявлен процесс дополнительного распада, в результате которого выделяются наноразмерные ТПУ фазы. Определены остаточные напряжения в ү- и ү'-фазах.

Ключевые слова: жаропрочный никелевый сплав, ү- и ү'-фазы, ползучесть, монокристалл, рентгеновская дифракция, рафт, ПЭМ, РЭМ, напряжение.

Современные никелевые суперсплавы представляют собой твердые растворы на основе никеля с ГЦК неупорядоченной структурой: γ -фаза (матрица), упрочненная выделениями γ' -фазы, являющейся легированным твердым раствором на основе интерметаллида Ni₃Al с упорядоченной ГЦК кристаллической структурой ($L1_2$) [1]. В настоящее время наиболее перспективными являются литые монокристаллические жаропрочные никелевые сплавы, легированные рением и рутением (в частности ВЖМ4) так как они позволяют повысить уровень рабочих температур и ресурс деталей [2].

Системный анализ

После полной термической обработки структура сплава ВЖМ4 представляет собой кубоидные частицы ү'-фазы, обрамленные прослойками ү-фазы. Для лучшего понимания дифракционной картины рентгеновских лучей проведен системный анализ

^{*} По материалам доклада на научно-технической конференции «Создание и исследование конструкционных материалов для новой техники», посвященной 100-летию С.З. Бокштейна (Москва, ВИАМ, 18 января 2011 г.)

строения узлов обратного пространства кристаллической решетки. Выделен элементарный объем структуры – кубоидная частица γ' -фазы, обрамленная прослойками γ -фазы (рис. 1, *a*). Удобно представить γ -фазу в виде набора геометрических фигур. Для полного обрамления куба γ' -фазы необходимы 3 пластины, 3 стержня и один кубик из γ -фазы (рис. 1, δ). Наличие прослоек γ -фазы в виде пластин и стержней приводит к возникновению тетрагональных искажений, что может приводить к появлению дополнительных рефлексов на дифрактограмме и размытию рефлексов. Представление γ -фазы в виде пластин и стержней позволяет объяснить эффект размытия рефлексов от сателлитов, наблюдаемого экспериментально.



Рис. 1. Схема структуры (γ_1 , γ_2 , γ_3 – набор геометрических фигур γ -фазы) современных литых монокристаллических жаропрочных никелевых сплавов, легированных Re и Ru, после полной термической обработки (*a*) и элементарный объем структуры (*б*)

Проведен теоретический расчет объемных долей γ -фазы в виде разных геометрических фигур в зависимости от соотношения объемов γ - и γ' -фаз. Если обозначить размер частицы γ' -фазы как L, а ширину прослоек γ -фазы как h, тогда соотношение объемных долей γ - и γ' -фаз определяется из соотношения $1 = \frac{L^3 + 3hL^2 + 3h^2L + h^3}{(L+h)^3}$. Если принять

 $\frac{h}{L} = x$, тогда объемные доли γ -фазы в виде различных геометрических фигур рассчитываются как $\delta_{\gamma 1} = \frac{x^3}{(1+x)^3}$ – кубики; $\delta_{\gamma 2} = \frac{3x^2}{(1+x)^3}$ – пластины; $\delta_{\gamma 3} = \frac{3x}{(1+x)^3}$ – стержни.

Результаты расчетов в виде графиков представлены на рис. 2. При наиболее характерном для сплава ВЖМ4 содержании γ'-фазы 50% видно, что преобладает γ-фаза в виде пластин. Таким образом, интенсивность областей размытия рефлексов (сателлитов) на дифрактограмме может быть достаточно интенсивной.

Проведенный системный анализ позволил построить решетку обратного пространства с сателлитами, обусловленными прослойками γ-фазы в виде разных геометрических фигур (рис. 3). В зависимости от Миллеровских индексов, не равных нулю, возможно образование одного, двух или трех сателлитов.





Рис. 2. Теоретический расчет объемных долей γ-фаз разных геометрических форм (см. рис. 1): -·- кубоиды (γ'); — пластины (γ₂); стержни (γ₃); - - - γ₂+γ₃; -··- γ₁+γ₂+γ₃

Рис. 3. Кристаллическая решетка обратного пространства с сателлитами, обусловленными прослойками γ-фазы в виде разных геометрических фигур

Экспериментальное подтверждение построенной решетки обратного пространства получено в работе [3]. Количество сателлитов и их расположение совпадают с результатами системного анализа, представленными в данной работе.

Анализ строения узлов обратного пространства кристаллической решетки позволяет оценить количество и месторасположения сателлитов в обратном пространстве, что дает возможность повысить эффективность исследований при моделировании трехмерного строения узлов обратного пространства.

С помощью системного анализа обратного пространства кристаллической решетки исследованы дифрактограммы, полученные от образца из сплава ВЖМ4. Узел обратного пространства (004) должен иметь один размытый сателлит, а узел обратного пространства (204) – два сателлита: первый ближе к рефлексу ү'-фазы, второй – отдаленный размытый (см. рис. 3).

На рис. 4, *а* представлена дифрактограмма, полученная от плоскости (004), на которой присутствует размытый рефлекс от сателлита. На дифрактограмме (204) (рис. 4, δ), помимо размытого рефлекса ближе к рефлексу γ '-фазы, присутствует еще один рефлекс. Полученные дифрактограммы подтверждают данные системного анализа.

Для наиболее точного определения периодов решеток γ - и γ' -фаз необходимо выбрать такой рефлекс и условия съемки (геометрия сканирования), которые позволяли бы исключить появление на дифрактограмме от монокристалла сателлитов (других синглетов) и приводили бы к наименьшему смещению рефлексов. Для этого необходимо точно выводить в отражающее положение ту область узла обратной решетки, которая соответствует максимальной интенсивности. Для чего необходимо последовательно уточнять положение осей гониометра. На дифрактограмме, полученной от плоскости (224) (рис. 4, *в*), должно присутствовать 3 сателлита. Зная количество и месторасположение сателлитов, удалось отстроиться от них, что необходимо делать для прецизионного измерения периодов решеток γ - и γ' -фаз.



Рис. 4. Радиальное сечение рефлексов (004), (204), (224), (133) у- и у'-фаз (*a*, *б*, *в*, *г* – соответственно); Си *К*_в-излучение

Напряжения в кристаллографических плоскостях

Для создания экспресс-методики оценки несоответствия периодов кристаллических решеток проведены расчеты с целью выявления плоскостей {*HKL*} с минимальным влиянием остаточных напряжений на период решетки. Такая плоскость {*HKL*} определяется из уравнения $a_{HKL} = a_0$, где a_{HKL} – период решетки, экспериментально определенный по положению центра тяжести рентгеновского рефлекса (*HKL*); a_0 – период решетки фазы без искажений, обусловленных остаточными напряжениями.

Преобразуя закон Гука [4] и уравнение Вульфа–Брега с учетом уравнения упругой деформации плоскостей {*HKL*}, получим уравнение остаточных напряжений $\sigma = E(1-v)\frac{k_{sec}}{a_0}$, где σ – напряжение в кристаллографической плоскости; E – анизо-

тропный модуль Юнга; *v* – анизотропный коэффициент Пуассона; *k*_{экс} – коэффициент, определяемый по экспериментальным данным [5, 6].

Принимая напряжения равными нулю, получаем равенство, которое позволяет определять плоскости, имеющие минимальные искажения, обусловленные остаточными напряжениями:

$$\frac{1-v}{1+v} = \frac{L^2}{H^2 + K^2 + L^2},$$

где *H*, *K*, *L* – индексы интерференции.

Путем сопоставления семейств плоскостей с интервалом значений коэффициента Пуассона получено графическое решение этого уравнения и построена номограмма (рис. 5). Жаропрочные никелевые сплавы имеют коэффициент Пуассона, близкий к 0,38 [7]. Белой точкой отмечена область, в которой выполняется условие $a_{HKL}=a_0$. Из номограммы следует, что периоды решеток, определяемые по положению рефлексов от плоскостей (244) и (133), имеют минимальные смещения, обусловленные остаточными напряжениями. Приведенные оценки справедливы для нерафтированной структуры.



Рис. 5. Номограмма определения условий рентгеновской съемки

Фазы ү и ү' имеют разные периоды решеток. Упругое взаимодействие стремится уменьшить разницу экспериментально наблюдаемых периодов.

Из номограммы следует, что в плоскостях (004) и (204) действуют повышенные напряжения, которые стремятся минимизировать разницу между межплоскостными расстояниями γ - и γ' -фаз, что приводит к сближению рефлексов от этих фаз на дифрактограмме (см. рис. 4, *a*, *б*). В плоскости (133) действуют минимальные напряжения, соответственно на дифрактограмме рефлексы от γ - и γ' -фаз хорошо разделяются (см. рис. 4, *г*), и по этой плоскости можно определить периоды решеток фаз с минимальными искажениями от остаточных напряжений.

Использование межплоскостных расстояний, рассчитанных по другим рефлексам, например (222), приводит к систематическому уменьшению измеряемого несоответствия решеток ү- и ү'-фаз [8] по сравнению с истинным значением, хотя измеренное несоответствие коррелирует с истинным значением. Соответственно период решетки ү-фазы, определенный по этой плоскости, будет меньше реального значения, а период решетки ү'-фазы – больше.

Экспериментальная часть

Проведены исследования образцов из монокристаллического жаропрочного никелевого сплава ВЖМ4 (6% Re, 4% Ru) с ориентировкой [010]. Литые образцы прошли полную термическую обработку (гомогенизация, старение). Испытания на ползучесть проводились при температуре 1000°С и нагрузке 210 МПа. Образцы не доводились до разрушения, а снимались со стенда по очереди через заданное время: 200, 300, 400 и 500 ч. Аналогичные образцы при тех же условиях испытания разрушались через 640–650 ч.

На растровом электронном микроскопе (РЭМ) получены изображения микроструктуры образцов, которая представляет собой рафт-структуру (рис. 6). В образце после 200 ч рафт-структура сформировалась не полностью. Установлено, что в интервале 200–500 ч в γ- и γ'-фазах протекают процессы ползучести с одновременным изменением морфологии γ- и γ'-фаз и формированием инверсионных структур. В образцах после 400 и 500 ч прошла топологическая инверсия.

Методами просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) исследована неоднородность дислокационной структуры в γ -фазе и на (γ/γ')-границах. Установлено, что начиная с выдержки 200 ч в γ -фазе формируется объемная дислокационная структура (см. рис. 6). При выдержках 400 и 500 ч (рис. 7, *a*, *б*) она заполняет все пространство γ -фазы. Такая объемная дислокационная структура обычно характерна для горячедеформированного состояния. После 500 ч достаточно большие области γ' -фазы занимают сетки дислокаций (рис. 7, *в*).



Рис. 6. Микроструктура сплава ВЖМ4 на различных стадиях ползучести, исследованная методами просвечивающей (ПЭМ) и растровой электронной микроскопии (РЭМ)



Рис. 7. Пластическая деформация при образовании объемной дислокационной структуры в γ- (*a*) и γ'-фазах (*б*) при интенсификации процессов инверсии, сетки дислокаций в γ'-фазе (*в*)

При высокотемпературной ползучести выявлен процесс дополнительного распада, в результате которого выделяются наноразмерные ТПУ фазы (рис. 8, *a*). На картинах дифракции видны дополнительные рефлексы от выделившихся фаз. С увеличением длительности выдержки количество и размер выделившихся частиц увеличиваются (рис. 8, δ).













Рис. 8. Темнопольное изображение процесса дополнительного распада в ходе ползучести после 200 (*a*) и 400 ч (б)



Рис. 9. Трехмерная (*a*) и двухмерная (б) совмещенные полюсные фигуры $(001)+\{011\}+\{111\}+\{113\}$ образца и рефлекс (022) (*в*) после испытаний на ползучесть (*Y* – направление деформации)

С помощью рентгеновского дифрактометра получены прямые полюсные фигуры образцов после высокотемпературной ползучести. Построены совмещенные полюсные фигуры (рис. 9, *a*, *б*). Рефлексы на полюсной фигуре вытянуты. По вытянутости рефлексов уточнено направление деформации – оно немного отклоняется от [010] (рис. 9,

б). Тяжи оснований рефлексов указывают на сильную деформацию структуры (рис. 9, в).

По разработанной ранее методике [5, 6] рассчитаны остаточные напряжения и периоды решеток ү- и ү'-фаз, свободные от напряжений в образцах сплава ВЖМ4 после высокотемпературной ползучести (см. таблицу).

() nanpablenne paerxxennx)							
Продолжительность	Фаза	σ _y [010]	σ _{<i>x</i>} [100]	Период	Несоответствие периодов		
испытания, ч		M	Па	решетки, нм	решеток ү- и ү'-фаз, %		
200	γ	71	94	0,36087	0,72		
	γ'	161	83	0,35829			
300	γ	-52	41	0,36111	0,69		
	γ'	56	-14	0,35867			
400	γ	-47	30	0,36099	0,66		
	γ'	56	19	0,35861			
500	γ	-102	17	0,36099	0,66		
	γ'	28	33	0,35860			

Результаты расчета остаточных напряжений и периодов решеток (v – направление растяжения)

При испытаниях на длительную прочность в интервале 200–500 ч периоды γ - и γ' -фаз изменяются незначительно (рис. 10, *a*). Несоответствие периодов уменьшается вплоть до 400 ч, далее изменяется незначительно (рис. 10, *б*). В образце при выдержке 200 ч в γ - и γ' -фазах выявлены напряжения одного знака, что, по-видимому, связано с выделениями ТПУ фаз (рис. 10, *в*, *г*). В работе [9] рассчитывали напряжения методом конечных элементов в близком по химическому составу сплаве CMSX-10. Напряжения в γ - и γ' -фазах также получились одного знака. Таким образом, проведен системный анализ строения узлов обратного пространства кристаллической решетки, определены кристаллографические плоскости (244) и (133), имеющие минимальные искажения, обусловленные остаточными напряжениями. Показано, что для определения периодов решеток γ - и γ' -фаз целесообразно использовать эти плоскости.



Рис. 10. Характер изменения истинных периодов (*a*) и несоответствия периодов (*б*) кристаллических решеток и остаточных напряжений (*в*, *г*) в ү- и ү'-фазах в направлении деформации [010] (*в*) и перпендикулярном ему направлении [100] (*г*) в образцах сплава ВЖМ4 в процессе высокотемпературной ползучести

Исследован характер изменения структуры в процессе высокотемпературной ползучести сплава ВЖМ4. Определены остаточные напряжения в γ- и γ'-фазах. Показано, что начиная с выдержки 200 ч в γ-фазе формируется объемная дислокационная структура. При выдержках 400 и 500 ч она заполняет все пространство γ-фазы. В образцах после испытаний на высокотемпературную ползучесть выявлены дислокационная структура в γ'-фазе и процесс дополнительного распада, в результате которого выделяются наноразмерные ТПУ фазы.

ЛИТЕРАТУРА

- Поварова К.Б., Банных О.А. Анализ принципов создания жаропрочных никелевых суперсплавов и сплавов на основе интерметаллида Ni₃Al (γ'-фаза) //Труды международной научно-технической конференции «Научные идеи С.Т. Кишкина и современное материаловедение», 25–26 апреля 2006. М.: ВИАМ. 2006. С. 11–21.
- Каблов Е.Н., Петрушин Н.В., Светлов И.Л. Современные литые никелевые жаропрочные сплавы //Труды международной научно-технической конференции «Научные идеи С.Т. Кишкина и современное материаловедение», 25–26 апреля 2006. М.: ВИАМ. 2006. С. 39–55.
- 3. Epishin A., Brückner U., Link T., Fedelich B. X-ray reflections from the γ/γ' -microstructure of nikel-base superalloys: effect of the plane tilting //International Journal of Materials Research. 2010. V. 101. P. 5.
- 4. Лурье А.И. Теория упругости. М.: Наука. 1970. 940 с.
- 5. Treninkov I.A., Alekseev A.A. Behaviour of residual stresses and lattice spacings in γ and γ '-phases during creep-rupture tests of single-crystal nickel superalloy. 9th Liege Conference the 27, 28, 29th of September 2010 //Materials for Advanced Power Engineering. 2010. P. 723–732.
- Тренинков И.А., Алексеев А.А., Поляков С.Н. Методика определения остаточных напряжений в монокристаллах жаропрочных никелевых сплавов на дифрактометре широкого назначения с использованием Си К_β-излучения //Авиационные материалы и технологии. 2010. №1. С. 8–12.
- Siebörger D., Knake H., Glatzel U. Temperature dependence of the elastic moduli of the nickel-base superalloy CMSX-4 and its isolated phases //Materials Science and Engineering. 2001. A298. P. 26–33.
- Самойлов А.И., Каблов Е.Н., Петрушин Н.В., Рощина И.Н. Размерное несоответствие кристаллических решеток γ- и γ'-фаз в никелевых ренийсодержащих жаропрочных сплавах //Литейные жаропрочные сплавы. Эффект С.Т. Кишкина: науч.техн. сб. /Под ред. Е.Н. Каблова. М.: Наука, 2006. С. 131–141.
- Schulze C., Feller-Kniepmeier M. Inhomogenity of phase composition and lattice misfit in the macrostructure of the single crystal superalloys CMSX-10. Proceedings of the 20th Risø International Symposium on Materials Science: Deformation-Induced Microstructures: Analysis and Relation to Properties. Riso National Laboratory, Roskilde, Denmark 1999.

К.В. Сорокин, В.В. Мурашов, М.Ю. Федотов, В.А. Гончаров

ПРОГНОЗИРОВАНИЕ РАЗВИТИЯ ДЕФЕКТОВ В КОНСТРУКЦИЯХ ИЗ ПКМ СПОСОБОМ ОПРЕДЕЛЕНИЯ ИЗМЕНЕНИЙ ЖЕСТКОСТИ ПРИ АКТЮИРОВАНИИ МАТЕРИАЛА*

Предлагается метод локального определения жесткости конструкции с интегрированными актюаторными элементами расчетным путем исходя из измеренных значений деформации конструкции в ее исходном положении и изменения значений ее деформации при актюировании и приложении нагрузки. В качестве регистратора деформации участка конструкции используются показания волоконно-оптического датчика на основе брегговской решетки и регистрирующего мини-спектрометра. Об изменении жесткости конструкции при актюировании можно судить по результатам расчета значений модуля Юнга при изгибе в точке определения деформации волоконно-оптическим сенсорным элементом и по отклонению полученного значения жесткости от жесткости конструкции в начальном состоянии. В свою очередь, изменение жесткости конструкции из ПКМ может служить индикатором наличия структурных изменений и, как следствие, образования микродефектов, их последующего развития при воздействии нагрузок и зарождения опасных дефектов.

Ключевые слова: полимерные композиционные материалы, волоконная брегговская решетка, пьезоактюатор.

Конструкционные полимерные композиционные материалы (ПКМ) отличаются малой плотностью, высокими прочностными характеристиками, коррозионной стойкостью и долговечностью при эксплуатации конструкций, выполненных из них [1].

Одно из перспективных направлений создания ПКМ – это наделение их специальными свойствами, позволяющими осуществлять перераспределение действующих нагрузок на конструкцию, компенсировать их воздействие, изменять геометрические параметры конструкции и определять собственные физико-механические характеристики [2].

Такие материалы могут найти применение в авиации и космической отрасли, в энергетике и судостроении, а также при строительстве зданий в сейсмически опасных регионах. Материалы, обладающие данными свойствами, позволят снизить массогабаритные характеристики конструкций и повысить безопасность эксплуатации конструкций из конструкционных композиционных материалов.

Одной из важных задач повышения надежности конструкций из ПКМ является своевременное выявление дефектов и прогнозирование их развития. Для выявления дефектов в ПКМ чаще всего применяются методы ультразвукового контроля, которые не всегда позволяют обнаружить микродефекты материала конструкции и, тем более, не дают информации о возможности образования опасного дефекта.

Для прогнозирования развития дефектов чаще всего применяются различные статистические методы и методы экспертных оценок, однако эти методы не являются достаточно точными и носят субъективный характер.

Одним из параметров, который может характеризовать состояние материала, в том числе и преддефектное состояние, является его жесткость. Для имитации изменения

^{*} По материалам доклада на научно-технической конференции «Создание и исследование конструкционных материалов для новой техники», посвященной 100-летию С.З. Бокштейна (Москва, ВИАМ, 18 января 2011 г.)

жесткости конструкции были изготовлены образцы из ПКМ на основе углеродного наполнителя с интегрированными пьезоактюаторными элементами и датчиками на основе волоконных брегговских решеток [3].

Для определения геометрического профиля образцов из конструкционных ПКМ была применена лазерно-триангуляционная измерительная система, обеспечивающая требуемую точность.

При исследовании изменения геометрического профиля образцов из конструкционного ПКМ с интегрированной электромеханической актюаторной системой, расположенной в приповерхностной области исследуемых образцов, определялась величина отклонения множества его точек (массив координат) на поверхности. Расстояние множества точек на его поверхности от плоскости сканирующего датчика определялось при различных значениях поданного актюирующего напряжения на электромеханическую актюаторную систему [4].

Изменение жесткости определялось расчетным путем исходя из измеренных значений отклонения координат поверхности образца от исходного положения и изменения значения его деформации, зарегистрированной волоконно-оптическим датчиком на основе брегговской решетки.

После получения координат профиля поверхности Z_0 с помощью лазернотриангуляционной измерительной системы и измерения исходных значений деформаций ε_0 мини-спектрометром производится нагружение образца путем приложения сосредоточенной нагрузки к свободному концу образца, закрепленного в зажиме устройства позиционирования. Нагрузка, прикладываемая к образцу при исследовании, не должна превышать 50% от предела прочности при изгибе. Для проведения исследования использовались грузы с массой m_1 и массой $m_2=0,5m_1$.

Масса m_1 рассчитывается из условия деформирования образца в упругой зоне по закону Гука с учетом геометрических параметров образца, значения модуля Юнга и предельной деформации данного ПКМ – ε [5].

Тогда закон Гука примет следующий вид:

$$E = \frac{4m_1 gl}{bh^2 \varepsilon},\tag{1}$$

где *E* – модуль Юнга, Па; є – относительная деформация образца; *g* – ускорение свободного падения; *b*, *h*, *l* – ширина, толщина и длина образца, мм.

В процессе последовательного воздействия грузов m_1 и m_2 на свободный конец закрепленного образца проводится измерение значений профилей поверхности (Z_1 , Z_2) и деформаций (ε_1 , ε_2) соответственно.

Расчет значения жесткости в точке определения деформации волоконнооптическим сенсорным элементом производится по формуле:

$$k=ES,$$
(2)

где k – жесткость, H; S=bh – площадь поперечного сечения образца, м².

С учетом закона Гука (1) формула (2) примет следующий вид:

$$k = \frac{4mgl}{h\varepsilon}.$$
 (3)

После подачи электрического напряжения на электрические контакты сенсорных элементов и последовательного воздействия грузов m_1 и m_2 на свободный конец закрепленного образца и проведения измерений по описанному выше способу получим значения Z_{1a} , Z_{2a} и ε_{1a} , ε_{2a} соответственно. Значение жесткости при актюировании k_a в точке определения деформации волоконно-оптическим сенсорным элементом рассчитывается по формуле (3). После сравнения разности значений прогиба профилей Z_{1a} – Z_1 и Z_{2a} – Z_2 и отклонения значения жесткости k_a от k можно судить об изменении жесткости образца.

Таким образом, описанный способ позволяет оценить изменение жесткости образцов. В свою очередь, изменение жесткости конструкций из ПКМ может служить индикатором наличия структурных изменений и, как следствие, образования микродефектов, их развития при воздействии нагрузок и зарождения опасных дефектов.

ЛИТЕРАТУРА

- 1. Бунаков В.А., Головкина Г.С. Армированные пластики. М.: МАИ. 1997. 404 с.
- 2. Шарапов В.М., Мусиенко М.П., Шарапова Е.В. Пьезоэлектрические датчики. М.: Техносфера. 2006. 628 с.
- 3. Уорден К. Новые интеллектуальные материалы и конструкции. М.: Техносфера. 2006. 223 с.
- 4. Сиваков Д.В., Гуляев И.Н., Сорокин К.В., Федотов М.Ю., Гончаров В.А. Методы исследования конструкционных композиционных материалов с интегрированной электромеханической системой //Авиационные материалы и технологии. 2010. №4. С. 31–34.
- 5. Физика. Большой энциклопедический словарь /Гл. ред. А.М. Прохоров. 4-е изд. М.: Большая российская энциклопедия. 1998. 944 с.

УДК 620.179:678.84

Е.Н. Каблов, Д.В. Гращенков, Н.Е. Уварова

ИССЛЕДОВАНИЯ МЕТОДОМ ИНФРАКРАСНОЙ СПЕКТРОСКОПИИ СТРУКТУРНЫХ ИЗМЕНЕНИЙ ГЕЛЕЙ В ПРОЦЕССЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ ПРИ ПОЛУЧЕНИИ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНЫХ СТЕКЛОКЕРАМИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ ПО ЗОЛЬ-ГЕЛЬ ТЕХНОЛОГИИ

Приведены преимущества золь-гель технологии для получения высокотемпературных стеклокерамических материалов. Рассмотрены результаты исследования методом инфракрасной спектроскопии процессов структурообразования – переходов «раствор (золь) — гель — кристаллическая фаза» на примере системы $SrO-Al_2O_3-SiO_2$.

Ключевые слова: золь-гель технология, гелеобразование, стеклокерамика, структурообразование, стронциевый анортит.

Получение высокотемпературных керамических и стеклокерамических материалов – важная задача современного материаловедения. Областью применения этих материалов являются перспективные изделия авиационной и космической техники, а также машиностроение, энергетика, нефтяная и газовая промышленность [1–3].

Получение высокотемпературных стеклокристаллических материалов традиционным способом варки стекла с последующей его направленной кристаллизацией сопряжено с рядом трудностей: необходимостью применения высокой температуры варки исходных стекол и сложностью при получении материала заданного фазового состава. При осуществлении этой технологии происходит загрязнение воздуха пылью из мелкодисперсных шихтовых материалов и испарениями продуктов реакции при варке стекла.

В настоящее время возрастает интерес к новым энергосберегающим способам получения высокотемпературных материалов, таким как золь-гель технология, главным преимуществом которой является более низкая температура синтеза материалов по сравнению с традиционными способами. Достижения последних лет в области золь-гель технологии доказали перспективность ее применения как для получения тонко-дисперсных порошков матричных компонентов, включая нанопорошки, так и для нане-сения покрытий на волокна из золей прекурсоров [4–7].

Золь-гель технология является перспективным способом получения высокотемпературных материалов, позволяющим регулировать структуру и свойства материалов путем изменения условий синтеза, и имеет следующие преимущества: высокую химическую однородность многокомпонентных систем (на молекулярном уровне); высокую поверхностную энергию гелей или порошков, что способствует понижению температуры спекания; высокую химическую чистоту реагентов; возможность получения продуктов в виде волокон, порошков, пленок и микросфер высокой чистоты и однородности; возможность синтеза принципиально новых материалов [8, 9].

В работе рассматриваются результаты исследования методом инфракрасной спектроскопии (ИК) процессов структурообразования, протекающих в процессе переходов «раствор (золь)— гель— кристаллическая фаза» на примере системы SrO–Al₂O₃–SiO₂.

Процесс гелеобразования имеет особенно важное значение при получении материалов по золь-гель технологии, поскольку именно на этом этапе формируется структура геля, включающего в себя фрагменты структуры будущего материала, и во многом обусловлен последующими процессами.

В общем виде процесс гелеобразования можно представить в виде схемы последовательных реакций:

– гидролиз

$$\equiv Si - OC_2H_5 + H_2O \rightarrow \equiv Si - OH + C_2H_5OH;$$

=Al-OC₄H₉+H₂O \rightarrow =Al-OH+C₄H₉OH;

– поликонденсация

 $\equiv Si-OH+HO-Al = \rightarrow \equiv Si-O-Al = +H_2O.$

Такая схема является лишь формальным отображением процессов гидролиза и поликонденсации, позволяющая дать общее представление о сути золь-гель технологии. Многие исследователи считают, что установить последовательность химических превращений в данном случае затруднительно, поскольку одновременно с гидролизом начинают протекать реакции поликонденсации, и эти процессы не удается разделить во времени и описать количественно.

Существенное преимущество метода ИК спектроскопии состоит в том, что, в отличие от традиционных разновидностей рентгеноструктурного анализа, он дает возможность получить важную информацию о структуре силикатов и подобных им материалов не только в кристаллическом, но и в аморфном, и расплавленном состояниях [10].

На рисунке показаны инфракрасные спектры золь-геля после различных режимов термообработки. Для исходного геля характерна широкая площадка в области частоты излучения волны v=3200-3400 см⁻¹, что обусловлено антисимметричными и симметричными валентными колебаниями группы ОН⁻. На деформационные колебания молекулы воды указывает хорошо выраженный пик в области v=1680 см⁻¹. Присутствие нитратных и этокси-групп подтверждается наличием полос поглощения в области 870 и 1420 см⁻¹ соответственно, причем для этокси-группы характерна очень интенсивная полоса поглощения. Полоса поглощения при v=1120 см⁻¹ относится к валентным колеба-

ниям связи ≡Si−OH, а пик при v=620 см⁻¹ указывает на колебания группы OH⁻ (вращательные движения молекул воды в кристаллической решетке).



Инфракрасные спектры золь-геля до (1) и после сушки (2), а также после кальцинации при 700°С (3) и термообработки при 1350°С (4)

После сушки при температуре 70°С инфракрасный спектр практически не меняется, в нем присутствуют те же полосы поглощения, которые несколько смещены в сторону меньших частот. Так, полоса, характеризующая деформационные колебания молекулы воды, сдвинулась в область v=1620 см⁻¹; этокси-группам соответствует пик при v=1350 см⁻¹ – интенсивность его заметно снизилась.

Нитро-группам соответствует пик при v=820 см⁻¹. Полоса поглощения при v=1080 см⁻¹ характерна для валентных колебаний связи ≡Si-OH. Однако уже на стадии сушки в геле начи-

нают протекать реакции поликонденсации с образованием связи ≡Si-O-Si≡, в этом случае на ИК спектре наблюдается совмещение полос поглощения, соответствующих колебаниям связей групп ≡Si-OH и ≡Si-O-Si≡.

Кальцинация существенно изменяет вид спектра – в нем всего две полосы поглощения: при v=980 см⁻¹, характерной для валентных колебаний связи \equiv Si–O–Sr, и v=700 см⁻¹ – колебания группы [AlO₄]⁻.

После термообработки наблюдается суперпозиция большого количества полос поглощения с хорошим разрешением, относящихся к моноклинной форме стронциевого анортита.

Результаты исследований позволили установить эволюционный характер изменения структуры в процессе переходов «раствор—гель—кристаллическая фаза». Методом ИК спектроскопии показано, что химические связи, характерные для керамических и стеклокерамических материалов, в значительной мере сформированы уже в исходных гелях. Образование связей Si–O–Si, Si–O–Me и Al–O–Al в гелях подтверждается снижением температуры образования кристаллических фаз по сравнению с традиционным синтезом стеклокристаллических материалов в процессе термической обработки. Установлено, что основной кристаллической фазой в структуре является стронциевый анортит с температурой плавления 1760°С.

ЛИТЕРАТУРА

- 1. Саркисов П.Д., Орлова Л.А., Уварова Н.Е., Гращенков Д.В., Исаева Н.В. Высокотемпературные радиопрозрачные материалы: сегодня и завтра //Авиационные материалы и технологии. 2010. № 1. С. 16–21.
- 2. Саркисов П.Д., Гращенков Д.В., Орлова Л.А., Уварова Н.Е., Попович Н.В. Современные достижения в области создания высокотемпературных радиопрозрачных материалов //Техника и технология силикатов. 2009. Т. 16. № 1. С. 2–10.
- 3. Каблов Е.Н., Гращенков Д.В., Исаева Н.В., Солнцев С.С. Перспективные высокотемпературные керамические композиционные материалы //Журнал РХО им. Д.И. Менделеева. 2010. Т. LIV. № 1. С. 20–24.
- 4. Христов Ц.И. Золь-гель технология силикатных материалов. М.: РХТУ. 1995. 232 с.

- Frety N., Taylor A., Lewis M.H. Microstructure and Cristallization Behavior of Sol-Gel Derived SrO_{0,5}–BaO_{0,5}–Al₂O₃–2SiO₂ Glass-Ceramic //J. of non-cristalline solids. 1996. V. 195. №1–2. P. 28–37.
- Schmidt H., Jonschker G., Goedicke S., Mennig M. The sol-gel process as a basic technology for nanoparticle-dispersed inorganic-organic composites. //J. of Sol-Gel Sci. and Techn. 2000. V. 19. P. 39–51.
- 7. Максимов А.И., Мошников В.А., Таиров Ю.М., Шилова О.А. Основы золь-гель технологии нанокомпозитов. СПб.: ЛЭТИ. 2008. 254 с.
- Turner C.W. Sol-gel process principles and applications //Amer. Ceram. Soc. Bull. 1991. V. 70. №9. P. 1487–1490.
- 9. Haas P.A. Gel process for preparing ceramics and glasses //Chem. Eng. Progr. 1989. V. 25. №4. P. 44–52.
- 10. Павлушкин Н.М., Сентюрин Г.Г., Хадаковская Р.Я. Практикум по технологии стекла и ситаллов. М. 1970. 512 с.

УДК 669.245.018.44:629.7

Б.С. Ломберг, М.М. Бакрадзе, Е.Б. Чабина, Е.В. Филонова

ВЗАИМОСВЯЗЬ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ ВЫСОКОЖАРОПРОЧНЫХ НИКЕЛЕВЫХ СПЛАВОВ ДЛЯ ДИСКОВ ГАЗОТУРБИННЫХ ДВИГАТЕЛЕЙ

Представлены основные направления развития жаропрочных сплавов для дисков газотурбинных двигателей, сформулированы требования к дисковым материалам, показаны тенденции развития жаропрочных сплавов для дисков современных и перспективных ГТД. Установлено влияние химической, фазовой и структурной неоднородности, а также технологических факторов на свойства сплавов. Обоснованы, разработаны и реализованы принципы получения регламентированной микроструктуры в штамповках сложнолегированных жаропрочных дисковых сплавов, обеспечивающей необходимый комплекс эксплуатационных свойств.

Ключевые слова: диски турбин, состав, структура, ликвация, фаза, свойства.

Требования к дисковым материалам

В большинстве современных ГТД диски турбины и последних ступеней компрессора подвергаются неравномерному, часто нестационарному нагреву (ободная часть: 550–800°С, ступичная: 300–550°С).

Пределы прочности, текучести, ползучести и малоцикловая усталость являются основными контролируемыми свойствами дисков; подчеркнем, что сопротивление малоцикловой усталости особенно лимитирует долговечность диска. Таким образом, создание дисков, способных работать в условиях резкого возрастания значений параметров для двигателей V и VI поколений, является сложной и ответственной задачей. Механизмы упрочнения, ответственные за предел прочности и длительную прочность, имеют разную природу. Поэтому одновременное достижение их высоких значений представляет самостоятельную, весьма сложную проблему.

Для обеспечения работоспособности дисков из никелевых сплавов к материалу предъявляются следующие основные требования:

– высокий уровень длительной и кратковременной прочности во всем диапазоне рабочих температур;

- низкая чувствительность к концентрации напряжений при статическом нагружении;

- высокая пластичность при длительном и кратковременном нагружении;

- достаточно высокое сопротивление малоцикловой усталости;

- стабильность структуры и фазового состава;

- хорошая технологичность.

Основные направления развития жаропрочных сплавов для дисков современных и перспективных ГТД

Анализ особенностей структуры и фазового состава жаропрочных сплавов на никелевой основе позволил сформулировать основные металловедческие направления для получения необходимого комплекса свойств применительно к материалу дисков [1]:

упрочнение твердого раствора – ү-фазы;

- увеличение объемного содержания ү'-фазы;

– исключение ТПУ фаз;

- контроль выделения карбидов и ү'-фазы по границам зерен;

- микролегирование поверхностей раздела (границ зерен и фаз).

Дисковые жаропрочные сплавы (ЭК151-ИД, ЭП975-ИД, ВЖ175-ИД), применяемые для обеспечения повышенных параметров новых поколений ГТД, представляют собой сложнолегированные системы на никелевой основе, трудноподдающиеся деформации (табл. 1).

Таблица 1

жаропрочных дисковых сплавах на никслевой основе						
Сплав	Содержание фазы ү', % (по массе)	Легирующие компоненты				
ЭИ698-ВД	20,5	Cr, Al, Ti, Nb, Mo				
ЭП742-ИД	33,6	Cr, Al, Ti, Nb, Mo, Co				
ЭК151-ИД	52,0	Cr, Al, Ti, Nb, Mo, Co, W				
ВЖ175-ИД	54,0	Cr, Al, Ti, Nb, Mo, Co, W				

Количество упрочняющей у'-фазы в современных деформируемых жаропрочных лисковых сплавах на никелевой основе

В указанных композициях содержание основных легирующих элементов является практически предельным из-за ограниченных возможностей существующих способов выплавки слитков, а также оборудования для деформации. Поэтому для повышения свойств дисковых сплавов, помимо традиционных методов, используются новые технологические процессы, с помощью которых удается реализовать уровень эксплуатационных свойств, обусловленный системой легирования.

Влияние химической, фазовой и структурной неоднородности на свойства сплавов

Диски современных ГТД изготовляются из крупногабаритных поковок сложнолегированных труднодеформируемых жаропрочных сплавов. В связи с этим технология их производства состоит из многих сложных операций. Отклонения от установленной технологии могут приводить к возникновению в материале дисков различных видов структурной неоднородности и дефектов.

Основные виды структурных дефектов, наиболее часто встречающиеся в заготовках дисковых жаропрочных сплавов, – инородные включения («корона», «корольки», шлак), зональная ликвация (пятнистая и внеосевая), ликвация упрочняющей ү'-фазы, карбидная и карбонитридная ликвация.

Неоднородность распределения ү'-фазы в жаропрочных сплавах на никелевой основе – следствие дендритного характера кристаллизации слитков, что сильно затрудняет управление процессами выделения и характером распределения γ'-фазы на всех этапах технологического процесса получения штамповок дисков. Установлено, что выделения γ' -фазы в литом материале весьма неоднородны по составу, а сама γ' -фаза сильно обогащена γ' -образующими элементами. Наличие в структуре сплава γ' -фазы, образовавшейся в процессе кристаллизации, в количестве >3% (объемн.) снижает длительную прочность материала при испытании как гладких образцов, так и образцов с концентратором напряжения (рис. 1).



Рис. 1. Микроструктура (*a* – ×100; *б* – ×1000) сплава ЭК151-ИД с избыточной эвтектической γ'-фазой

Изучение взаимосвязи структуры и свойств промышленных штамповок дисковых сплавов ЭИ698-ВД, ЭП742-ИД и др. показало, что дендритная неоднородность приводит к полосчатому распределению частиц ү'-фазы, а последующая неудовлетворительная технология получения деформированных заготовок под штамповку (цикл: нагрев-ковка) может вызвать образование областей в околограничных зонах, не содержащих выделений частиц ү'-фазы. Такой материал чувствителен к надрезу при испытаниях на длительную прочность и имеет низкую технологичность.

Карбидная и карбонитридная ликвация оказывает значительное влияние на большинство эксплуатационных свойств сплавов. Первичные карбиды или карбонитриды (типа MC или MCN) выделяются в процессе затвердевания в виде эвтектических составляющих в межосных участках. При горячей деформации они ориентируются в направлении течения металла и образуют скопления строчечных включений, количество и размер которых зависят от содержания углерода в сплаве и режимов его (сплава) последующей термомеханической обработки.

С ростом содержания углерода (даже в пределах марочного состава) увеличивается содержание карбидной фазы в сплаве, а также возрастают размеры и количество первичных выделений (рис. 2). Так, при увеличении содержания углерода в сплаве ЭИ698-ВД с 0,025 до 0,085% суммарное количество карбидов и боридов выросло с 0,45 до 0,65%; при этом количество γ'-фазы уменьшилось с 18,4 до 16,2%.

При повышенном содержании в металле углерода и высокой скорости наплавления слитка, а также при недостаточной степени деформации карбидные строчки, вытягивающиеся в направлении течения металла, ослабляют его прочность. При этом резко повышается чувствительность металла к надрезу. Излом такого материала имеет слоисто-шиферный характер (степень слоистости оценивается по специально разработанной пятибалльной шкале).

Наиболее часто разрушение материалов, чувствительных к надрезу, связано с характером вторичных карбидных выделений, расположенных на границах зерен.

Исследования дисковых сплавов, проведенные с помощью активационной радиографии под руководством С.З. Бокштейна, показали, что границы зерен материала как чувствительного, так и нечувствительного к надрезу, обогащены углеродом и бором. Только в первом случае карбиды выделяются в виде сеток, а во втором – имеют дискретный характер.



Рис. 2. Карбиды в структуре ($a - \times 100$; б, $e - \times 1000$) сплава ЭП742-ИД (нетравленый микрошлиф) при содержании углерода 0,035 (a, δ) и 0,05% (e)

Влияние технологических факторов на структуру и свойства сплавов

Сложные по составу дисковые сплавы в состоянии после литья имеют многофазную гетерогенную структуру, а в большинстве случаев низкую пластичность и малую способность подвергаться деформации.

Обработка давлением жаропрочных никелевых сплавов и последующая термообработка связаны с рядом проблем, решение которых в значительной степени определяет качество металла, свойства и выход годного. Сложность этих проблем возрастает с увеличением степени легирования сплавов и размеров слитка.

Проведенные исследования позволили разработать концепцию управления микроструктурой для достижения нужного комплекса свойств новых материалов.

В связи с большими трудностями проведения начальной обработки дисковых материалов давлением в промышленных условиях в однофазном состоянии были разработаны технологические процессы деформации сплавов в двухфазном состоянии, обеспечивающие повышение технологической пластичности и снижение их сопротивления деформации путем формирования оптимальной структуры. Этот процесс включает получение заготовок с контролируемыми размерами зерен твердого раствора и определенным характером распределения частиц упрочняющей γ'-фазы, карбидов, боридов и т. п. Формирование такой структуры достигается предварительной гомогенизацией литого материала, последующей деформацией и промежуточными отжигами в процессе деформации.

Повышение однородности структуры и пластичности заготовок перед штамповкой вследствие улучшения условий деформации положительно сказывается на стабильности механических свойств поковок дисков после окончательной термической обработки. В табл. 2 приведены средние значения характеристик при температуре 20°С (испытано по 12 образцов для каждого состояния шайб).

Для производства штамповок дисков из сложнолегированных сплавов, содержащих >40% упрочняющей ү'-фазы, необходим перевод материала заготовок для штамповки в сверхпластичное состояние. При этом значения относительного удлинения составляют до 800%.

осу отжита и с отжитом при 1140 С (озлаждение со скороствю 1 С /мин до 600 С)							
Состояние шайб	$\sigma_{\scriptscriptstyle \rm B}$	$\sigma_{0,2}$	δ	ψ	KCU,		
	M	Па	9	6	$Дж/см^2$		
Без отжига	1170	770	18,0	18,0	54		
После отжига и выдержки, ч:							
4	1230	815	19,2	18,3	59		
12	1240	832	20,2	20,4	60		

Механические свойства поковок дисков из сплава ЭП742-ИД после стандартной термической обработки, изготовленных из шайб без отжига и с отжигом при 1140°С (охлаждение со скоростью 1°С /мин до 800°С)

Реализация эффекта сверхпластичности при формообразовании заготовок диска осуществляется в процессе изотермической штамповки. Однако и при традиционных схемах штамповки заготовки в состоянии сверхпластичности выдерживают однократную осадку на промышленных гидравлических прессах со степенью деформации до 80% без образования трещин. Этим методом при более высоких экономических показателях (по сравнению с обычной технологией) изготовлены и серийно поставляются диски сложной формы с однородной структурой и стабильными механическими свойствами из сложнолегированных сплавов типа ЭК79, ЭК151 и ЭП975.

Важным звеном реализации идеи управления микроструктурой и получения оптимальных свойств сплавов явилось изучение процессов структурообразования после окончательной штамповки и упрочняющей термической обработки. Процессы структурообразования и изменения фазового состава, зависящие от параметров окончательной деформации и последующей упрочняющей термической обработки, оказывают существенное влияние на комплекс механических свойств жаропрочных дисковых сплавов.

Результаты проведенных исследований целесообразно проиллюстрировать на примере нового сплава ВЖ175, превосходящего по комплексу свойств (прочность, жаропрочность, малоцикловая усталость) все известные отечественные и зарубежные сплавы для дисков ГТД.

На рис. 3 приведены данные из литературных источников, где отражается зависимость механических свойств дискового сплава Udimet 720 от размера зерна [2]. Видно, что получение высоких прочностных характеристик и значений МЦУ при высокой жаропрочности и ползучести – взаимоисключающие задачи.



Рис. 3. Влияние размера зерна на свойства сплава Udimet 720 при закалке выше и ниже температуры полного растворения ү'-фазы

В работе [3] приведены данные по исследованию влияния режима двухступенчатой закалки на размер микрозерна сплава ВЖ175. Показано, что только однородная мелкозернистая структура в сочетании с оптимальным легированием обеспечивает уникальный комплекс механических свойств: $\sigma_{_B}^{20} \ge 1600 \text{ МПа}, \ \sigma_{_{0,2}}^{20} \ge 1200 \text{ МПа}, \ \sigma_{_B}^{650} = 1300 \text{ МПа}, \ \sigma_{_{00}}^{650} = 1070 \text{ МПа}$ (рис. 4).



Рис. 4. Микроструктура (*a* – ×100; *б* – ×500; *в* – ×5000) штамповки диска из сплава ВЖ175 после полной термической обработки

Таким образом, в результате проведенной работы были обоснованы, разработаны и реализованы принципы получения регламентированной микроструктуры в штамповках сложнолегированных жаропрочных дисковых сплавов, обеспечивающей необходимый комплекс эксплуатационных свойств для серийных материалов (ЭК79, ЭК151, ЭП975) и особенно нового сплава ВЖ175.

ЛИТЕРАТУРА

- 1. Ломберг Б.С. Жаропрочные сплавы для высоконагруженных дисков газотурбинных двигателей (ГТД): Автореф. докт. дис. 1988. 50 с.
- Bain K.R., Gambone M.L., Hyzakand J.M., Thomas M.C. Development of Damage Tolerant Microstructures in Udimet 720: Superalloys 1988. Warrendale. PA //The Metallurgical Society. 1988. P. 13–22.
- 3. 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.

Р.В. Акатенков, С.В. Кондрашов, А.С. Фокин, П.С. Мараховский

ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ ПОЛИМЕРНЫХ СЕТОК ПРИ ОТВЕРЖДЕНИИ ЭПОКСИДНЫХ ОЛИГОМЕРОВ С ФУНКЦИАЛИЗОВАННЫМИ НАНОТРУБКАМИ*

Методом дифференциально-механического анализа показано, что в условиях, не обеспечивающих полного отверждения эпоксидных олигомеров, в присутствии функциализованных в смеси кислот углеродных нанотрубок формируется более частая и регулярная полимерная сетка, сформированная в нанокомпозите в условиях полного отверждения, более подвижная и склонная к релаксации по сравнению с полимерной сеткой в исходном олигомере. **Ключевые слова**: эпоксидные олигомеры, углеродные нанотрубки.

Несмотря на достаточно большое количество работ, посвященных нанокомпозитам на основе эпоксидного связующего с углеродными нанотрубками (УНТ), механизм повышения свойств в таких системах остается недостаточно изученным. Анализ литературы, отобранной по критерию полноты информации о способе приготовления нанокомпозита, позволяет сделать следующие выводы:

– существенное увеличение термомеханических (температура стеклования и динамический модуль упругости) и физико-механических свойств (предел прочности при деформации) эпоксинанокомпозитов происходит одновременно. При этом максимальный эффект усиления достигается при умеренных температурах отверждении [1–3] или в ходе двухстадийного процесса отверждения, температура первой стадии которого существенно ниже температуры стеклования [4–7];

– в случае отверждения при высоких температурах [8–10] температура стеклования нанокомпозитов падает или остается постоянной (исключением являются УНТ, функциализованные аминогруппами), а повышение прочности происходит лишь за счет увеличения деформации при постоянном значении модуля упругости.

Поскольку одновременное повышение свойств эпоксидной матрицы возможно в случае увеличения густоты сшивающей сетки, то представленные результаты позволяют предположить, что УНТ оказывают существенное влияние на отверждение эпоксидных связующих, увеличивая густоту химических сшивок, в условиях, не обеспечивающих полного отверждения эпоксидной композиции (например, недостаточная температура при отверждении).

Таким образом, задача исследования особенностей формирования полимерных сеток в эпоксинанокомпозитах является крайне актуальной для понимания процесса образования эпоксидной матрицы с углеродными нанотрубками.

Приготовление нанокомпозита

В качестве эпоксидной основы выбран эпоксиноволачный олигомер, в качестве отвердителя – 3,3'-дихлор-4,4'-диаминодифенилметан.

Многостенные углеродные нанотрубки «Таунит-М», подвергнутые функциализации в смеси кислот (ФМУНТ), изготовлены ООО «НаноТехЦентр» (г. Тамбов). По данным производителя, ФМУНТ имеют диаметр 8–15 нм и длину >2 мкм. Углеродные нанотрубки совмещали с расплавом отвердителя методом перемешивания. В полученную дисперсию добавляли необходимое количество олигомера, перемешивали в течение 2 мин высокоско-

^{*}В работе принимали участие В.Г. Железняк, Я.М. Гуревич, А.А. Егоров, И.А. Мокрецова.

ростным диспергатором IKA ULTRA-TURRAX T-25 со скоростью 11000 об/мин. Готовую композицию заливали в форму и дегазировали в вакуумном шкафу при давлении ≤2 Па и выдерживали при температуре 120°С до прекращения кипения (20 мин). Образцы отверждали при температуре 170°С в течение 5 ч.

По способу, описанному выше, изготовили по пять образцов нанокомпозита и исходной смолы с концентрацией отвердителя от 10 до 50% (по массе), концентрация ФМУНТ во всех исследованных композициях составляет 0,5%.

Экспериментальные результаты

На рис. 1 приведена зависимость температуры стеклования исходной и модифицированной систем от концентрации отвердителя.

Анализ приведенных результатов позволяет сделать вывод о том, что при концентрациях отвердителя равных или меньше стехиометрической, увеличение температуры стеклования в нанокомпозите происходит быстрее, чем в случае исходного реакционноспособного олигомера. Однако в условиях избытка отвердителя температура стеклования нанокомпозита оказывается меньше, чем температура стеклования исходной системы.





Рис. 1. Зависимость температуры стеклования от концентрации отвердителя в исходной (1) и модифицированной ФМУНТ композициях (2)

Рис. 2. Термомеханические кривые (— E; - - - tg δ) исходной (1, 1' и 4, 4') и модифицированной композиций (2, 2' и 3, 3') с содержанием отвердителя: 20 (1, 1' и 2, 2') и 40% по массе (3, 3' и 4, 4')

На рис. 2 приведены термомеханические кривые композиций с содержанием отвердителя 20 и 40% (по массе).

Анализ термомеханических кривых (см. рис. 2) показывает, что при концентрации отвердителя 20% (по массе) введение ФМУНТ приводит к росту температуры стеклования от 129 до 136°С и росту величины модуля упругости E от 2600 до 3100 МПа, что свидетельствует о более высокой частоте сшивок в нанокомпозите. Стоит отметить, что при отверждении в условиях недостатка сшивающего агента, исходная система является двухфазной (о чем свидетельствует наличие точек перегиба на кривой температурной зависимости модуля упругости) в отличие от однофазного нанокомпозита, что, вероятно, связано с большей регулярностью полимерной сетки, которая формируется при наличии ФМУНТ.

В случае более высокой концентрации отвердителя (40% по массе), результат модификации диаметрально противоположен: температура стеклования падает на 10°С, величина модуля упругости уменьшается.

Полимерные сетки, которые формируются в условиях избытка отвердителя в исходной и модифицированной системах, существенно отличаются друг от друга. Как показывают исследования релаксации образцов, содержащих 40% (по массе) отвердителя, в частотном диапазоне 1–100 Гц (релаксация определялась как величина, обратная частоте колебаний в точке максимума на температурной зависимости тангенса угла механических потерь) энергия активации релаксационных процессов в случае нанокомпозита на 25% меньше, чем для исходной системы (рис. 3).



Рис. 3. Логарифмическая зависимость продолжительности релаксации системы от параметра 1/T (T – температура, v – скорость релаксации): 1 – в исходном состоянии (без УНТ); 2 - c УНТ



Рис. 4. Кривые ДСК отверждения исходной (1-3) и модифицированной ФМУНТ композиций (1'-3') при скоростях отверждения 5 (1, 1'), 10 (2, 2') и 15°С/мин (3, 3'). Содержание отвердителя: 30% (по массе)

На основании представленных данных можно сделать вывод о том, что в условиях, не обеспечивающих полного отверждения эпоксидной смолы (недостаток отвердителя, недостаточная температура отверждения, ограничение подвижности в случае высокой степени наполнения связующего), полимерные сетки, формирующиеся в присутствии углеродных нанотрубок, – при прочих равных условиях – обладают большей частотой и регулярностью.

Изучение кинетики протекания отверждения проводили методом дифференциальной сканирующей калориметрии (ДСК) при скоростях нагрева: 5; 10 и 15°С/мин (рис. 4).

Видно, что во всем исследованном диапазоне скоростей нагрева, пик максимальной скорости отверждения модифицированных систем (при наличии ФМУНТ) сдвигается относительно пика максимальной скорости отверждения исходной системы в сторону более высоких температур на 4–5°С. Величина теплового эффекта для модифицированной смолы на 7–8% меньше, чем для исходной системы.

Для анализа кинетических данных использована комплексная программа для кинетического анализа различных типов измерений фирмы «NETZSH» (NETZSH Advanced Software). В качестве аппроксимирующей модели выбрана автокаталитическая реакция Праута–Томпкинса с параметрами, указанными в таблице.

на основе эпоксиноволачного олигомера с отвердителем						
Композиция	Логарифм начальной	Энергия активации	Порядок			
скорости реакции $\log A_1$, с ⁻¹		скорости реакции <i>Е</i> _{акт} ,	реакции			
		кДж/моль				
В исходном состоянии	4,03	57,34	1,45			
Модифицированная	4,17	58,99	1,47			

Кинетические параметры отверждения композиции на основе эпоксиноволачного олигомера с отвердителем

На рис. 5, *а* представлены результаты расчета степени конверсии исходной и модифицированной композиций в зависимости от продолжительности отверждения в изотермических условиях при температуре 140°С. Анализ приведенных данных показывает, что при избранном в данной работе способе модификации композиции, введение ФМУНТ незначительно уменьшает скорость протекания реакции отверждения.



Рис. 5. Зависимость степени конверсии (*a*) и эффективной вязкости (δ) от продолжительности отверждения (изотермический режим при температуре 140°С) исходной (*1*) и модифицированной ФМУНТ композиций (*2*) на основе эпоксиноволачного олигомера с отвердителем (содержание отвердителя: 30% по массе)

Стоит отметить, что полученные результаты противоречат ряду работ, посвященных изучению кинетики отверждения эпоксидных олигомеров с УНТ, где модификация приводила к увеличению скорости отверждения [11–14].

Однако в большинстве цитируемых источников при приготовлении нанокомпо-



Рис. 6. Зависимость эффективной вязкости от степени конверсии (при отверждении в изотермическом режиме при температуре 140°С) исходной (1) и модифицированной ФМУНТ композиций (2) на основе эпоксиноволачного олигомера с отвердителем (содержание отвердителя: 30% по массе)

зита использовалось длительное УЗ диспергирование (не менее 60 мин) углеродных нанотрубок или волокон в жидкой смоле. Такое воздействие на эпоксидные олигомеры в зависимости от продолжительности диспергирования может приводить как к ускорению, так и замедлению реакций отверждения [15–16].

На рис. 5, б представлены зависимости эффективной вязкости исходной и модифицированной композиций от продолжительности отверждения при температуре 140°С и концентрации отвердителя 30% (по массе).

Сравнение зависимостей степени конверсии и эффективной вязкости от продолжительности отверждения позволяет построить кривую зависимости эффективной вязкости от степени конверсии (рис. 6). Анализ представленных зависимостей показывает, что момент гелеобразования в модифицированном ФМУНТ эпоксидном олигомере сдвинут в сторону больших значений конверсии. Таким образом, к моменту гелеобразования, когда скорость реакции существенно снижается, нанокомпозиты отверждены в большей степени, следовательно, сформировавшаяся полимерная сетка имеет большую частоту и регулярность.

На рис. 7 приведены реокинетические кривые отверждения для исходной и модифицированной ФМУНТ композиций на основе эпоксиноволачного олигомера с отвердителем. Анализ приведенных данных показывает, что в отличие от исходной системы, модуль упругости эпоксинанокомпозита изменяется ступенчато, что, вероятно, свидетельствует о многостадийности формирования геля с ФМУНТ.



Рис. 7. Реокинетические кривые отверждения исходной (2, 3) и модифицированной ФМУНТ композиций (2', 3') на основе эпоксиноволачного олигомера с отвердителем:

1 – температурный режим испытания; 2, 2' – модуль упругости; 3, 3' – вязкость связующего

Вероятной причиной изменения механизма гелеобразования в модифицированных ФМУНТ композициях является сорбция отвердителя на поверхности функциализованных УНТ.

На рис. 8 показаны ДСК кривые плавления отвердителя, содержащего 1% (по массе) ФМУНТ, и исходного отвердителя. Анализ представленных результатов показывает, что теплота плавления отвердителя, содержащего 1% (по массе) ФМУНТ, на 28% меньше, чем для исходного отвердителя. Кроме того, пик поглощения тепла для нанокомпозита сдвинут в сторону меньших температур на 10°С.

Рентгеноструктурный анализ показывает, что отвердитель 3,3'-дихлор-4,4'диаминодифенилметан, содержащий 10% (по массе) ФМУНТ, является полностью аморфным. Представленные данные дают основание предположить, что существенная часть отвердителя в процессе приготовления нанокомпозита сорбируется на поверхности углеродных нанотрубок.

В этом случае изменение механизма гелеобразования в эпоксинанокомпозитах можно объяснить следующим образом. На первом этапе, в результате уменьшения вязкости, ФМУНТ агрегируют и образуют сеточную структуру в объеме нанокомпозита. Такой переход согласно работам [17–19] приводит к увеличению модуля упругости.

Образовавшаяся структура имеет время релаксации >1 с. Поэтому система начинает вести себя как упругое тело. Кривые модуля упругости и модуля потерь пересекаются.

На втором этапе происходит отверждение полимера в межсеточном пространстве и на поверхности ФМУНТ. При этом система сохраняет текучесть, так как отверждение происходит в условиях недостаточного количества отвердителя.



Рис. 8. Кривые ДСК плавления исходного отвердителя (1) и отвердителя, содержащего 1% ФМУНТ (2)

Наконец, на третьем этапе начинается доотверждение системы за счет освобождения отвердителя, ранее сорбированного на поверхности ФМУНТ. В результате величина конверсии, которая достигается в модифицированной системе, превышает конверсию исходной композиции, что и объясняет ранее полученные результаты.

В условиях, которые не обеспечивают полного отверждения эпоксидных олигомеров, при нали-

чии ФМУНТ формируются более частые и регулярные сетки. Полимерные сетки, сформированные в нанокомпозите в условиях полного отверждения, более подвижны и склонны к релаксации по сравнению с полимерными сетками в исходном олигомере.

Существенная часть отвердителя в процессе приготовления нанокомпозита локализуется на поверхности ФМУНТ в аморфизированной форме, что и определяет особенности формирования сетки в отверждаемом нанокомпозите. Процесс образования геля становится многостадийным, длительным, при этом конечная стадия отверждения связана с диффузией отвердитетеля с повехности ФМУНТ. В результате величина конверсии, которая достигается в точке гелеобразования нанокомпозита, существенно больше, чем в исходной композиции.

ЛИТЕРАТУРА

- 1. Gojny F.H., Wichmann M.H.G., Köpke U., Fiedler B., Schulte K. Carbon nanotubereinforced composites: enhanced stiffness and fracture toughness at low nanotube content //Composites Science and Technology. 2004. V. 64. № 15. P. 2363–2371.
- Allaoui A., Bai S., Cheng H.M., Bai J.B. Mechanical and electrical properties of a MWNT/epoxy composite //Composites Science and Technology. 2002. V. 62. P. 1993– 1998.
- Kim J.A., Seong D.G., Kang T.J., Youn J.R. Effects of Surface Modification on Rheological and Mechanical Properties of CNT/Epoxy Composites //Carbon. 2006. №44(10). P. 1898–1905.
- Wang J., Fang Z., Gu A., Xu L., Liu F. Effect of Amino-Functionalization of Multi-walled Carbon Nanotubes on the Dispersion with Epoxy Resin Matrix //J. of Applied Polymer Science. 2006. V. 100. P. 97–104.
- 5. Zhou Y.X., Wu P.X., Cheng Z-Y., Ingram J., Jeelani S. Improvement in electrical, thermal and mechanical properties of epoxy by filling carbon nanotube //Express Polymer Letters. 2008. V. 2. № 1. P. 40–48.

- Zhang X.-H., Zhang Z.-H., Xu W.-J., Chen F.-C., Deng J.-R., Deng X. Toughening of Cycloaliphatic Epoxy Resin by Multiwalled Carbon Nanotubes //J. of Applied Polymer Science. 2008. V. 110. P. 1351–1357.
- Thakre P.R., Bisrat Y., Lagoudas D.C. Electrical and Mechanical Properties of Carbon Nanotube-Epoxy Nanocomposites //J. of Applied Polymer Science. 2010. V. 116. P. 191–202.
- Wang S., Liang R., Wang B., Zhang C. Covalent Addition of Diethyltoluenediamines Onto Carbon Nanotubes for Composite Application //Polymer composites. 2009. P. 1050–1057.
- Wang S., Liang Z., Liu T., Wang B., Zhang C. Effective amino-functionalization of carbon nanotubes for reinforcing epoxy polymer composites //Nanotechnology. 2006. №17. P. 1551–1557.
- Choi W.J., Powell R.L., Kim D.S. Curing Behavior and Properties of Epoxy Nanocomposites With Amine Functionalized Multiwall Carbon Nanotubes //Polymer composites. 2009. P. 415–421.
- Byun J., Kim D.S. Curing Behavior and Physical Properties of Epoxy Nanocomposites Comprising Amine-Functionalized Carbon Nanofillers //Polymer composites. 2010. №31. P. 1449–1456.
- 12. Zhou T., Wang X., Wang T. Cure reaction of multi-walled carbon nanotubes/diglycidyl ether of bisphenol A/2-ethyl-4-methylimidazole (MWCNTs/DGEBA/EMI-2,4(6%)) nanocomposites: effect of carboxylic functionalization of MWCNTs //Polym Int. 2009. №58. P. 445–452.
- Tao K., Yang S., Grunlan J.C., Kim Y.-S., Dang B., Deng Y., Thomas R.L., Wilson B.L., Wei X. Effects of Carbon Nanotube Fillers on the Curing Processes of Epoxy Resin-Based Composites //J. of Applied Polymer Science. 2006. V. 102. P. 5248–5254.
- Puglia D., Valentini L., Kenny J.M. Analysis of the Cure Reaction of Carbon Nanotubes/Epoxy Resin Composites Through Thermal Analysis and Raman Spectroscopy //J. of Applied Polymer Science. 2003. V. 88. P. 452–458.
- Межиковский С.М., Иржак В.И. Химическая физика отверждения олигомеров. М.: Наука. 2008. 270 с.
- Магсумова А.Ф. Совершенствование процессов получения изделий из композитов регулированием поверхностной энергии и межфазного взаимодействия: Автореф. канд. дис. Казань. 2006. 21 с.
- 17. Ma A.W.K., Mackley M.R., Chinesta F. The microstructure and rheology of carbon nanotube suspensions //Int. J. Mater. Form. 2008. №1. P. 75–81.
- 18. Xu J., Chatterjee S., Koelling K.W., Wang Y., Bechtel S.E. Shear and extensional rheology of carbon nanofiber suspensions //Rheol Acta. 2005. №44. P. 537–562.
- 19. Fan Z., Advani S.G. Rheology of multiwall carbon nanotube suspensions //J. Rheology. 2007. V. 51. №4. P. 585–604.

Р.Р. Мухаметов, К.Р. Ахмадиева, Л.В. Чурсова, Д.И. Коган

НОВЫЕ ПОЛИМЕРНЫЕ СВЯЗУЮЩИЕ ДЛЯ ПЕРСПЕКТИВНЫХ МЕТОДОВ ИЗГОТОВЛЕНИЯ КОНСТРУКЦИОННЫХ ВОЛОКНИСТЫХ ПКМ

Описаны перспективные безавтоклавные технологии изготовления волокнистых полимерных конструкционных материалов (ПКМ). Приведены характеристики новых связующих различных классов (эпоксидные, полициануратные, бис-малеинимидные), перерабатываемых методом RTM, VARTM и RFI.

Ключевые слова: безавтоклавные технологии, термореактивные связующие, волокнистые ПКМ, реология связующих, взаимопроникающие полимерные сетки (ВПС), RTM, VARTM, RFI.

В настоящее время одним из основных индикаторов промышленного прогресса и научно-технического потенциала государства является происходящая во всем мире замена традиционных изделий из металла на изделия из полимерных и композиционных материалов (КМ). Развитие высоких технологий требует создания принципиально новых изделий из полимерных и конструкционных материалов, обладающих кроме высоких эксплуатационных и технологических характеристик, способностью сохранять свои свойства при воздействии различных деструктивных факторов. С расширением области применения полимерных материалов увеличивается не только спрос на них и ассортимент, но и возрастают качественные требования, предъявляемые к механическим и прочностным показателям, а также к возможностям переработки материалов с помощью современных энергосберегающих и экологически безопасных методов.

По сложившейся традиции производство высококачественных деталей из композитов конструкционного назначения включает в себя автоклавное формование – трудоемкий и дорогостоящий технологический процесс. Для снижения затрат проводится поиск альтернативных технологий, обеспечивающих получение композитов с высокими удельными характеристиками. Использование безавтоклавных технологий позволяет повысить технологичность и исключить большинство вспомогательных операций. Во ФГУП «ВИАМ» научно-исследовательские работы сосредоточены на поиске различных технологий отверждения при формовании композитов с использованием низкого давления. К числу приоритетных альтернативных технологий, с помощью которых можно получить композиты с высоким уровнем упруго-прочностных свойств, относятся трансферное формование пластиков (RTM-технология) и трансферное формование пластиков с помощью вакуума (VARTM). К числу таких технологий изготовления можно отнести также технологию получения композиционных материалов с использованием пленочных связующих (RFI-технология).

Изготовление конструкционных теплонагруженных композитов методом RTM

При использовании RTM-технологии жидкая смола (связующее) помещается в закрытую оснастку (пресс-форму), в которой находится сухой пакет армирующего волокнистого наполнителя. Отверждение связующего происходит в форме при повышенной температуре, после чего готовая деталь извлекается. Оборудование для этой технологии относительно недорого, поскольку не требуется дорогостоящего автоклава. К преимуществам такого метода можно отнести отсутствие необходимости дополнительной механической обработки детали по наружному контуру, хорошие условия труда, а также возможность использования толстых трехосноармированных наполнителей, что исключается при традиционной препреговой технологии. Еще одним плюсом RTMтехнологии является возможность получения крупногабаритных деталей сложной формы.

Сегодня RTM-технология используется для изготовления манипуляторов дверных петель авиалайнера Airbus A380. Разновидностью RTM-технологии является технология формования композитов с помощью вакуума в открытой оснастке (VARTM) [1]. При использовании данной технологии предварительно отформованную заготовку помещают в одну половину пресс-формы, затем поверх надевают мешок для обеспечения герметичности. Когда в покрытой форме создается вакуум, смола инжектируется в пресс-форму с армирующим наполнителем, а затем окончательно отверждается. Технология VARTM позволяет изготовлять крупногабаритные детали, в которых практически нет дефектов. Эта технология также дешевле, чем RTM, поскольку используется только одна из половин формы. К связующим, перерабатываемым RTM- и VARTMтехнологиями, предъявляется ряд технологических и эксплуатационных требований. Для инжекции связующего в форму оно должно обладать требуемыми реологическими характеристиками, а именно: вязкость связующего не должна превышать 500 мПа с при температуре переработки – с гарантированным сохранением этого значения в течение заданного времени. Полимерная матрица на основе такого рода низковязкого связующего должна обеспечивать также приемлемый уровень прочностных и деформационных свойств, достаточных для реализации свойств волокнистого наполнителя.

Разработан состав, способ получения и режим отверждения эпоксидного связующего, перерабатываемого по RTM-технологии. Для получения низковязкой композиции в составе связующего были использованы полифункциональные эпоксиолигомеры и жидкие эвтектические смеси ароматических отвердителей. Полученное связующее обладает динамической вязкостью не более 500 мПа·с (рис. 1) и сохраняет свою жизнеспособность (текучесть, способность к инжекции и смачиваемости) не менее 1 ч при температуре переработки 80°C (рис. 2). Связующее может перерабатываться также и при температурах ниже 80°C.



Рис. 1. Температурная зависимость вязкости эпоксидных VARTM- (- - -) и RTM-связующих (--) и полициануратного RTM-связующего (---)



Рис. 2. Зависимость изменения вязкости эпоксидных VARTM- (- - -) и RTM-связующих (--) и полициануратного RTM-связующего (---) от продолжительности выдержки при 80°C

Благодаря наличию большого числа ароматических циклов и высокой функциональности эпоксидной смолы, после отверждения в интервале температур 100–150°С формируется теплостойкая (температура стеклования $T_c \ge 190$ °С) и высокопрочная полимерная матрица с пределом прочности при растяжении – до 90 МПа, относительным удлинением – до 3,2% и модулем упругости: 3,3 ГПа (см. таблицу), что соответствует уровню свойств зарубежных связующих Сусот 977-20 (фирма «Cytec»), RTM-6 и RTM-651 (фирма «Hexcel»). Углепластики, полученные на установке Hypaject RTM System, обладают высоким уровнем удельных характеристик и могут эксплуатироваться при температурах до 120°C с сохранением свойств на уровне 70–80% (в сравнении с исходными значениями).

Показатель	Значения показателей связующего				
	эпоксидного		полициа	нуратно-	эпокси-бис-
	для технологии		го для техноло-		малеинимид-
			ГИИ		ного для тех-
	RTM	VARTM	RTM	RFI	нологии RFI
Температура стеклования, °С	180	160	250	240	240
Температура стеклования после кипячения	160	155	245	238	220
образца в воде в течение 7 ч, °С					
Предел прочности при растяжении, МПа	90	80	80-	-90	55–65
Модуль упругости при растяжении, ГПа	3,3	3,4	3,1–3,2		3,2–3,3
Относительное удлинение при растяжении, %		3,0	3,0-3,2		2,0–2,5
Плотность отвержденного связующего, г/см ³		1,25		1,22	1,24

Упруго-прочностные свойства полимерных матриц

Из большого ассортимента известных термореактивных полимеров в качестве связующих для высокопрочных композитов на рабочие температуры до 170°С чаще всего используются эпоксидные олигомеры. Однако в последние годы химическая структура сетчатых полимеров на основе эпоксиолигомеров не позволяет значительно поднять уровень температур эксплуатации КМ с сохранением высоких механических показателей. Для повышения тепло- и термостойкости сетчатых полимеров необходимо создание таких систем, в структуре которых межузловыми фрагментами являются жесткие ароматические, гетероциклические или элементоорганические радикалы и полностью отсутствуют (либо сведены к минимуму) термически неустойчивые группы. Одним из наиболее перспективных путей создания нового поколения теплостойких полимерных матриц для ПКМ с рабочей температурой >170°С является реакция полициклотримеризации мономеров, содержащих две и более функциональные группы с кратными связями между гомо- и гетероатомами, которая приводит в конечном итоге к образованию поли-1,3,5триазиновых структур, содержащих в качестве узлов полимерной сетки термостойкие ароматические S-триазиновые гетероциклы. На основе бис-циановых эфиров осуществлена разработка метода синтеза поли-1,3,5-триазинсодержащего связующего с целью получения олигоцианурата, удовлетворяющего технологическим требованиям к связующим, перерабатываемым методом RTM (см. рис. 1). Осуществлена структурная модификация олигоцианурата с целью получения более технологичного связующего, а также снижения продолжительности и температуры формования композитов. Отверждение связующего в интервале температур 150-200°С приводит к образованию высокопрочной полимерной матрицы с теплостойкостью до 250°С и значением ударной вязкости до 22 кДж/м² (см. таблицу) [2].

Для получения VARTM связующего, вязкость которого при температуре переработки не должна превышать 200 мПа·с, в базовый состав эпоксидного связующего для RTM-технологии был введен эластифицирующий агент – система на основе низковязкой ненасыщенной полиэфирной смолы и пероксида. Введение небольшого количества эластификатора позволило не только снизить вязкость связующего до требуемого значения (см. рис. 1), но и повысить эксплуатационные характеристики полимерной матрицы (теплостойкость после полного влагонасыщения, относительное удлинение и др. – см. таблицу). Установлено, что повышение физико-механических свойств связующего достигается путем модификации химической структуры полимера по типу взаимопроникающих полимерных сеток (ВПС). Причина повышения деформационнопрочностных свойств ВПС заключается в более тонкой надмолекулярной организации полимеров, полученных методом одновременного отверждения. При этом наиболее совершенные фрагменты одной сетки локализуются в дефектных областях другой сетки и наоборот, что приводит к их взаимному упрочнению, поскольку разрушение полимеров происходит по дефектным межглобулярным зонам [3]. Таким образом, ВПС образуют более однородную фазовую систему, в которой происходит «вынужденное» совмещение разнородных макромолекул и которая обладает широкой температурной областью демпфирования, охватывающей интервал между двумя переходами, соответствующими температуре стеклования отдельных компонентов.

Изготовление конструкционных теплонагруженных композитов методом RFI

Другой технологией для авиационно-космических композитов, основанной на использовании вакуума, является метод с использованием пленочного связующего (RFI-технология). При использовании этой технологии полутвердые пленки на основе смолы переплетаются с сухими тканевыми материалами в оснастке. Затем на установку надевают эластичный мешок для вакуумного формования и откачивают воздух, оказывая давление на многослойную структуру и вытесняя любой вовлеченный воздух. При повышении температуры пленка связующего расплавляется и пропитывает тканевый материал жидкой смолой, которая затем отверждается. Подобно ряду других усовершенствованных технологий, RFI-технология не требует наличия автоклава. Произведенные на основе данной технологии детали, как правило, не имеют пустот. Компания «GKN Aerospace» использует RFI-технологию для создания различных конструктивных узлов для крыльев Airbus A380 и будет поставлять произведенные с использованием RFI лонжероны крыла для нового военного транспортного самолета Airbus A400M. Пленочные связующие для RFI-технологии должны удовлетворять многим требованиям, предъявляемым к расплавным связующим: жизнеспособность в период хранения, пропитываемость и смачиваемость волокнистого наполнителя, скорость и температура отверждения. Связующее должно позволять получать пленки наливом или экструдированием расплава связующего на подложку, обеспечивать процесс выкладки пленки связующего на пресс-форме, значительно снижать свою вязкость при повышении температуры

для проведения процесса пропитки. Разработана серия пленочных связующих для RFI-технологии на рабочую температуру 120-170°С. Для создания КМ на рабочую температуру >170°С были использованы триазинсодержащие и бисмалеинимидные олигомеры. Разработан способ получения биссостав И малеинимидного пленочного связующе-4,4'-бис-малеинна основе го имидодифенилметана с термореактивным эпоксиолигомером (рис. 3).

Пленка связующего укладывается в форму вместе с наполнителем, после чего форма герметизируется и из нее откачивается воздух. Отверждение



Рис. 3. Температурная зависимость вязкости эпокси-бис-малеинимидного (—) и полициануратного RFI-связующих (- - -)

связующего в интервале температур 150–200°С приводит к образованию теплостойкой полимерной матрицы ($T_c \ge 220^{\circ}$ С), являющейся аналогом пленочных связующих R 6452, RX 93-53-1,2, RX-130-9, 116-67 [4]. Для улучшения физико-механических свойств в эпокси-*бис*-малеинимидное связующее вводят жесткоцепные термопласты: полисульфоны, полиэфиримиды, полиариленэфиркетоны, которые в готовой композиции образуют отдельную фазу [5]. Эффективность модификатора зависит от его химической структуры, молекулярной массы и состава композиции. Введение реакционных групп в макромолекулу полимера-модификатора обеспечивает химическое связывание фаз и активно влияет на морфологию KM.

Во ФГУП «ВИАМ» разработана серия расплавных связующих, перерабатываемых в конструкционные ПКМ по перспективным безавтоклавным технологиям. Благодаря использованию эпоксидных, *бис*-малеинимидных и полициануратных олигомеров удалось получить полимерные матрицы с высоким уровнем прочностных и деформационных характеристик. Введение в связующие-расплавы модификаторов (жесткоцепные термопласты, каучуки, ненасыщенные полиэфирные смолы) позволило повысить технологичность композиций и в ряде случаев – деформационные свойства.

Сочетание высоких топливных затрат и конкурентная борьба между авиакомпаниями стимулируют тенденцию сокращения затрат в авиационно-космической промышленности. Базовые конструкции из ПКМ с их небольшой массой, высокой прочностью и устойчивостью к усталостным нагрузкам и коррозии позволяют авиакомпаниям экономить. Сложной задачей, стоящей перед производителями композитных материалов, является разработка технологий производства с более низкими затратами, которые сделали бы полимерные композиты конкурентоспособными по отношению к легким сплавам и металлокомпозитам при производстве будущих самолетов. Новые технологии изготовления КМ, которые исключают дорогостоящее автоклавное оборудование, представляют собой один из способов решения этой задачи.

ЛИТЕРАТУРА

- 1. Грэфф Г. Пластмассовые композиты для космоса и авиации. URL: <u>http://www.</u> newchemistry.ru.
- 2. Мухаметов Р.Р., Ахмадиева К.Р., Чурсова Л.В. //Российский химический журнал. 2010. Т. LIV. №1. С. 57–62.
- 3. Сперлинг Л. Взаимопроникающие полимерные сетки и аналогичные материалы /Пер. с англ. М.: Мир. 1984. 328 с.
- 4. Михайлин Ю.А. Конструкционные полимерные композиционные материалы. СПб.: Научные основы и технологии. 2008. 822 с.
- 5. Кузнецов А.А., Семенова Г.К. //Российский химический журнал. 2009. Т. LIII. №4, С. 86–96.

CONTENS

Loschinin Yu.V., Pakhomkin S.I., Fokin A.S. Study of the heating rate effect on phase transformations of Al alloys by the differential scanning calorimetry method

The study results of decomposition processes during heating of quenched solid solutions of V-1469 (Al–Li–Cu–Mg–Ag–Mn–Zr–Sc) and 1913 (Al–Zn–Mg–Cu–Mn–Zr–Sc) commercial alloys being obtained with the use of the differential scanning calorimetry (DSC) method are given in the present paper. The activation energy was determined in accordance with Kissinger method, based on the temperature peak changing on DSC curves promoting the precipitation and solution of metastable and stable strengthening phases under various heating rate conditions. It was stated, that the stable η -phase precipitation of V-1469 alloy by two times during the ageing process. The effect of the natural ageing process duration on the temperature peak changing, ensuring the structure change at the early stages and the following solid solution decomposition is also illuminated.

Key words: differential scanning calorimetry, activation energy, solid solution decomposition, ageing, metastable state Guinier–Preston–Bogoryatsky zone.

Belov N.A. Efficiently modified heat-resistant Al-base alloys: phase composition optimization principles

The analysis results of multicomponent phase diagrams applied to heat-resistant Al-base alloys is presented in the paper. The principal possibility for producing the efficiently modified alloys, designated for the critical components and operating at the heating temperatures to $300-350 \,^{\circ}$ C is based on the data of this analysis. The heat-resistant Al-base alloys of the last generation such as the casting alloy (Al–Fe–Mn–Ni–Zr) and wrought alloy (Al–Cu–Mn–Zr) are considered. These alloys significantly exceed the commercial alloys (Al–Cu) in service, technological and economical characteristics.

Key words: Al-base alloys, multicomponent phase diagrams, heat resistance.

Treninkov I.A., Alexeyev A.A., Zaytsev D.V., Filonova E.V. Study of phase and structural changes along with residual stresses during the high-temperature creep process in VGM4 alloy

The systematic analysis was carried out for the reciprocal space bundles of crystalline lattice. The crystallographic planes (244) and (133), having the minimum distortion being governed by residual stresses, have been determined. It was stated, that it's expedient to use these planes for the definition of γ - and γ '-phases lattice periods. The structure changing nature was studied during the process of the high-temperature creep of VGM4 alloy. It was also revealed that the volumetric dislocation structure is formed in γ -phase at the exposure of 200 h. More over this structure propagates through the whole space of γ -phase at the exposures of 400 and 500 h. Besides it, the dislocation structure in γ '-phase was revealed in the specimens after testing for the high-temperature creep. The process of the supplementary decomposition, as a result of which the nanodimensional topologically close-packed phases are precipitated, has been revealed at the high-temperature creep. The residual stresses were determined in γ - and γ '-phases.

Key words: Ni-base superalloy, γ - and γ '-phases, creep, single crystal, X-ray diffraction, SEM, TEM.

Sorokin K.V., Murashov V.V., Fedotov M.Yu., Goncharov V.A. Prediction of fault propogation in polymer structures by determining the stiffness changes under the material actuation conditions

The method of local stiffness definition in structures with integrated actuator elements is proposed to carry out by the calculative way, i. e. based on the measured values of the starting structure position and its deformation values changing under the actuating and applying the loading conditions. In this case the indications of fiber-optical sensor on the base of

20

3

6

11

Bregg lattice and recording mini-spectrometer are used for controlling the deformation of a structure section. Hence, the deformation changing can be controlled by calculating Young's modulus at bending with the help of a fiber-optical sensor and taking into account the initial stiffness values.

In turn, the stiffness change of polymer structures can be used as an indicator of structural changes and, consequently, the micro faults initiation their following propagation under the loading effect and the nucleation of dangerous faults.

Key word: polymer composites, fibrous Bregg's lattice, piezoactuator.

Kablov E.N., Graschenkov D.V., Uvarova N.E. Study of gel structural changes during the heat treatment of high-temperature glass-ceramic materials according to sol-gel technology by the infrared spectroscopy method

22

25

38

The advantages of sol-gel technology are presented for the case of the production of hightemperature glass-ceramic materials. The study results of structure formation processes – transitions, such as «solution (sol) \rightarrow gel \rightarrow crystalline phase», for example SrO–Al₂O₃–SiO₂ were obtained with the use of infrared spectroscopy.

Key words: sol-gel technology, gelatinization, glass-ceramics, structure formation, strontium anortite.

Lomberg B.S., Bakradze M.M., Chabina E.B., Filonova E.B. Interrelation between structure and properties of Ni-base superalloys for GTE disks

The basic development trends of superalloys, designated for the production of GTE disks, including the disk production for the present-time and advanced GTE are presented along with the requirements for these materials. The effect of chemical, phase and structure heterogeneity as well as the technological factors on alloy properties have been established. The principles of creating the reglamented microstructure in die forgings of disk complexmodified superalloys, ensuring the necessary set of service properties have been developed, substantiated and realized.

Key words: turbine disks, composition, structure, liquation, phase, properties.

Akatenkov R.V., Kondrashov S.V., Fokin A.S., Morakhovsky P.S. Polymer network formation features over the curing processes of epoxy oligomers with functionalized nanotubes

 tubes
 31

 The differentially-mechanical analysis showed that under the conditions, not ensuring the complete curing of epoxy oligomers, at the availability of carbon nanotubes, functionalized in the acid mixture, the more fine-mesh and adjusting polymer network is formed in the nanocomposite under the complete curing process. It's more movable and prone to relaxation, as compared to a network in the original oligomer.

Key words: epoxy oligomers, carbon nanotubes.

Mukhametov R.R., Akhmadieva K.R., Chursova L.V., Kogan D.I. **Novel polymer binders for advanced production methods of structural fibrous polymer composites**

The advanced autoclave-free production technologies of fibrous polymer structural materials have been described. The characteristics of new binders of various types (epoxy, polycyanurate, bis-maleimide), processed by RTM, VARTM and RFI methods are given in the paper.

Key words: autoclave-free technologies, thermosetting binder, fibrous polymer composites, binder reology, interpenetrating polymer networks, RTM, VARTM, RFI.

требования к рукописи при подготовке к изданию

1. На рукопись оформляется акт экспертизы с обязательным указанием грифа (открытая печать или ДСП).

2. Рукопись предоставляется в «Редакционно-издательский отдел» на бумажном (отпечатано на лазерном или струйном принтере) и электронном носителях (программное обеспечение не ниже Windows'97).

3. Каждую рукопись (в том числе и отдельную статью) должен сопровождать реферат (объемом не более 600 знаков), отпечатанный на отдельной странице, в котором должно быть изложено основное содержание работы.

4. Рукопись должна быть подписана всеми авторами, завизирована начальником подразделения и научным редактором раздела.

5. К рукописи должен быть приложен список авторов с указанием фамилии, имени, отчества полностью, должности, номера телефона.

6. Основные параметры рукописи:

- шрифт - Таймс Нью Роман;

– размер шрифта – 12;

– интервал – 1;

- поля: верхнее - 2; нижнее - 2,5; левое - 2,5; правое - 2,5;

- автоматическая расстановка переносов;

- набор формул в Microsoft Equation 3.0.

– штриховые рисунки должны быть выполнены в программе Microsoft Power Point или Microsoft Excel. При невозможности выполнения рисунков в данных программах, они должны быть представлены на белой бумаге, начерченные черной ручкой с помощью чертежных инструментов. На каждый рисунок должна быть ссылка в тексте;

– микроструктуры, фотографии приборов, оборудования должны быть представлены оригиналами фотографий или на электронном носителе в программе Word;

- размер иллюстраций не должен превышать формат А4;

- таблицы должны быть выполнены в программе Microsoft Word, пронумерованы и иметь тематические заголовки;

- единицы измерения физических величин должны быть приведены в системе СИ.

7. Форма подачи рукописи:

- текст отдельным файлом+бумажный носитель;

- пронумерованные рисунки отдельными файлами+бумажный носитель;

- пронумерованные подписи к рисункам отдельным файлом+бумажный носитель.

Вклеивать иллюстрации в текст или раскладывать между страницами рукописи не допускается.

8. Списки литературы, завершающие рукопись, должны быть тщательно выверены и библиографически унифицированы. Сведения о книгах должны включать: фамилию и инициалы авторов, название книги, том, часть, выпуск, их название, место издания, название издательства, год издания, страницы.

Сведения о статьях в журналах и газетах должны включать: фамилию и инициалы авторов, заголовок статьи, название журнала или газеты, год, число и месяц выхода (для газет), год издания и номер (для журнала), страницы.

О статьях, опубликованных в сборниках, необходимо сообщать следующие данные: фамилия и инициалы авторов, заглавие статьи, название сборника, номер тома или выпуска, место издания, название издательства, год опубликования сборника, страницы.

Ссылки на неопубликованные работы, отчеты научно-исследовательских учреждений и заводов не допускаются. Допускаются ссылки на работы, находящиеся «в печати».

Ссылки в тексте должны строго соответствовать последовательности приведенного списка литературы.

9. Плата с аспирантов за публикацию рукописей не взимается.

ИСТОРИЯ ВИАМ В ЛИЦАХ

ФРИДМАН Яков Борисович

(04.04.1911 – 11.02.1968) доктор технических наук, профессор, лауреат Государственной премии СССР



Яков Борисович Фридман – профессор, доктор технических наук, крупный ученый в области физики прочности, механики разрушения и эксплуатационной надежности материалов. В 30-х годах Яков Борисович начал работать в ВИАМ под руководством Г.В. Акимова, занимаясь исследованием плит для броневой защиты.

Обладая колоссальными знаниями о поведении материалов при нагружении в упругой области, Яков Борисович понимал, что этого недостаточно для обеспечения надежности материалов в процессе эксплуатации.

Курс сопротивления материалов, лежащий в основе знаний о механических свойствах, основывался на расчете напряжений и деформаций исключительно в пределах упругости, не включая в себя учение о свойствах материала за пределами упругости (в этом случае основную роль играют результаты специальных экспериментов).

Яков Борисович создал и долгое время возглавлял в ВИАМ группу по изучению физико-механических свойств авиационных материалов, развивал идеи единства физико-механических процессов деформации и разрушения, происходящих в материале в условиях эксплуатации, при технологических процессах обработки и различных механических испытаниях (единая теория прочности). Эти работы легли в основу его докторской диссертации (1941 г.) и впоследствии стали базисом при формировании научной школы.

В 1946 году вышла книга Я.Б. Фридмана «Механические свойства металлов», выдержавшая три издания (последнее – в 1974 г.). В 1947 году за эту книгу автор был удостоен Государственной премии. Этот труд обобщил результаты экспериментальных исследований и работы его научной школы. Кроме того, в книге представлен критический обзор мировой литературы по вопросам физики прочности. Эта книга стала вкладом в современную материаловедческую литературу и до сих пор является учебным пособием для студентов.

На базе кафедры «Сопротивление материалов» в МИФИ Яков Борисович создал кафедру «Физика прочности», выпускающую специалистов в области механики разрушения. Здесь Яков Борисович с соратниками и учениками (В.М. Морозов, Н.Д. Соболев, В.М. Маркочев и др.) проводил глубокие теоретические исследования в области механики разрушения твердых тел.

В последние годы жизни Яков Борисович возглавлял эту кафедру, одновременно работая в ВИАМ в качестве научного консультанта, фактически оставаясь руководителем группы.

Научная деятельность Якова Борисовича Фридмана чрезвычайно многообразна. Так, в 40–50-х годах совместно с Т.К. Зиловой, Н.И. Деминой, Н.И. Новосильцевой им были проведены исследования и с помощью метода накатанных сеток установлено перераспределение деформации в пластической области при наличии щелевого надреза или трещины в образцах и деталях. Совместно с Б.А. Дроздовским и Н.И. Новосильцевой Я.Б. Фридман разработал метод оценки трещиностойкости материалов путем испытания образцов с искусственно созданной трещиной, нашедший широкое применение. Было изучено влияние запаса упругой энергии, степени двухосности напряженного состояния и скорости нагружения на способность материала тормозить разрушение. Под руководством Я.Б. Фридмана созданы установки для испытания на растяжение с кручением болтов при двухосном, однократном и циклическом нагружении.

Совместно с П.Г. Микляевым Я.Б. Фридман рассмотрел теоретические аспекты прочности анизотропных тел, провел анализ экспериментальных работ по исследованию анизотропии характеристик трещиностойкости конструкционных материалов.

Работая над различными методами испытания материалов для оценки их конструкционной прочности, Яков Борисович совместно с О.Н. Подвойской и Т.Д. Гордеевой развивал фрактографические исследования. Поскольку строение изломов объективно отражает процесс разрушения, в ходе таких исследований выявляются слабые места в материале, что требуется при разработке новых материалов, оценке эксплуатационных разрушений, нарушений в работе отдельных механизмов. Этот метод позволяет оценить способность материалов к торможению разрушения, повышая надежность работы материала в конструкции.

Одним из первых в нашей стране Яков Борисович начал работы по изучению характеристик механики разрушения материалов, сочетая глубокий теоретический подход с практическими задачами. Разработанные им и его учениками методы оценки работоспособности материалов в конструкциях способствовали созданию более надежных материалов для авиационной техники. Исследования, проводимые учениками Якова Борисовича Фридмана, охватывали широкий круг материалов, включая считавшиеся абсолютно хрупкими – стекло- и углепластики. Вопросами разрушения этих материалов под руководством Якова Борисовича занимались С.С. Солнцев, В.М. Маркочев и др.

Яков Борисович Фридман – лауреат Государственной премии СССР, автор 5-ти монографий и более 120-ти научных работ.

РЕДАКЦИЯ

Е.А. Аграфенина, А.А. Безрукова, Н.В. Быкова, М.С. Закржевская, М.В. Савина, И.С. Туманова Тел. редакции (499) 263-87-18, 263-85-60 Подписано в печать 19.04.2011 г. Формат 60×90 1/8 Бумага типографская Объем 6 усл. п. л. Отпечатано во ФГУП «ВИАМ» Тираж 500 экз. Заказ № 1020