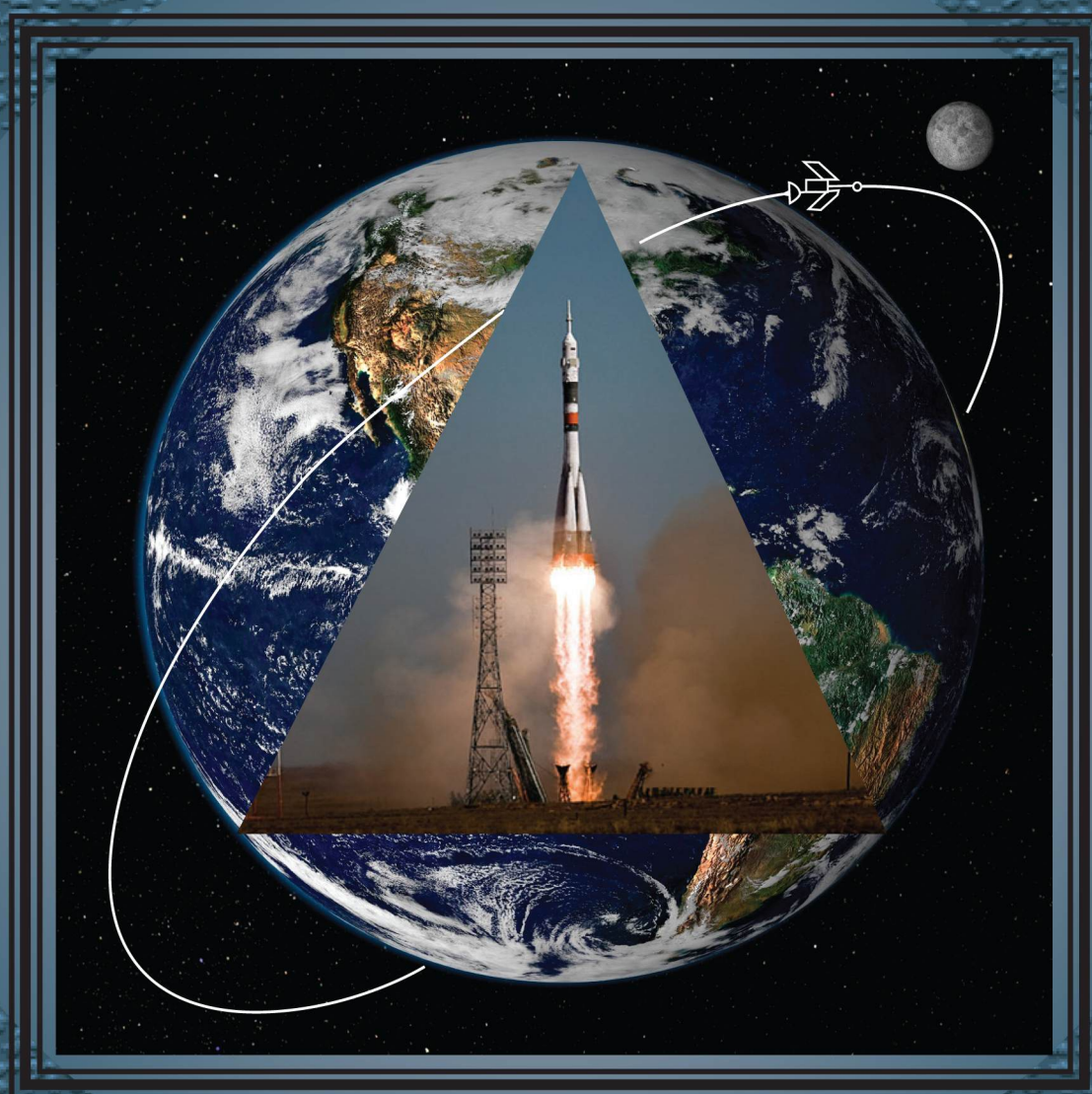


КОНСТРУКЦИИ ИЗ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

2



Москва 2021



Все новейшие достижения и современные разработки предприятий оборонного комплекса — в научно-технических журналах ФГУП «НТЦ оборонного комплекса «Компас»

ФГУП «Научно-технический центр оборонного комплекса «Компас» является издателем следующих научных журналов:



Межотраслевой научно-технический журнал
Оборонный комплекс — научно-техническому прогрессу России
(4 выпуска)
Подписной индекс **79379**
Издается с 1984 года



Межотраслевой научно-технический журнал
Конструкции из композиционных материалов
(4 выпуска)
Подписной индекс **80089**
Издается с 1981 года



Научно-технический журнал
Информационные технологии в проектировании и производстве
(4 выпуска)
Подписной индекс **79378**
Издается с 1976 года



Межотраслевой научно-практический журнал
Экология промышленного производства
(4 выпуска)
Подписной индекс **80090**
Издается с 1993 года



Научно-практический журнал
Вопросы защиты информации
(4 выпуска)
Подписной индекс **79187**
Издается с 1974 года

Все издания ФГУП «Научно-технический центр оборонного комплекса «Компас»:

✓ включены решением ВАК Министерства науки и высшего образования России в перечень ведущих рецензируемых научных журналов и изданий, в которых должны быть опубликованы основные результаты диссертаций на соискание ученой степени кандидата и доктора наук;

✓ метаданные выпусков включены в базу данных Российского индекса научного цитирования (РИНЦ).

Более подробную информацию об изданиях, подписке, дополнительных услугах можно получить по тел.: 8 (495) 491-43-17, 8 (495) 491-77-67, 8 (495) 491-77-20 (подписка);
факс: 8 (495) 491-44-80.
E-mail: izdanie@ntckompas.ru

ФЕДЕРАЛЬНОЕ ГОСУДАРСТВЕННОЕ УНИТАРНОЕ ПРЕДПРИЯТИЕ
«НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ ЦЕНТР ОБОРОННОГО КОМПЛЕКСА "КОМПАС"»

АКЦИОНЕРНОЕ ОБЩЕСТВО
«ГОСУДАРСТВЕННЫЙ РАКЕТНЫЙ ЦЕНТР имени АКАДЕМИКА В. П. МАКЕЕВА»

АКЦИОНЕРНОЕ ОБЩЕСТВО
«ИНФОРМАЦИОННЫЕ СПУТНИКОВЫЕ СИСТЕМЫ»
имени АКАДЕМИКА М. Ф. РЕШЕТНЕВА»

МЕЖОТРАСЛЕВОЙ НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ ЖУРНАЛ

КОНСТРУКЦИИ ИЗ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

Орган Научного совета РАН по механике
конструкций из композиционных материалов

Выпуск 2 (162)

Издается с 1981 г.

Москва 2021

СОДЕРЖАНИЕ

ИССЛЕДОВАНИЕ НАПРЯЖЕННО- ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ И РАСЧЕТ КОНСТРУКЦИЙ

Азаров А. В., Разин А. Ф. Местная устойчивость ребер
композитных сетчатых конструкций 3

ТЕХНОЛОГИЯ ИЗГОТОВЛЕНИЯ, ОБРАБОТКИ И СОЕДИНЕНИЯ ИЗДЕЛИЙ

Оглезнева С. А., Оглезнев Н. Д. Технология изготовления и
свойства электродов-инструментов из композицион-
ных материалов системы медь-графит/ углеродные
нанотрубки для электроэрозионной прошивки листов
стали 9

Смотрова С. А. Отработка технологии обнаружения
и регистрации малозаметных ударных поврежде-
ний на конструкции летательного аппарата с по-
мощью ударочувствительного индикаторного пок-
рытия 14

КОНСТРУКЦИОННЫЕ И ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ МАТЕРИАЛЫ

Бурковская Н. П., Севостьянов Н. В., Болсуновская Т. А.
Антифрикционные материалы на основе медно-
никелевых сплавов для подшипников скольжения
(Обзор) 20

*Разумовский И. М., Логачева А. И., Береснев А. Г., Лога-
чев И. А., Разумовский М. И., Марьин С. С.* Современ-
ные тенденции развития порошковой металлургии:
разработка и производство жаропрочных сплавов 29

КОНТРОЛЬ И ИСПЫТАНИЕ КОНСТРУКЦИЙ

*Федотов М. Ю., Будадин О. Н., Козельская С. О. Василь-
ев С. А.* Исследование возможности диагностики каче-
ства композитных конструкций встроенными воло-
конно-оптическими датчиками на основе волоконных
брегговских решеток 41

Федотов М. Ю., Будадин О. Н., Козельская С. О. Ком-
плексное применение волоконно-оптических датчиков
и компьютерной рентгеновской томографии для кон-
троля трехслойных композитных конструкций 48

Главный редактор В. Г. Дегтярь, акад. РАН, д-р техн. наук,
генеральный директор, генеральный конструктор АО «ГРЦ Макеева»

Заместитель главного редактора Н. А. Тестоедов, чл.-кор. РАН, д-р техн. наук,
генеральный директор АО «ИСС»

Ответственный секретарь Л. А. Жарких,
ФГУП «НТЦ оборонного комплекса «Компас»

Редакционная коллегия:

А. В. Беляков, д-р хим. наук, проф., РХТУ им. Д. И. Менделеева; **А. А. Боков**, д-р физ.-мат. наук, проф., Университет им. Саймона Фрайзера, Канада; **О. Н. Будадин**, д-р техн. наук, проф., АО «ЦНИИСМ»; **С. В. Бухаров**, д-р техн. наук, проф., МАИ (НИУ); **В. В. Васильев**, акад. РАН, д-р техн. наук, ИПМ РАН; **В. Г. Дмитриев**, чл.-кор. РАН, д-р техн. наук, проф., ФГУП "ЦАГИ"; **С. Т. Калашиников**, канд. техн. наук, АО "ГРЦ Макеева"; **А. Л. Каменева**, д-р техн. наук, доцент, ПНИПУ; **А. Н. Лихачев**, д-р техн. наук, проф., БГТУ «ВОЕНМЕХ» им. Д.Ф. Устинова; **Е. С. Лукин**, д-р техн. наук, проф., РХТУ им. Д. И. Менделеева; **С. А. Оглезнева**, д-р техн. наук, доцент, ПНИПУ; **А. В. Острик**, д-р техн. наук, проф., ИПХФ РАН; **Н. Г. Паничкин**, канд. физ.-мат. наук, доцент, ФГУП "ЦНИИМаш"; **Л. А. Резниченко**, д-р физ.-мат. наук, проф., НИИ физики ЮФУ; **С. Б. Сапожников**, д-р техн. наук, проф., НОЦ "Нанотехнологии" ЮУГУ; **Б. С. Сарбаев**, д-р техн. наук, проф., МГТУ им. Н. Э. Баумана; **И. Д. Симонов-Емельянов**, д-р техн. наук, проф., МИРЭА-Российский технологический университет (ИТХТ им. М. В. Ломоносова); **А. Н. Тимофеев**, д-р техн. наук, ОАО "Композит"; **В. И. Халиманович**, канд. физ.-мат. наук; проф., АО "ИСС"; **В. И. Хлыбов**, д-р физ.-мат. наук, АО "ГРЦ Макеева"; **Б. В. Щетанов**, д-р техн. наук, проф., ФГУП "ВИАМ" ГНЦ РФ

Тел. (495) 491-77-67
E-mail: izdanie@ntckompas.ru

Перепечатка материалов и использование их в любой форме, в том числе электронной, без предварительного письменного разрешения редакции не допускаются.

- © Федеральное государственное унитарное предприятие «Научно-технический центр оборонного комплекса «Компас» (ФГУП «НТЦ оборонного комплекса «Компас»), 2021;
- © Акционерное общество «Государственный ракетный центр имени академика В. П. Макеева» (АО «ГРЦ Макеева»), 2021;
- © Акционерное общество «Информационные спутниковые системы» имени академика М. Ф. Решетнева» (АО «ИСС»), 2021

ИССЛЕДОВАНИЕ НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ И РАСЧЕТ КОНСТРУКЦИЙ

УДК 539.3

DOI: 10.52190/2073-2562_2021_2_3

Местная устойчивость ребер композитных сетчатых конструкций

А. В. АЗАРОВ, канд. техн. наук

Московский государственный технический университет им. Н. Э. Баумана,
Москва, Россия

А. Ф. РАЗИН, д-р техн. наук

АО «Центральный научно-исследовательский институт специального машиностроения»,
г. Хотьково, Московская обл., Россия

Критическая нагрузка, вызывающая потерю устойчивости ребер композитных сетчатых конструкций, широко применяемых в ракетно-космической технике, является одним из основных факторов, определяющих несущую способность конструкции. Определение критического напряжения проводили на типовой ячейке сетчатой цилиндрической оболочки, образованной из спиральных и кольцевых ребер и находящейся в условиях одноосного сжатия. Исследовано влияние взаимного расположения спиральных и кольцевых ребер на критические напряжения. Показано, что полученные расчетные данные хорошо согласуются с экспериментальными.

Ключевые слова: композитные материалы, композитные сетчатые конструкции, форма местной потери устойчивости.

Композитные сетчатые конструкции, обладающие высокой степенью массового совершенства, широко используют в отечественной ракетно-космической технике [1].

Как правило, они имеют форму цилиндрической оболочки, состоящей из спиральных и кольцевых ребер и изготовленной методом автоматизированной непрерывной намотки (рис. 1).



Рис. 1. Композитная сетчатая цилиндрическая оболочка

Азаров Андрей Валерьевич, доцент кафедры "Ракетно-космические композитные конструкции".

E-mail: azarov@anisoprint.com

Разин Александр Федорович, генеральный директор, главный конструктор.

E-mail: razin@crism-cat.ru

Статья поступила в редакцию 27 января 2021 г.

© Азаров А. В., Разин А. Ф., 2021

Типовым нагружением сетчатой цилиндрической оболочки является осевое сжатие, сочетающееся с поперечным изгибом. Проектирование конструкции минимальной массы осуществляется при ограничениях на общую устойчивость оболочки, прочность и местную устойчивость спиральных ребер [2]. При этом ограничение по местной устойчивости всегда является активным и от точности его аналитической формулировки зависят проектные параметры конструкции. Приближенные выражения для критических напряжений местной формы потери устойчивости спиральных ребер получены методом Ритца на основе тригонометрической аппроксимации прогиба ребер [3, 4]. В настоящей работе задача устойчивости рассматривается для ячейки сетчатой структуры, моделируемой стержневой конструкцией.

Форма местной потери устойчивости треугольной ячейки сетчатой структуры

Рассмотрим сетчатую структуру с треугольными ячейками, образованными спиральными и кольцевыми ребрами. Для проектирования сетчатых конструкций необходимы аналитические выражения для критических напряжений, вывод которых представлен далее.

Предположим, что форма местной потери устойчивости треугольной ячейки соответствует показанной на рис. 2.

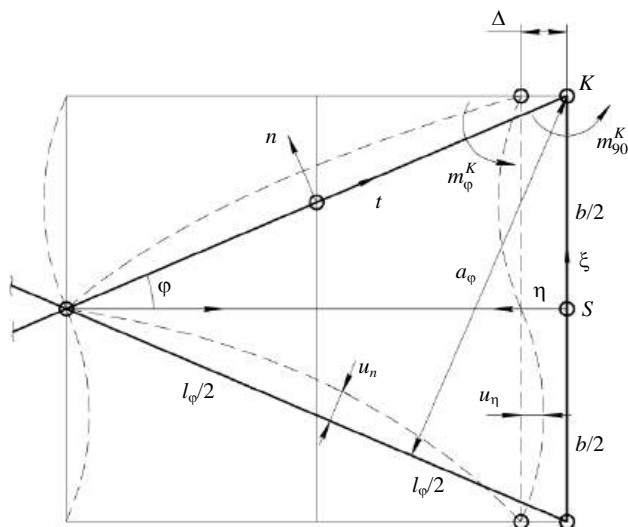


Рис. 2. Форма местной потери устойчивости треугольной ячейки сетчатой структуры:

m_ϕ^K и m_{90}^K — изгибающие моменты;
 $b = l_\phi \cos \phi$; Δ — осевое укорочение ячейки;
 ξ и η — координаты; n — координата

Напряжения, действующие в спиральных ребрах цилиндрической оболочки с радиусом R , нагруженной эквивалентной (учитывающей изгиб) осевой сжимающей силой P , имеют вид [2]

$$\sigma_\phi = \frac{Pa_\phi}{2\pi R h \delta_\phi \cos^2 \phi}, \quad (1)$$

где h — толщина оболочки;
 δ_ϕ — ширина сечения спирального ребра (сечение считается прямоугольным);
 a_ϕ — расстояние между осями спиральных ребер по нормали к ним;
 ϕ — угол, который спиральные ребра составляют с меридианом оболочки (см. рис. 2).

Критические напряжения, вызывающие потерю устойчивости спирального ребра, определяются формулой Эйлера:

$$\sigma_\phi^{cr} = k \frac{\pi^2 E_\phi \delta_\phi^2}{12 l_\phi^2}, \quad (2)$$

где E_ϕ — модуль упругости ребра;
 l_ϕ — расстояние между точками пересечения симметричных спиральных ребер с углами $\pm \phi$ (см. рис. 2).

Коэффициент устойчивости k зависит от условий закрепления концов стержня, моделирующего элемент спирального ребра. Если в узлах соединения ребра соединены через шарниры, то $k = 1$, а если в узлах соединения углы поворота ребер равны нулю, то $k = 4$. В реальных сетчатых конструкциях коэффициент k зависит от соотношения изгибных жесткостей спиральных и кольцевых ребер, для которых $\phi = 90^\circ$.

Отнесем спиральное ребро к координатам t, n с началом в середине ребра (см. рис. 2). Уравнение устойчивости ребра имеет вид

$$D_\phi \frac{\partial^4 u_n}{\partial t^4} + P_\phi \frac{d^2 u_n}{dt^2} = 0, \quad (3)$$

где u_n — прогиб ребра;
 $D_\phi = E_\phi h \delta_\phi^3 / 12$ — изгибная жесткость ребра;
 $P_\phi = \sigma_\phi h \delta_\phi$ — сила, сжимающая ребро.

Решение уравнения (3) должно удовлетворять условиям симметрии и граничным условиям $u_n(t = \pm l_\phi / 2) = 0$. В результате получим

$$u_n(t) = C(\cos rt - \cos \lambda), \quad (4)$$

где $r = \sqrt{\frac{P_\phi}{D_\phi}} = \frac{12\sigma_\phi}{E_\phi \delta_\phi^w}$; $\lambda = \frac{1}{2} r l_\phi$; C — константа. (5)

Для угла поворота сечения ребра и изгибающего момента получим следующие выражения:

$$\begin{aligned} \theta_\phi(t) &= -\frac{du_n}{dt} = Cr \sin rt; \\ m_\phi(t) &= D_\phi \frac{d\theta_\phi}{dt} = D_\phi r^2 C \cos rt. \end{aligned} \quad (6)$$

Рассмотрим кольцевое ребро, отнесенное к координатам ξ, η с началом координат в точке S (см. рис. 2). Изгиб ребра описывается уравнением

$$\frac{d^4 u_\eta}{d\xi^4} = 0, \quad (7)$$

которое не учитывает влияние осевой силы в ребре на его прогиб u_η . Решение уравнения (7) имеет вид

$$u_\eta(\xi) = \Delta + B \left(\xi^2 - \frac{b^2}{4} \right) \xi,$$

где Δ — осевое укорочение ячейки;
 $b = l_\phi \cos \phi$ (см. рис. 2);
 B — константа.

Угол поворота сечения кольцевого ребра и изгибающий момент определяются равенствами

$$\begin{aligned}\theta_{90}(\xi) &= -\frac{du_n}{d\xi} = -B \left(3\xi^2 - \frac{b^2}{4} \right); \\ m_{90}(\xi) &= D_{90} \frac{d\theta_{90}}{d\xi} = -6BD_{90}\xi,\end{aligned}\quad (8)$$

где $D_{90} = E_{90}h\delta_{90}^3/12$ — изгибная жесткость кольцевого ребра, выраженная через его модуль упругости и размеры сечения.

Будем считать, что спиральное и кольцевое ребра жестко соединены в точке K (см. рис. 2). Тогда углы поворота сечений ребер в этой точке должны быть одинаковы, т. е. $\theta_{\varphi}^K = \theta_{90}^K$, а суммарный изгибающий момент должен быть равен нулю, т. е. $m_{\varphi}^K + m_{90}^K = 0$. Принимая в равенствах (6) и (8) $t = l\varphi$ и $\xi = b/2$, получим однородную систему уравнений для постоянных C и B :

$$Cr \sin \lambda + \frac{1}{2} Bb^2 = 0; \quad CD_{\varphi} r^2 \cos \lambda - 3BbD_{90} = 0.$$

Приравняв нулю определитель этой системы, получим следующее характеристическое уравнение:

$$\operatorname{tg} \lambda + c \lambda = 0; \quad c = \frac{2D_{\varphi}}{3D_{90}} \sin \varphi = \frac{2E_{\varphi}}{3E_{90}} \left(\frac{\delta_{\varphi}}{\delta_{90}} \right)^3 \sin \varphi, \quad (9)$$

где c — параметр, зависящий от соотношения изгибных жесткостей спиральных и кольцевых ребер.

Уравнение (9) определяет критическое значение параметра $\lambda_{\text{кр}}$. Используя соотношения (5), найдем

$$r_{\text{кр}}^2 = \frac{4\lambda_{\text{кр}}^2}{l_{\varphi}^2}; \quad k = \frac{2\lambda_{\text{кр}}^2}{\pi^2}. \quad (10)$$

Рассмотрим частные случаи. При гибких кольцевых ребрах $c \rightarrow \infty$, $\lambda_{\text{кр}} = \pi/2$ и $k = 4$, что соответствует шарнирно-опертому стержню. При жестких кольцевых ребрах $c = 0$, $\lambda_{\text{кр}} = \pi/2$ и $k = 4$, что соответствует стержню, жестко закрепленному по концам. Значения коэффициента устойчивости k , соответствующие уравнению (9), в общем случае представлены в таблице.

Коэффициенты устойчивости для различных форм местной потери устойчивости

Уравнение	Коэффициент устойчивости k при различных значениях параметра c							
	0	0,25	0,5	1,0	2,0	3,0	4,0	5,0
(9)	4	2,81	1,73	1,67	1,37	1,25	1,19	1,15
(19)	8,18	5,94	5,23	4,70	4,38	4,26	4,19	4,16
(22)	8,18	2,28	1,65	1,33	1,16	1,11	1,08	1,06

Для экспериментальной проверки полученного решения был испытан модельный образец структуры (рис. 3), обладающий следующими параметрами:

$$E_{\varphi} = E_{90} = 66 \text{ МПа}; \quad \varphi = 26,6^\circ; \quad h = 7,2 \text{ мм};$$

$$\delta_{\varphi} = 3,15 \text{ мм}; \quad \delta_{90} = 2,15 \text{ мм}; \quad l_{\varphi} = 134,2 \text{ мм}.$$

Диаграмма деформирования образца, полученная с помощью тензодатчиков, наклеенных на боковые поверхности ребер, приведена на рис. 3.

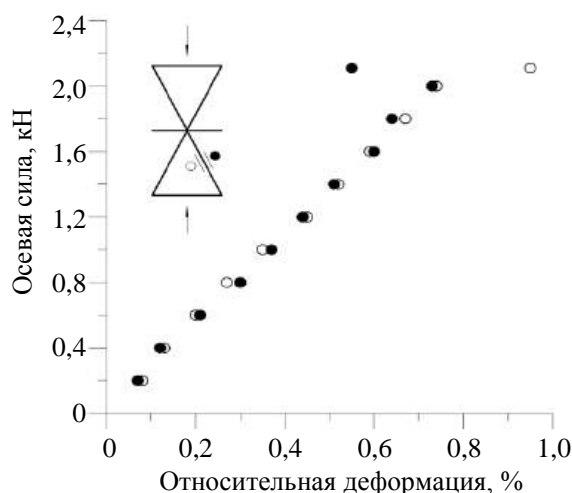


Рис. 3. Зависимость относительной деформации на боковых поверхностях ребра от осевой силы: черные кружки — показания тензодатчика на правой поверхности ребра, белые — на левой (см. схему)

Экспериментально найденный коэффициент устойчивости $k = 1,73$. Из уравнения (9) следует $\lambda_{\text{кр}} = 2,05$ и $k = 1,71$.

Форма местной потери устойчивости гексагональной ячейки (кольцевые ребра проходят между узлами пересечения спиральных ребер)

Рассмотрим сетчатую структуру, в которой кольцевые ребра проходят через середины участков спиральных ребер между узлами их пересечения (см. рис. 1). Такое расположение ребер предположительно значительно повышает критическое напряжение за счет уменьшения расстояния между узлами пересечения ребер. Предполагаемая форма потери устойчивости гексагональной ячейки показана на рис. 4. Для участков спирального ребра OC ($0 \leq t_1 \leq l_{\varphi}/2$) и CK ($0 \leq t_2 \leq l_{\varphi}/2$) решение уравнения (3) имеет вид

$$u_n^{(1,2)} = C_1^{(1,2)} + C_2^{(1,2)} t_{1,2} + C_3^{(1,2)} \sin rt_{1,2} + C_4^{(1,2)} \cos rt_{1,2}.$$

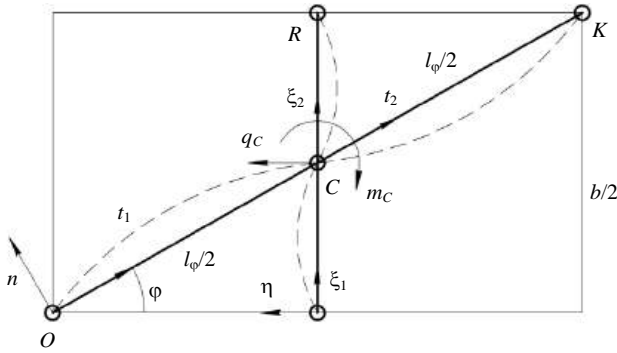


Рис. 4. Форма местной потери устойчивости гексагональной ячейки сетчатой структуры

Удовлетворяя граничные условия в точках O , C и K , получим выражения для прогиба, угла поворота сечения, изгибающего момента и поперечной силы:

для участка 1

$$\begin{aligned} u_n^{(1)} &= C_3^{(1)} \left(\sin rt_1 - \frac{2t_1}{l_\phi} \sin \lambda \right); \\ \theta_\phi^{(1)} &= -\frac{du_n^{(1)}}{dt_1} = -rC_3^{(1)} \left(\cos rt_1 - \frac{1}{\lambda} \sin \lambda \right); \\ m_\phi^{(1)} &= D_\phi \frac{d\theta_\phi^{(1)}}{dt_1} = D_\phi C_3^{(1)} r^2 \sin rt_1; \\ q_\phi^{(1)} &= D_\phi \frac{dm_\phi^{(1)}}{dt_1} = D_\phi C_3^{(1)} r^3 \cos rt_1; \end{aligned} \quad (11)$$

для участка 2

$$\begin{aligned} u_n^{(2)} &= C_4^{(2)} \left(\cos rt_2 - \operatorname{ctg} \lambda \sin rt_2 + \frac{2t_2}{l_\phi} - 1 \right); \\ \theta_\phi^{(2)} &= rC_4^{(2)} \left(\sin rt_2 + \operatorname{ctg} \lambda \cos rt_2 - \frac{1}{\lambda} \right); \\ m_\phi^{(2)} &= D_\phi C_4^{(2)} r^2 (\cos rt_2 - \operatorname{ctg} \lambda \sin rt_2); \\ q_\phi^{(2)} &= -D_\phi C_4^{(2)} r^3 (\sin rt_2 + \operatorname{ctg} \lambda \cos rt_2). \end{aligned} \quad (12)$$

В точке C (см. рис. 4) должно выполняться кинематическое условие $\theta_\phi^{(1)}(t_1 = l_\phi/2) = \theta_\phi^{(2)}(t_2 = 0)$, из которого получим $C_3^{(1)} = -C_4^{(2)}/\sin \lambda$.

Обозначим контактный момент и силу, действующие между спиральным и кольцевым ребром в точке C , через m_C и q_C (см. рис. 4). Тогда имеют место следующие статические условия:

$$\begin{aligned} m_\phi^{(2)}(t_2 = 0) &= m_\phi^{(1)}\left(t_1 = \frac{l_\phi}{2}\right) - m_C; \\ q_\phi^{(2)}(t_2 = 0) &= q_\phi^{(1)}\left(t_1 = \frac{l_\phi}{2}\right) - q_C \sin \phi. \end{aligned} \quad (13)$$

Подставляя в (13) соответствующие равенства (11) и (12), получим $C_4^{(2)} = -m_C/2D_\phi r^2$ и $q_C = 0$. Таким образом, взаимодействие между спиральными и кольцевыми ребрами в точке C осуществляется только через контактный изгибающий момент m_C . В дальнейшем понадобится выражение для угла поворота сечения спирального ребра в точке C , которое имеет вид

$$\theta_\phi^{(C)} = \frac{m_C (\lambda \cos \lambda - \sin \lambda)}{2D_\phi r \lambda \sin \lambda}. \quad (14)$$

Рассмотрим кольцевое ребро RS (см. рис. 4). Для участков CS ($0 \leq \xi_1 \leq b/4$) и CR ($0 \leq \xi_2 \leq b/4$) решение уравнения (7) имеет вид

$$u_\eta^{(1,2)} = B_1^{(1,2)} + B_2^{(1,2)} \xi_{1,2} + B_3^{(1,2)} \xi_{1,2}^2 + B_4^{(1,2)} \xi_{1,2}^3.$$

Учитывая граничные условия в точках S , C и R , для участков 1 и 2 получим

$$\begin{aligned} u_\eta^{(1)} &= B_4^{(1)} \left(\xi_1^2 - \frac{b^2}{16} \right) \xi_1; \\ \theta_{90}^{(1)} &= -\frac{du_\eta^{(1)}}{d\xi_1} = -B_4^{(1)} \left(3\xi_1^2 - \frac{b^2}{16} \right); \\ m_{90}^{(1)} &= D_{90} \frac{d\theta_{90}^{(1)}}{d\xi_1} = -6D_{90} B_4^{(1)} \xi_1; \\ q_{90}^{(1)} &= \frac{dm_{90}^{(1)}}{d\xi_1} = -6D_{90} B_4^{(1)}; \end{aligned} \quad (15)$$

$$\begin{aligned} u_\eta^{(2)} &= B_4^{(2)} \left(\xi_2^2 - \frac{3b\xi_2}{4} + \frac{b^2\xi_2}{8} \right) \xi_2; \\ \theta_{90}^{(2)} &= B_4^{(2)} \left(-3\xi_2^2 + \frac{3b\xi_2}{2} - \frac{b^2}{8} \right); \\ m_{90}^{(2)} &= -D_{90} B_4^{(2)} \left(6\xi_2 - \frac{3b}{2} \right); \quad q_{90}^{(2)} = -6D_{90} B_4^{(1)}. \end{aligned} \quad (16)$$

Кинематические условия сопряжения участков ребра в точке C , т. е. $\theta_{90}^{(1)}(\xi_1 = b/4) = \theta_{90}^{(2)}(\xi_2 = 0)$, дают $B_4^{(1)} = B_4^{(2)} = B_4$, а статические условия, т. е.

$$\begin{aligned} m_{90}^{(2)}(\xi_2 = 0) &= m_{90}^{(1)}(\xi_1 = b/4) + m_C; \\ q_{90}^{(2)}(\xi_2 = 0) &= q_{90}^{(1)}(\xi_1 = b/4) + q_C, \end{aligned} \quad (17)$$

позволяют получить $B_4 = m_C/3bD_{90}$ и $q_C = 0$. Угол поворота кольцевого ребра в точке C имеет вид

$$\theta_{90}^C = -\frac{m_C b}{24D_{90}}. \quad (18)$$

Условие совместности деформаций спирально-го и кольцевого ребер, $\theta_\varphi^C = \theta_{90}^C$, и равенства (14) и (18) позволяют получить следующее уравнение для критического параметра λ :

$$\lambda - (1 - c\lambda^2) \operatorname{tg} \lambda = 0; \quad c = \frac{D_\varphi}{6D_{90}} \sin \varphi = \frac{E_\varphi}{6E_{90}} \left(\frac{\delta_\varphi}{\delta_{90}} \right)^3 \sin \varphi. \quad (19)$$

При $D_{90} = 0$ имеем $c \rightarrow \infty$, $\operatorname{tg} \lambda = 0$, $\lambda = \pi$ и $k = 4$, что соответствует шарнирно-опертому стержню с длиной $l_\varphi/2$. При $D_{90} \rightarrow \infty$ получаем $c = 0$, $\operatorname{tg} \lambda = \lambda$, $\lambda = 4,5$ и $k = 8,183$, что соответствует стержню с длиной $l_\varphi/2$, опертому на одном конце и жестко закрепленному на другом. Коэффициент устойчивости в формуле (2), соответствующий уравнению (19), представлен во второй строке таблицы.

Полученное решение соответствует случаю опирания спиральных ребер на неподвижные кольцевые. Однако возможна и другая форма потери устойчивости сетчатой цилиндрической оболочки. При осевом сжатии оболочки смежные кольцевые ребра могут закручиваться в противоположные стороны так, что точка C на рис. 4 смещается в кольцевом направлении. Соответствующая форма потери устойчивости ячейки показана на рис. 5.

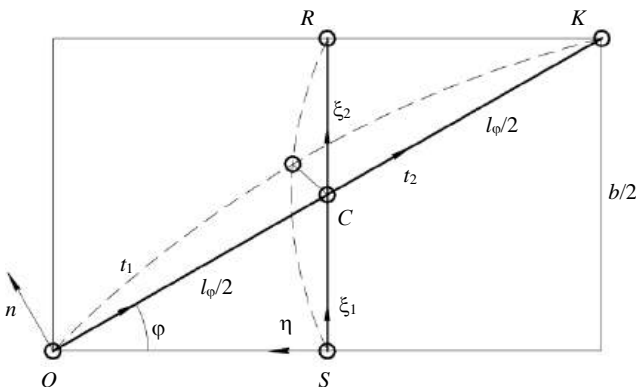


Рис. 5. Форма местной потери устойчивости гексагональной ячейки сетчатой структуры со смещением точки пересечения ребер

Анализ устойчивости ячейки аналогичен описанному применительно к рис. 4. В частности, соотношения, аналогичные равенствам (11) и (12), имеют вид

$$\begin{aligned} u_n^{(1)} &= C_3^{(1)} (\sin rt_1 - rt_1 \cos \lambda); \\ \theta_\varphi^{(1)} &= -rC_3^{(1)} (\cos rt_1 - \cos \lambda); \\ m_\varphi^{(1)} &= D_\varphi C_3^{(1)} r^2 \sin rt_1; \quad q_\varphi^{(1)} = D_\varphi C_3^{(1)} r^3 \cos rt_1; \end{aligned}$$

$$\begin{aligned} u_n^{(2)} &= C_4^{(2)} \times \\ &\times \left\{ \cos rt_2 - \cos \lambda - \operatorname{ctg} \lambda \left[\sin rt_2 - \sin \lambda - r \left(t_2 - \frac{l}{2} \right) \right] \right\}; \\ \theta_\varphi^{(2)} &= rC_4^{(2)} [\sin rt_2 + \operatorname{ctg} \lambda (\cos rt_2 - 1)]; \\ m_\varphi^{(2)} &= D_\varphi C_4^{(2)} r^2 (\cos rt_2 - \operatorname{ctg} \lambda \sin rt_2); \\ q_\varphi^{(2)} &= -D_\varphi C_4^{(2)} r^3 (\sin rt_2 - \operatorname{ctg} \lambda \cos rt_2). \end{aligned}$$

Воспользовавшись условием непрерывности прогиба спирального ребра, согласно которому $u_n^{(1)}(t_1 = l_\varphi/2) = u_n^{(2)}(t_2 = 0)$, получим $C_3^{(1)} = C_4^{(1)} / \sin \lambda$. Статические условия (13) дают

$$C_4^{(2)} = \frac{q_C \sin \varphi}{2D_\varphi r^3} \operatorname{tg} \lambda; \quad m_C = 0.$$

Таким образом, в рассматриваемом случае взаимодействие между спиральными и кольцевыми ребрами осуществляется только через поперечную силу q_C . Прогиб спирального ребра в точке C определяется равенством

$$u_n^C = \frac{q_C \sin \varphi}{2D_\varphi r^3} (\operatorname{tg} \lambda - \lambda). \quad (20)$$

Равенства, аналогичные соотношениям (15) и (16), для кольцевого ребра имеют вид

$$\begin{aligned} u_\eta^{(1)} &= B_4^{(1)} \left(\xi_1^2 - \frac{3b^2}{16} \right) \xi_1; \quad \theta_{90}^{(1)} = -B_4^{(1)} \left(3\xi_1^2 - \frac{3b^2}{16} \right); \\ m_{90}^{(1)} &= -6D_{90} B_4^{(1)} \xi_1; \quad q_{90}^{(1)} = -6D_{90} B_4^{(1)}; \\ u_\eta^{(2)} &= B_4^{(2)} \left(\xi_2^3 - \frac{3b}{4} \xi_2^2 + \frac{b^3}{32} \right); \quad \theta_{90}^{(2)} = -B_4^{(2)} \left(3\xi_2 - \frac{3b}{2} \right) \xi_2; \\ m_{90}^{(2)} &= -D_{90} B_4^{(2)} \left(6\xi_2 + \frac{3b}{2} \right); \quad q_{90}^{(2)} = -6D_{90} B_4^{(2)}. \end{aligned}$$

Условие непрерывности прогиба кольцевого ребра в точке C (см. рис. 5), т. е. $u_\eta^{(1)}(\xi_1 = b/4) = u_\eta^{(2)}(\xi_2 = 0)$, дает $B_4^{(1)} = -B_4^{(2)}$, а статические условия (17) позволяют получить $B_4^{(2)} = -q_C / 12D_{90}$ и $m_C = 0$. Прогиб кольцевого ребра в точке C определяется равенством

$$u_{90}^C = -\frac{q_C b^3}{384D_{90}}. \quad (21)$$

Используя условие совместности деформаций спирального и кольцевого ребер в точке C (см.

рис. 5), т. е. $u_{90}^C = u_n^C \sin \varphi$, и выражения (20) и (21), получим следующее уравнение:

$$\lambda - \operatorname{tg} \lambda = c \lambda^3; \quad c = \frac{D_\varphi}{3D_{90}} \sin \varphi = \frac{E_\varphi}{3E_{90}} \left(\frac{\delta_\varphi}{\delta_{90}} \right)^3 \sin \varphi. \quad (22)$$

При $D_{90} = 0$ имеем $c \rightarrow \infty$, $\operatorname{tg} \lambda \rightarrow -\infty$, $\lambda = -\pi/2$ и $k = 1$, что соответствует стержню с длиной l_φ , опертому по концам. При $D_{90} \rightarrow \infty$ получим $c = 0$, $\operatorname{tg} \lambda = \lambda$, $\lambda = 4,5$ и $k = 8,183$, что соответствует стержню с длиной $l_\varphi/2$, опертому на одном конце и жестко закрепленному на другом. В работе [5] получено экспериментальное значение коэффициента устойчивости $k_{\text{эк}} = 5,1$ для фрагмента сетчатой оболочки, в которой

$$E_\varphi = E_{90} = 57 \text{ МПа}; \quad \varphi = 11,5^\circ; \quad h = 18 \text{ мм};$$

$$\delta_\varphi = 3,3 \text{ мм}; \quad \delta_{90} = 3,2 \text{ мм}; \quad l_\varphi = 112 \text{ мм}.$$

Уравнение (22) для $c = 0,727$ дает $\lambda = 3,51$ и $k = 5$, что хорошо согласуется с экспериментальным результатом. Значения коэффициента устойчивости k в формуле (2), соответствующие уравнению (22), представлены в третьей строке таблицы. Как следует из таблицы, уравнение (22) дает существенно меньшие значения k , чем уравнение (19). Уравнение (19) может быть использовано в случае, если кольцевые ребра оболочки закреплены от поворота. В частности, это может иметь место в цилиндрических панелях с закрепленными продольными краями или в оболочках с обшивкой, препятствующей повороту ребер.

Заключение

На основе стержневой модели ячейки сетчатой структуры получены выражения, определяющие критические напряжения, соответствующие мест

ной форме потери устойчивости ребер сетчатой композитной цилиндрической оболочки, сжатой в осевом направлении. Получены расчетные соотношения, определяющие критические напряжения. Аналитические результаты сопоставлены с результатами эксперимента.

ЛИТЕРАТУРА

1. Васильев В. В., Барынин В. А., Разин А. Ф., Петровский С. А., Халиманович В. И. Анизогридные композитные сетчатые конструкции — разработка и приложение к космической технике // Композиты и наноструктуры. 2009. № 3. С. 38—50.
2. Азаров А. В. Проблема проектирования аэрокосмических сетчатых композитных конструкций // Изв. РАН. Механика твердого тела. 2018. № 4 С. 85—93. DOI: 10.31857/S057232990000700-0.
3. Totaro G. Local buckling modelling of isogrid and anisogrid lattice cylindrical shells with triangular cells // Composite Structures. 2012. № 94. P. 446—452. DOI: 10.1016/j.compstruct.2011.08.002.
4. Totaro G. Local buckling modeling of isogrid and anisogrid lattice cylindrical shells with hexagonal cells // Composite Structures. 2013. № 95. P. 403—410. DOI: 10.1016/j.compstruct.2012.07.011.
5. Totaro G., De Nicola F., Caramuta P. Local buckling modelling of anisogrid lattice structures with hexagonal cells // An experimental verification. Composite Structures. 2013. № 106. P. 734—741. DOI: 10.1016/j.compstruct.2013.07.031.

Local buckling of ribs of lattice composite structures

A. V. AZAROV

Bauman Moscow State Technical University, Moscow, Russia

A. F. RAZIN

JSC "Central Research Institute of Special Machinery",
Khotkovo, Moscow region, Russia

This article is concerned with the problem of local buckling of ribs of lattice composite structures widely used in aerospace technology. The critical load which causes local buckling of ribs is one of the primary factors which determines the load carrying capacity of the structure. A typical lattice cell of a cylindrical shell consisting of helical and hoop ribs and loaded with uniaxial compression is considered to obtain the critical stress. Equations which specify the critical stresses are presented. Analytical results are compared with experiment.

Keywords: composite materials, composite lattice structures, local buckling.

ТЕХНОЛОГИЯ ИЗГОТОВЛЕНИЯ, ОБРАБОТКИ И СОЕДИНЕНИЯ ИЗДЕЛИЙ

УДК 621.762.4

DOI: 10.52190/2073-2562_2021_2_9

Технология изготовления и свойства электродов-инструментов из композиционных материалов системы медь-графит/углеродные нанотрубки для электроэрозионной прошивки листов стали

С. А. ОГЛЕЗНЕВА, д-р техн. наук; Н. Д. ОГЛЕЗНЕВ, канд. техн. наук
Пермский национальный исследовательский политехнический университет, г. Пермь, Россия

Методами порошковой металлургии получены опытные образцы электродов-инструментов (ЭИ) из композиционных материалов (КМ) системы медь-графит/углеродные нанотрубки (УНТ). Методом рамановской спектроскопии исследовано структурообразование КМ. Показано, что предварительная обработка углеродных частиц раствором соли меди снижает удельное электросопротивление и относительный электроэрозионный износ КМ при прошивке листов стали и существенно повышает производительность ЭИ. Предложен вероятный механизм влияния обработки в соли меди на свойства электродов-инструментов.

Ключевые слова: электроэрозионная обработка, электрод-инструмент, медь, графит, углеродные нанотрубки, порошковая металлургия, композиционный материал, структура, свойства, удельное электросопротивление, относительный износ, производительность.

Чистая медь занимает важное место среди электротехнических материалов благодаря превосходной электро- и теплопроводности. Однако низкие температура плавления и допустимая токовая нагрузка ограничивают ее применение в мощных электроустановках и микросхемах.

Среди материалов для электроконтактов и ЭИ лучшими эксплуатационными свойствами обладают КМ на основе металлов, которые содержат тугоплавкие частицы [1], выполняющие роль центров кристаллизации металла или капиллярной сетки для удержания расплавленного металла, однако существенно ухудшающие электро- и теплопроводность [2].

Работы по созданию и изучению свойств углеродных материалов показали, что проводимость КМ на их основе может быть существенно повышена. Так, КМ на основе медной матрицы и углеродных волокон сочетает в себе преимущества КМ углерод—углерод и медных сплавов. Это способность к самосмазыванию, высокая механическая прочность, низкое тепловое расширение, хорошая

износостойкость, проводимость, сравнимая с проводимостью меди [3].

Электропроводящие свойства углеродных наноматериалов могут быть улучшены путем их интеркалирования. Уже синтезированы УНТ со сверхпроводящими свойствами, заполненные TaC [4], и фуллерены, интеркалированные атомами щелочных металлов [5]. Расстояние между графеновыми слоями в многослойной УНТ (0,34 нм) позволяет поместить внутри трубки некоторое количество атомов или ионов металлов [6].

Наиболее привлекательными, по мнению авторов работы [6], интеркалатами УНТ являются наночастицы меди. Однако получение их затруднено ввиду высокого поверхностного натяжения расплава, агломерации и повреждения УНТ во время обработки, плохой межфазной связи трубок с матрицами [7]. При смешивании порошков чистые УНТ склонны к спонтанной агломерации из-за электростатического и ван-дер-ваальсового притяжения [8]. Чтобы решить эту проблему, используют обработку поверхности УНТ поверхностно-активными веществами, ультразвуком [9], кислотами [10]. Обработка кислотами позволяет эффективно удалять примеси и прикреплять к поверхности УНТ кислородсодержащие функциональные группы без использования поверхностно-активных веществ.

Частицы меди вводили на поверхность и внутрь УНТ в виде гидрата ацетата меди и подвергали термической обработке в вакууме при 400 °С [6].

Оглезнева Светлана Аркадьевна, профессор кафедры "Механика композиционных материалов и конструкций".

E-mail: ogleznevasa@pstu.ru

Оглезнев Никита Дмитриевич, доцент кафедры "Инновационные технологии в машиностроении".

E-mail: fastrex@mail.ru

Статья поступила в редакцию 26 февраля 2021 г.

© Оглезнева С. А., Оглезнев Н. Д., 2021

После термической обработки в результате восстановления соли твердым углеродом отдельные нанотрубки содержали небольшое количество частиц меди, расположенных недалеко от края нанотрубки, реже в канале УНТ. Полученные УНТ обладали в два раза более высокой теплоемкостью.

Показано, что к интеркалированию с образованием сверхпроводящих структур способны не только УНТ, но и графит [11, 12].

Развитие перспективного электрофизического метода обработки любых по твердости металлических и даже керамических материалов — электроэрозионной обработки (ЭЭО) — сдерживается пока еще высокой его себестоимостью, основной вклад в которую вносит стоимость расходных электродов-инструментов, выполняемых чаще всего из чистой меди. Повышение эффективности ЭЭО возможно за счет повышения износостойкости и производительности ЭИ.

Цель исследований — изучение влияния добавок графита и углеродных нанотрубок на свойства порошковых медно-графитовых материалов.

Исходные материалы и методики приготовления образцов композиционных материалов

Для изготовления электродов из КМ использованы порошки меди ПМС-1 (ГОСТ 49-60-75), коллоидного графита марки С-1 (ТУ 113-08-48-63-90), терморасширенного графита (ТРГ) производства ОАО "Новомет-Силур", углеродные нанотрубки "Таунит МД" (ТУ 2166-001-02069289-2007) и соль $(\text{CH}_3\text{COO})_2\text{Cu}$.

В водные растворы солей меди добавляли графитовые препараты, после чего диспергировали в ультразвуковой ванне "УЗУ-0,25" в течение 15 мин. Концентрацию соли меди подбирали таким образом, чтобы после восстановления соли оставалось ~ 10 масс. % меди по отношению к порошкам углеродных препаратов. Суспензии сушили при $T = 110^\circ\text{C}$, затем проводили термообработку в водородной среде при температуре 450°C в течение 2 ч. Чтобы сохранить исходное количество углерода, для восстановления меди была выбрана водородная среда (в методике [6] применен вакуум). Обработанные углеродные порошки смешивали с порошком меди в массовом соотношении 1 : 99 для графитов и 0,1 : 99,9 для УНТ. Из смесей прессовали образцы размером $6 \times 6 \times 50$ мм при давлении 400 МПа. Затем образцы отжигали в вакуумной печи при температуре 700°C в течение 2 ч и проводили повторное прессование при 400 МПа для повышения плотности. Прессовки окончательно спекали в вакуумной печи при температуре 1070°C в течение 2 ч.

Методики исследования

Плотность КМ определяли по стандартной методике (ГОСТ 18898-89). Рентгенофазовый анализ проводили на дифрактометре "XRD-6000 Shimadzu" (Shimadzu, Япония) в CuK_α -излучении. Рамановские спектры образцов получали на многофункциональном дисперсионном спектрометре комбинационного рассеяния света "Senterra" (Bruker, Германия). Длина волны возбуждающего лазера составляла 532 нм. Интеркалирование отслеживали косвенными методами по данным рентгенофазового анализа по методике [13] и рамановским спектрам [14], в соответствии с которыми интеркалирование ионами меди сопровождается формированием "алмазных" (sp^3) связей в графите.

Электросопротивление КМ измеряли на цифровом программируемом миллиомметре GOM-802 (Миллиометр цифровой GOM-802 GOOD WILL INSTRUMENT CO., LTD, Тайвань). Для корректности эксперимента измерения проводили также на образцах литой чистой меди марки М1 и на образцах КМ состава 99 масс. % порошка меди и 1 масс. % порошка коллоидного графита, изготовленных методом искрового плазменного спекания (ИПС) в аргоне при температуре 900°C , давлении $P = 30$ МПа, выдержке 5 мин на установке Dr. Sinter SPS-1050 (SPS Syntex Inc., Япония).

Относительный износ электрода (эрозионную стойкость) определяли по отношению глубины прошитого в стали отверстия к линейному износу электрода [1] при ЭЭО листов инструментальной стали 38Х2Н2МА толщиной 5,5 мм на станке Electronica Smart CNC (Electronica, Индия) на черновых режимах обработки: напряжение 50 В; скважность импульсов 1,32; частота импульсов 10 Гц; сила тока 6, 9, 12, 15, 18, 21 А. В качестве рабочей жидкости использовали масло EDM Oil-IPOL SEO 450.

Статистическую обработку экспериментальных результатов выполняли путем расчета среднеквадратического отклонения из 3—5 значений на точку.

Обсуждение результатов

В рамановских спектрах коллоидного графита в исходном состоянии и после нагрева пиков, характерных для "алмазных" sp^3 -связей, не обнаружено (табл. 1). В спектре ТРГ имеется пик D_4 , отвечающий за sp^3 -связи, который обусловлен методом получения ТРГ с образованием значительного количества дефектов структуры [12]. При отжиге порошка ТРГ в смеси с солью $(\text{CH}_3\text{COO})_2\text{Cu}$ при 400°C (водород) и 1070°C (вакуум) sp^3 -связь сохраняется.

Таблица 1

Волновые числа рамановских спектров образцов графита

Состав материалов	Технология изготовления образцов материалов	Волновые числа пиков (индексы — рамановская абсолютная интенсивность), см ⁻¹			
		<i>G</i> <i>sp</i> ² -связи	<i>D1</i> <i>sp</i> ² -связи	<i>D2</i> дефектные <i>sp</i> ² -связи	<i>D4</i> <i>sp</i> ³ -связи
Графит С-1	Исходное состояние	1580 ₆	1352 ₄	Нет	Нет
(CH ₃ COO) ₂ Cu + С-1	Отжиг при 400 °С	1583	Нет	Нет	Нет
(CH ₃ COO) ₂ Cu + С-1	Отжиг при 400 °С, спекание при 1070 °С	1582	1320	1620	1207
Cu + С-1	ИПС при 900 °С	1576 ₅	1351 ₅	1620 ₂	1230 ₁
ТРГ	Исходное состояние	1576 ₁₀	1351 ₆	Нет	1212
(CH ₃ COO) ₂ Cu + ТРГ	Отжиг при 400 °С	1593	1352	1639	Нет
(CH ₃ COO) ₂ Cu + ТРГ	Отжиг при 400 °С, спекание при 1070 °С	1584	1345	1638	1207

В системе (CH₃COO)₂Cu + С-1 "алмазные" *sp*³-связи формируются только после спекания при температуре 1070 °С. После плазменно-искрового спекания системы медь—коллоидный графит (без предварительного интеркалирования) при температуре 900 °С в течение 5 мин в графите также обнаружены признаки образования "алмазных" *sp*³-связей, вероятной причиной которого может быть интеркалирование в локальных областях с температурой, достигающей нескольких тысяч градусов.

В структуре УНТ "алмазные" *sp*³-связи всегда имеются на полусферических торцах и в областях дефектов структуры. Поэтому с помощью рамановской спектроскопии исследование этих связей и интеркалирования не проводили.

Установлено, что искровое плазменное спекание порошковых систем медь—графит при 900 °С и давлении 30 МПа способствует образованию *sp*³-связей в графите, которые могут формироваться в результате интеркалирования графита медью. "Алмазные" *sp*³-связи в графите формируются при взаимодействии как с порошком меди ПМС-1, так и с восстановленными из ацетата ионами меди. При ИПС степень разупорядоченности графита по оси *C* меньше, чем при спекании без приложения давления.

Рентгенофазовый анализ показал, что в результате термообработки смесей солей и порошков углеродных фаз произошло полное восстановление солей до меди.

После спекания все составы имели одинаковую пористость — около 8 % (см. табл. 2). Упругость графита не позволила получить беспористые образцы даже после спекания с приложением давления (ИПС).

Более низкие значения удельного электросопротивления КМ по сравнению с чистой медью даже с учетом пористости порядка 8 % (см. табл. 2) также косвенно могут свидетельствовать о повышении проводимости углеродных структур за счет интеркалирования их медью как при искровом плазменном спекании, так и в результате обработки солью меди.

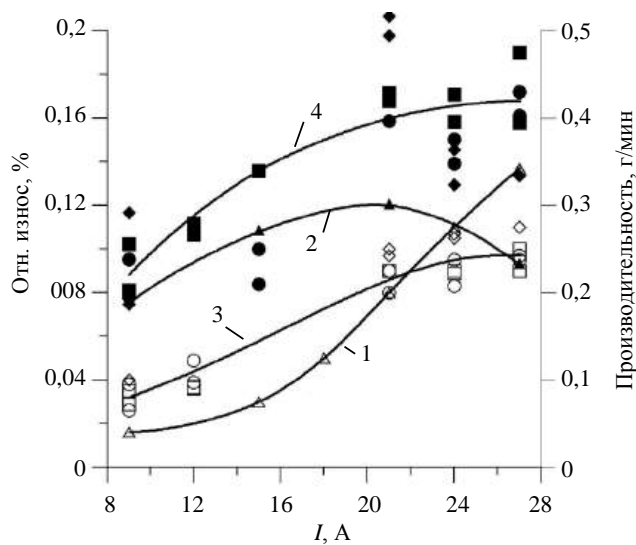
Электроэрозионную стойкость ЭИ из медно-графитовых материалов определяли в процессе ЭЭО в условиях повышения мощности электрического импульса при увеличении силы тока. Анализ результатов показал, что имеется корреляция между относительным электроэрозионным износом ЭИ и удельным электросопротивлением (табл. 2).

Таблица 2

Свойства образцов системы медь—углеродные препараты после спекания

Состав (масс. %) и технология изготовления образцов материалов	Пористость, %	Удельное электросопротивление <i>p</i> , 10 ⁸ Ом·м	Относительный электроэрозионный износ ЭИ при силе тока 27 А
МЛ, 100 % Cu (литье, прокатка)	0	1,78 ± 0,05	0,2
99 % Cu + 1 % С-1 (обработка (CH ₃ COO) ₂ Cu, прессование и спекание)	7,6 ± 0,4	1,20 ± 0,06	0,09
99 % Cu + 1 % (ТРГ) (обработка (CH ₃ COO) ₂ Cu, прессование и спекание)	7,8 ± 0,4	1,20 ± 0,06	0,09
99,9 % Cu + 0,1 % УНТ (обработка (CH ₃ COO) ₂ Cu, прессование и спекание)	8,3 ± 0,4	1,3 ± 0,07	0,1
99 % Cu + 1 % С-1 (ИПС)	7,5 ± 0,4	1,7 ± 0,07	0,14

Значения относительного износа КМ, изготовленного методом ИПС без предварительного интеркалирования графита, в диапазоне исследованных плотностей тока были на порядок больше, чем у чистой меди или КМ с интеркалатами графита (0,16—0,2). При увеличении силы тока при ЭЗО электроды-инструменты из КМ показали более низкий относительный износ (рисунок, кривая 3), чем ЭИ из меди (рисунок, кривая 1), особенно на более мощных режимах, благодаря наличию тугоплавкой фазы (графита).



Зависимость относительного электроэрозионного износа (кривые 1, 3) и производительности электрода-инструмента (кривые 2, 4) из меди (кривые 1, 2) и КМ (кривые 3, 4) от силы тока:
кружки — медь-С-1 МІ; квадраты — медь-ТРГ;
ромбы — медь-УНТ

Производительность медно-графитовых электродов-инструментов (рисунок, кривая 4) во всем диапазоне силы тока выше, чем у медного ЭИ, так как графит быстрее инициирует искру, чем медь, и в результате достигается значительно более высокая скорость съема металла.

Заключение

Добавление 1 масс. % графита или 0,1 масс. % УНТ к меди снижает удельное электросопротивление меди, вероятным механизмом чего является образование интеркалатов меди.

Относительный электроэрозионный износ медно-графитовых КМ коррелирует со значениями удельного электросопротивления: чем меньше сопротивление, тем меньше износ.

Относительный электроэрозионный износ медно-графитовых ЭИ с предварительной обработкой углеродных структур в растворе ацетата меди оказался меньше, чем у литой меди МІ, даже при

наличии пористости в КМ. Относительный износ медно-графитовых ЭИ, изготовленных методом ИПС без обработки солью меди, был на порядок больше.

Производительность ЭИ из меди с добавками интеркалированного графита выше, чем у чистой меди, особенно на более интенсивных режимах ЭЗО.

Исследование проведено при финансовой поддержке Минобрнауки России в рамках реализации программы деятельности научно-образовательного центра мирового уровня "Рациональное недропользование".

ЛИТЕРАТУРА

- Oglezneva S. A., Khanov A. M., Porozova S. E., Ogleznev N. D., Giljev V. G., Ablyaz T. R. Research of The Interaction of Graphite with Copper in Powder Composite Materials for EDM Tools During Sintering // Research J. Pharmaceutical, Biological and Chemical Sciences. 2016. V. 7. № 5. P. 964—973. [http://www.rjpbcs.com/pdf/2016.7\(5\)/\[118\].pdf](http://www.rjpbcs.com/pdf/2016.7(5)/[118].pdf)
- Shengzhi Duan, Xiaowen Wu, Xin Min, Zhaohui Huang, Tianyang Yue, Wen Yue, Minghao Fang, Yangai Liu. Effect of purity and proportion of microcrystalline graphite ore on the electrical, mechanical and tribological performance of copper-carbon composites // Mater. Res. Express. 2019. V. 6. P. 125604. <https://doi.org/10.1088/2053-1591/ab5380>
- Shuai J., Xiong L., Zhu L., Li W. Nickel-Coated Super-Aligned Carbon Nanotube Reinforced Copper Composite for Improved Strength and Conductivity // Compos. Part. A. 2016. V. 88. P. 148—155. <https://doi.org/10.1007/s11665-019-04190-0>
- Елецкий А. В. Эндоэдральные структуры // Успехи физических наук. 2000. Т. 170. № 2. С. 113—142. DOI: <https://doi.org/10.3367/UFNr.0170.200002a.0113>
- Fleming R. M., Ramirez A. P., Rosseinsky M. J., Murphy D. W., Haddon R. C., Zahurak S. M., Makhija A. V. Relation of structure and superconducting transition temperatures in A_3C_{60} // Nature. 1991. V. 352. № 6338. P. 787, 788. DOI: 10.1038/352787a0
- Мищенко С. В., Ткачев А. Г. Углеродные наноматериалы. Производство, свойства, применение. — М.: Машиностроение, 2008. — 320 с.
- Tjong S. C. Recent progress in the development and properties of novel metal matrix nanocomposites reinforced with carbon nanotubes and graphene nanosheets // Mater. Sci. Eng. R. 2013. V. 74. P. 281—350. <https://doi.org/10.1016/j.mser.2013.08.001>
- Neubauer E., Kitzmantel M., Hulman M., Angerer P. Potential and challenges of metal-matrix-composites reinforced with carbon nanofibers and carbon nanotubes // Compos. Sci. Technol. 2010. V. 70. P. 2228—2236. <https://doi.org/10.1016/j.compscitech.2010.09.003>
- Sun G. X., Chen G. M., Liu J., Yang J. P., Xie J. Y., Liu Z. P., Li R., Li X. A facile gemini surfactant-improved dispersion of carbon nanotubes in polystyrene // Polymer. 2009. V. 50. P. 5787—5793. <https://doi.org/10.1016/j.polymer.2009.10.007>
- Daoush W. M., Alkhuraiji T. S., Khamis M. A., Al-bogmy T. S. Microstructure and electrical properties of carbon short fiber reinforced copper composites fabricated by electroless deposition followed by powder metallurgy process // Carbon Lett. 2020. V. 30. P. 247—258. <https://doi.org/10.1007/s42823-019-00093-1>

11. Dunaev A. V., Arkhangelsky I. V., Zubavichus Ya. V., Avdeev V. V. Preparation, structure and reduction of graphite intercalation compounds with hexachloroplatinic acid // Carbon. 2008. V. 46. P. 788—795. DOI: 10.1016/j.carbon.2008.02.003

12. Сорокина Н. Е., Авдеев В. В., Тихомиров А. С., Лутфуллин М. А., Саидаминов М. И. Композиционные наноматериалы на основе интеркалированного графита: учеб. пособие. — М.: Изд-во МГУ, 2010. — 50 с.

13. Андреева В. Д., Степанова Т. Р. Влияние атомов меди на структуру графита // Письма в ЖТФ. 2002. Т. 28. Вып. 18. С. 18—23.

14. Jorio A. Spectroscopy in Graphene-Based Systems: Prototypes for Nanoscience and Nanometrology. Review Article // International Scholarly Research Notices. 2012. V. 2012. P. 16. Article ID 234216. <https://doi.org/10.5402/2012/234216>

Manufacturing technology and properties of composite electrode-tools of the copper-graphite/carbon nanotube system for EDM piercing of steel sheets

S. A. OGLEZNEVA, N. D. OGLEZNEV

Perm National Research Polytechnic University, Perm, Russia

Prototypes of electrode-tools (ET) from composite materials (CM) of the copper-graphite/carbon nanotubes (CNT) system have been obtained by the powder metallurgy. The structure formation of CM is studied by Raman spectroscopy. It is shown that the preliminary treatment of carbon particles with a solution of a copper salt reduces the electrical resistivity and relative electrical discharge wear of the CM during piercing of steel sheets and significantly increases the productivity of the ET. A probable mechanism of the influence of treatment of electrode-tools in copper salt on the properties is proposed.

Keywords: electro-erosion machining, electrode-tool, copper, graphite, carbon nanotubes, powder metallurgy, composite material, structure, properties, electrical resistivity, relative wear, productivity.

УДК 667.6; 629.7.018.07

DOI: 10.52190/2073-2562_2021_2_14

Отработка технологии обнаружения и регистрации малозаметных ударных повреждений на конструкции летательного аппарата из полимерных композиционных материалов с помощью ударочувствительного индикаторного покрытия

С. А. СМОТРОВА, канд. техн. наук

Центральный аэрогидродинамический институт им. проф. Н. Е. Жуковского, Москва, Россия

Выполнен комплекс исследований по отработке технологии обнаружения малозаметных ударных повреждений (МЗУП) с помощью ударочувствительного индикаторного покрытия (УИП) на критических местах конструкции летательного аппарата, где расположены силовые элементы из полимерных композиционных материалов (ПКМ). Летные испытания легкого двухместного самолета "Сигма-7", изготовленного ООО "Научно-инженерная компания", показали эффективность применения двухслойного покрытия для обеспечения оперативного поиска и регистрации невидимых глазу повреждений на поверхности стеклопластиковых обтекателей колес основных опор шасси самолета. Подтверждена необходимость дальнейшего развития указанной технологии, позволяющей быстро и эффективно получать достоверные данные о техническом состоянии критических мест конструкции ЛА из ПКМ.

Ключевые слова: малозаметные ударные повреждения, ударочувствительное индикаторное покрытие, технология обнаружения повреждений, полимерные композиционные материалы, летательные аппараты.

Обеспечение требуемых уровней безопасности полетов и эксплуатационной надежности ЛА является важнейшей государственной задачей. В рамках мероприятий по достижению целевых индикаторов и показателей госпрограммы "Развитие авиационной промышленности на 2013—2025 годы" [1] поставлена задача по разработке эффективных и безопасных в эксплуатации силовых элементов конструкции ЛА из ПКМ.

Основными способами достижения этой цели являются прогнозирование и обоснование высокой прочности и живучести изготовленных из ПКМ силовых элементов конструкции ЛА. Значительное влияние на эти свойства оказывает обнаруживаемость (возможность обнаружения) эксплуатационных повреждений ударного характера [2, 3]. Актуальность вопроса обусловлена не только существенным увеличением доли ответственных композитных силовых элементов конструкции ЛА, но и значительным отличием в физических процессах деформирования и разрушения металлических сплавов и ПКМ. Последнее обстоятельство определяет повышенное внимание, которое уделяется обнаружению МЗУП (BVID — Barely Visible

Impact Damage) [4]) на поверхности композитных силовых элементов конструкций.

Одним из инструментов эффективного решения проблемы оперативного поиска и регистрации таких повреждений является технология обнаружения МЗУП с помощью ударочувствительного индикаторного покрытия [5]. Применение УИП позволит без риска для безопасности и при снижении затрат на техническое обслуживание обосновать необходимый ресурс и/или сократить интервалы между осмотрами в 3—4 раза. Очевидно, что такой подход дает значительный экономический эффект организациям, эксплуатирующим ЛА.

Расчеты, выполненные в ФГУП "ЦАГИ", показали, что МЗУП таких основных композитных силовых элементов конструкции ЛА, как передняя и задняя кромки крыла, предкрылки и закрылки, элероны и законцовки, являются следствием внешних воздействий, величины энергии которых не превышают 30 Дж. Эти вычисления подтверждены зарубежными статистическими данными, например предоставленными Европейским авиационным и оборонным концерном AIRBUS Group (рис. 1). Практическую значимость и реальную техническую возможность диагностики повреждений композитных силовых конструкций ЛА получили такие методы неразрушающего контроля, как визуально-измерительный, ультразвуковой (акустический), вихретоковый, тепловизионный, рентгенографический, а также метод сдвиговой интерферометрии (метод ширографии).

Смотрова Светлана Александровна, начальник научно-исследовательской лаборатории "Перспективные методы испытаний и контроль состояния конструкций".
E-mail: svetlana.smotrova@tsagi.ru

Статья поступила в редакцию 3 марта 2021 г.

© Смотрова С. А., 2021



Рис. 1. Обобщенные количественные данные по эксплуатационным повреждениям агрегатов планера ЛА на примере самолёта A320 (AIRBUS Group) с указанием вида внешнего воздействия, типа основного силового элемента, величины энергии удара E , значений массы m и скорости индентора V_0 [6, 7]

Наибольшее количество процедур (около 90 %) при техническом обслуживании ЛА составляет визуальный осмотр невооруженным глазом или при помощи какого-либо дополнительного оборудования (лупа, микроскоп, оптический проектор и т. д.), с помощью которого делают выводы о состоянии конструкции ЛА. Визуальный осмотр является наиболее простым и доступным методом, позволяющим при местном освещении сравнительно быстро обнаруживать повреждения на поверхности металлических конструкций. Основным недостатком визуальных осмотров — плохая обнаруживаемость МЗУП на поверхности композитных силовых элементов конструкций ЛА, а также невозможность оценки внутренних разрушений. Кроме того, истинный размер разрушенной области может в разы превышать видимые на поверхности следы (рис. 2).

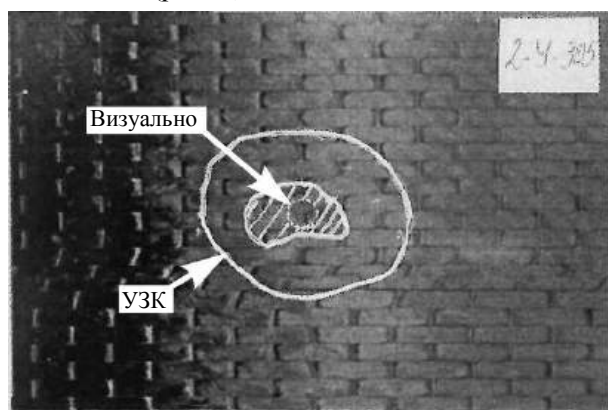


Рис. 2. Истинный размер ударного повреждения углепластиковой панели, выявленный в результате ультразвукового контроля (УЗК), и визуально обнаруженный

Для более детального изучения опасных повреждений необходимо последующее использование одного или нескольких перечисленных физических методов контроля, применению которых всегда предшествует научная проработка, позволяющая выбрать наиболее эффективный для конкретного случая метод.

Среди инструментальных методов неразрушающего контроля композитных силовых элементов для диагностики конструкций ЛА наиболее широко используют акустические (ультразвуковые) [8], которые позволяют выявлять и количественно оценивать расслоения и растрескивание в слоях, отслоения обшивки от сот и т. п. Однако применение таких методов для оперативного поиска МЗУП нерационально из-за очень большой трудоемкости контроля, что обуславливается их "узкозонностью". К тому же стоимость применяемого оборудования высока, а к работе с ним допускаются только высококвалифицированные аттестованные специалисты.

Экспресс-метод поиска МЗУП на поверхности композитных силовых элементов конструкций ЛА предусматривает применение специальных индикаторных покрытий. Он позволяет быстро, надежно и с малыми затратами обнаружить опасные зоны, а количественную оценку повреждений выполнить позднее с использованием инструментальных методов неразрушающего контроля. В ФГУП "ЦАГИ" разработаны методика обнаружения МЗУП на поверхности композитных силовых элементов конструкций ЛА с применением УИП, методы создания и нанесения его на эту по-

верхность [9, 10]. Созданная технология дает возможность выявлять на поверхности МЗУП глубиной до 0,2—1,0 мм на основе стандартной процедуры визуального осмотра путем использования штатного оборудования авиационных служб технического обслуживания и ремонта (ультрафиолетового фонаря ближнего действия) без привлечения дополнительного обслуживающего персонала высокой квалификации [5].

Разработанная технология не требует регистрации первоначального (без повреждений) изображения поверхности элементов конструкции ЛА, например записи его на цифровой носитель, для сохранности на длительный период времени в целях использования для сравнения с последующими изображениями поверхности при контроле и определения вновь появившихся зон повреждений, эрозии или износа. Достигнут 7-й уровень готовности технологии (УГТ-7). Для этого выполнены следующие работы:

- оптимизирован состав покрытия;
- разработана технологическая инструкция по созданию, нанесению и хранению материалов УИП на базе индикаторного лака на кремнийоргани-

ческой основе с добавками люминофоров (ТИ-511-2020-01);

- отработана технология обнаружения и регистрации МЗУП с использованием УИП на многочисленных элементарных и конструктивно подобных образцах, окрашенных типовыми лакокрасочными покрытиями (рис. 3);

- разработан проект стандарта организации "Неразрушающий контроль. Рекомендации по обнаружению и регистрации малозаметных ударных повреждений с использованием ударочувствительного индикаторного полимерного покрытия" (СТО СМК ФГУП "ЦАГИ").

На аэродроме Авиацентра "Воскресенск" (д. Гостилово, Воскресенский район, Московская обл.) в декабре 2020 г. в соответствии с [11] проведены летные испытания УИП, нанесенного на поверхность стеклопластиковых обтекателей колес основных опор шасси двухместного самолета "Сигма-7", изготовленного ООО "Научно-инженерная компания" (ООО "НИК") (рис. 4). В ходе испытаний в натурных условиях отработана технология обнаружения и регистрации МЗУП с использованием УИП.

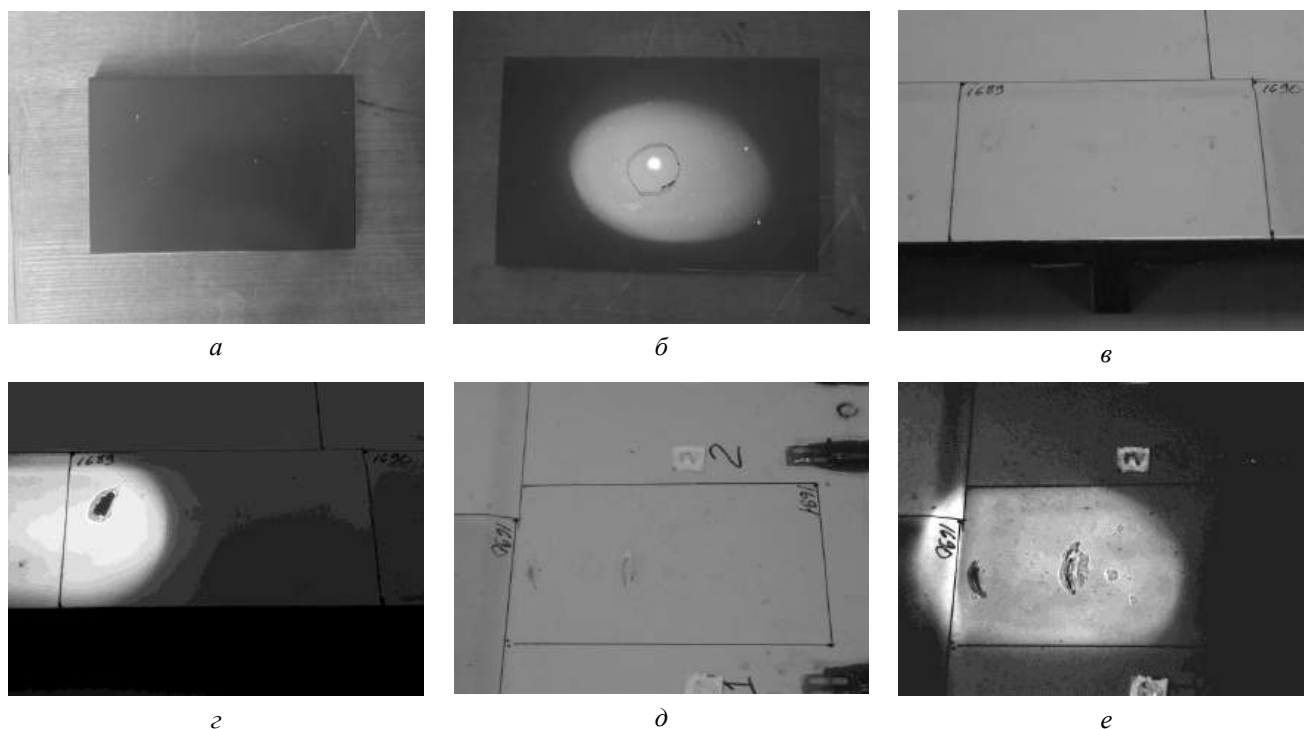


Рис. 3. Визуализация последствий нормированных ударов по окрашенным углепластиковым образцам с нанесенным УИП:

a, б — удар по нормали к поверхности элементарного образца углепластика полусферическим бойком $\varnothing 24,5$ мм с энергией удара 20 Дж; *в, г* — удар под углом 80° к поверхности 3-стрингерной панели из ПКМ цилиндрическим бойком $\varnothing 42$ мм с энергией удара 19,5 Дж; *д, е* — удар под углом 45° к поверхности 3-стрингерной панели из ПКМ полусферическим бойком $\varnothing 42$ мм с энергией удара 19,4 Дж; *a, в, д* — фотографии образцов при естественном освещении; *б, г, е* — фотографии образцов при использовании УФ-излучения



Рис. 4. Самолет "Сигма-7", в процессе летных испытаний которого отработана технология обнаружения и регистрации МЗУП на поверхности композитных силовых элементов конструкции самолета с использованием УИП (аэродром Авиацентра "Воскресенск")

УИП было нанесено на поверхность изготовленных из стеклопластика обтекателей колес основных опор шасси самолета "Сигма-7" согласно ТИ-511-2020-01. Технологию применения УИП для обнаружения МЗУП на поверхности агрегатов ЛА отработывали при выполнении самолетом "Сигма-7" 11 пробежек по бетонной взлетно-посадочной полосе длиной в 800 м согласно [11]. Общая продолжительность испытаний — 40 мин.

После завершения данного этапа программы полетов обтекатели колес основных опор шасси были сняты с самолета и доставлены в макетно-сборочный участок, расположенный на территории Технопарка ЦАГИ. Были проведены дополнительный визуальный контроль и диагностика МЗУП на поверхностях обтекателей колес основных опор шасси с использованием переносного ультрафиолетового фонаря Inspector 385. Визуализированные в ультрафиолетовом свете последствия низкоскоростных ударных воздействий представлены на рис. 5 и 6.



а



б



в



г



д



е

Рис. 5. Фотографии нижней части стеклопластикового обтекателя левого колеса шасси, на наружную поверхность которого нанесено двухслойное ударочувствительное индикаторное покрытие:
а, в, д — ультрафиолетовый фонарь выключен (обычное освещение); б, г, е — ультрафиолетовый фонарь включен (в ультрафиолетовом свете)

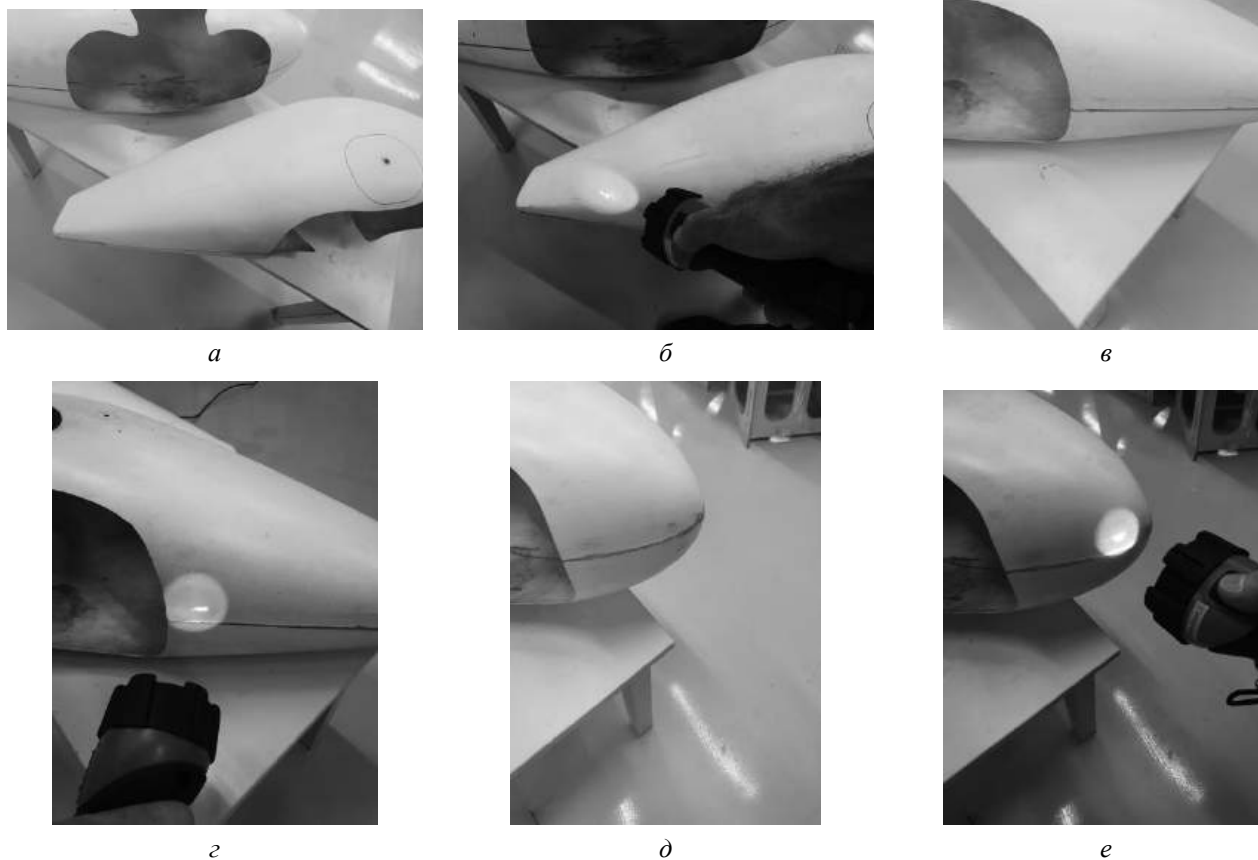


Рис. 6. Фотографии нижней части стеклопластикового обтекателя правого колеса шасси, на наружную поверхность которого нанесено двухслойное ударочувствительное индикаторное покрытие: а, в, д — ультрафиолетовый фонарь выключен (обычное освещение); б, г, е — ультрафиолетовый фонарь включен (в ультрафиолетовом свете)

Выводы

С учетом важности улучшения эксплуатационных характеристик композитных силовых элементов конструкций ЛА, снижения трудоемкости и стоимости работ по их техническому обслуживанию, а также с учетом опасности ударных повреждений критических мест конструкции целесообразно продолжить отработку указанной технологии на натурных авиационных конструкциях.

Рекомендована разработка комплексной процедуры неразрушающего контроля композитных силовых элементов конструкций ЛА, включающей первичное выявление при помощи УИП мест локализаций МЗУП с последующей количественной оценкой с использованием акустических (ультразвуковых) методов контроля. Такая комплексная процедура позволит быстро и эффективно получать достоверные сведения о техническом состоянии таких элементов, облегчит техническую поддержку летной годности конструкций ЛА и сократит время, затрачиваемое на техническое обслуживание.

Отработка технологии обнаружения и регистрации МЗУП с использованием УИП в летном эксперименте показала её эффективность. На следующих этапах предполагается провести работы по сертификации УИП и по его внедрению в базовую процедуру визуального осмотра при техническом обслуживании ЛА, содержащих композитные силовые элементы конструкции, на аэродромах.

При условии внедрения указанной технологии в техническое обслуживание ЛА рекомендуется привлечь к сотрудничеству специалистов в области авиационного материаловедения ФГУП "ВИАМ" и ФГУП "ГосНИИ ГА" в целях сертификации разработанных материалов и технологий.

Автор выражает благодарность А. Н. Корнееву, А. С. Дзюбе, С. В. Игнатьеву, С. А. Катюхе и другим сотрудникам ООО "НИК" за помощь в подготовке материалов статьи.

ЛИТЕРАТУРА

1. Государственная программа Российской Федерации "Развитие авиационной промышленности на 2013—2025 годы", утвержденная постановлением Правительства Российской Федерации от 15 апреля 2014 г. № 303 [Электронный ресурс]. URL: <http://gov.garant.ru/SESSION/PILOT/main.htm> (дата обращения: 15.02.2021).
2. **Смотров С. А., Смотров А. В.** Особенности повреждения авиационных конструкций из ПКМ // Результаты фундаментальных исследований в прикладных задачах авиастроения: сб. статей. — М.: Наука, 2016. С. 418—429.
3. **Дубинский С. В., Фейгенбаум Ю. М., Селихов А. А., Гвоздев С. А., Ордынцев В. М.** Закономерности реализации случайных ударных воздействий на конструкцию крыла коммерческого самолета // Изв. Самарского научного центра РАН. 2016. Т. 18. № 4(3). С. 604—611.
4. Composite Aircraft Structure. Advisory Circular, AC № 20-107B, Change 1, August 24, 2010. — USA, U.S. Department of Transportation, Federal Aviation Administration, AIR-100. [Электронный ресурс]. URL: https://www.faa.gov/documentLibrary/media/Advisory_Circular/AC_20-107B_with_change_1.pdf (дата обращения: 21.07.2020).
5. **Чернышев С. Л., Зиченков М. Ч., Смотров С. А., Новоторцев В. М., Музафаров А. М.** Технология обнаружения малозаметных ударных повреждений силовых элементов авиационных конструкций из армированных ПКМ с использованием ударочувствительных полимерных покрытий с оптическими свойствами // Конструкции из композиционных материалов. 2018. № 4(152). С. 48—53.
6. **Hachenberg D.** The Role of advanced numerical methods in the design and certification of future composite aircraft structures: Presentation of 5th World Congress on Computational Mechanics — WCCM V (Vienna Austria July 7—12, 2002), 2002 [Электронный ресурс]. URL: <https://ci.nii.ac.jp/naid/10026607413/#cit> (дата обращения: 21.07.2020).
7. **Breuer U. P.** Commercial Aircraft Composite Technology. Chap. 2. Requirements, Development and Certification Process. — Switzerland: Springer International Publishing, 2016. P. 25—42.
8. **Wang B., Zhong S., Lee T.-L., Fancey K. S., Mi J.** Non-destructive testing and evaluation of composite materials/structures: A state-of-the-art review // Advances in Mechanical Engineering (DOI: 10.1177/1687814020913761) [Электронный ресурс]. URL: <https://arxiv.org/ftp/arxiv/papers/2002/2002.12201.pdf> (дата обращения: 05.10.2020).
9. **Чернышев С. Л., Зиченков М. Ч., Смотров С. А., Смотров А. В., Новоторцев В. М., Еременко И. Л., Доброхотова Ж. В., Музафаров А. М.** Люминесцентное полимерное покрытие для обнаружения повреждений конструкции. Патент РФ № 2644917. Заяв. 02.12.2016. № 2016147380. Оpub. 14.02.2018. Бюл. № 5.
10. **Чернышев С. Л., Зиченков М. Ч., Смотров С. А., Смотров А. В., Новоторцев В. М., Еременко И. Л., Доброхотова Ж. В., Музафаров А. М.** Способ обнаружения ударных повреждений конструкции. Патент РФ № 2645431. Заяв. 02.12.2016. № 2016147381. Оpub. 21.02.2018. Бюл. № 6.
11. Программа от 17 августа 2020 года № 20-6112 проведения работ по оценке соответствия установленным требованиям ЕЭВС* с целью оценки летной годности, допуска к эксплуатации, оформления и выдачи соответствующих документов. — Жуковский: ООО "НИК", 2020.

* ЕЭВС — единый экземпляр воздушного судна. ЕЭВС допускается к эксплуатации согласно "Положению о порядке допуска к эксплуатации единичных экземпляров воздушных судов авиации общего назначения" (в редакции от 17.04.2003) — Федеральные авиационные правила. Ч. 118 (ФАП-118).

Technology optimization of barely visible impact damages detection and registration by means of impact sensitive coating on a flight vehicle airframe from polymer composite materials

S. A. SMOTROVA

Federal State Unitary Enterprise "Central Aerohydrodynamic Institute named after professor N. E. Zhukovsky", Moscow, Russia

The complex of researches on technology optimization of barely visible impact damages detection by means of impact sensitive coating on a primary structures parts of flight vehicle design on which load-bearing elements from polymer composite materials (PCM) are placed is executed. Two-seat airplane "Sigma-7" flight tests made by Scientifically-Engineering Company Ltd. are carried out. This flight tests showed double layer impact sensitive coating operational effectiveness for rapid search and registration of invisible damages of glass reinforced plastic main landing gear wheel fairings surfaces. The technology allows you to quickly and efficiently obtain reliable data on the technical condition of the PCM primary structures parts. The necessity of further development of this technology is confirmed.

Keywords: barely visible impact damages, impact sensitive coatings, damage detection technology, reinforced polymer composite materials, flight vehicle.

Антифрикционные материалы на основе медно-никелевых сплавов для подшипников скольжения (Обзор)

Н. П. БУРКОВСКАЯ, канд. хим. наук; Н. В. СЕВОСТЬЯНОВ, канд. техн. наук;
Т. А. БОЛСУНОВСКАЯ

Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов ГИЦ РФ, Москва, Россия

Рассмотрены составы, свойства, способы изготовления и применение антифрикционных материалов на основе медно-никелевых сплавов для подшипников скольжения. Вследствие хороших прочностных и триботехнических свойств, высокой коррозионной и химической стойкости сплавы находят широкое применение в качестве материалов подшипников, используемых в оборудовании, транспортных средствах и другой технике. Изучены основные направления разработки износостойких антифрикционных материалов, способных работать при высоких скоростях со значительными нагрузками и низким коэффициентом трения.

Ключевые слова: антифрикционные материалы, медно-никелевые сплавы, Cu–Ni, подшипники скольжения, коэффициент трения, износ, пара трения, триботехнический узел.

Развитие современной триботехники невозможно без использования материалов, обладающих особыми технологическими и эксплуатационными свойствами [1–3]. Разработкой антифрикционных металлических композиционных материалов (КМ) для подшипников скольжения занимаются ведущие страны мира.

В последние 20 лет иностранные разработчики (Китай, Германия, США, Япония, Корея, Беларусь, Великобритания) особое внимание уделяют исследованиям и разработке триботехнических материалов на основе медно-никелевых сплавов для подшипников скольжения двигателей внутреннего сгорания (ДВС). Основные цели этих исследований — увеличение несущих нагрузок с одновременным снижением износа и коэффициента трения материалов, что позволит улучшить характеристики триботехнического узла, повысить надежность, долговечность, КПД, экономичность и экологичность двигателя в целом, увеличить срок его эксплуатации. Совершенствование узлов трения ДВС транспортных машин в различных

отраслях техники позволит повысить надежность и эффективность их работы в сложнейших условиях.

Так как антифрикционные свойства никелевых и медных материалов достигли, по всей вероятности, предела своих возможностей, проводятся работы по созданию новых антифрикционных материалов по следующим основным направлениям:

- разработка антифрикционных металлических КМ с различными наполнителями, среди которых наиболее часто встречаются графит, углеродные нанотрубки, высокоэффективное углеродное волокно, графен, фуллерен, нитрид бора, карбид кремния (и другие карбиды), дисилицид молибдена, селениды, фториды, оксиды и т. д.;
- модификация антифрикционного слоя;
- совершенствование технологии изготовления материала подшипника.

Следует отметить, что указанные наполнители выполняют роль не только армирующего компонента, но и твердой смазки.

К антифрикционным материалам или их слоям для подшипников скольжения, используемых в технике, оборудовании и транспортных средствах, предъявляются следующие требования:

- высокая усталостная прочность во всем диапазоне рабочих температур;
- низкий коэффициент трения;
- высокая износостойкость материала подшипника;
- способность удерживать посторонние частицы, находящиеся в смазочном материале;

Бурковская Наталия Петровна, научный сотрудник лаборатории "Металлические композиционные материалы".

E-mail: burkovskaya.n@gmail.ru

Севостьянов Николай Владимирович, научный сотрудник лаборатории "Металлические композиционные материалы".

E-mail: kolia-phone@mail.ru

Болсуновская Татьяна Анатольевна, техник 2-й категории.

E-mail: ryagenka@inbox.ru

Статья поступила в редакцию 23 декабря 2020 г.

© Бурковская Н. П., Севостьянов Н. В., Болсуновская Т. А., 2021

- высокая коррозионная стойкость в среде смазочного масла или других нефтепродуктов;
- хорошая прирабатываемость;
- технологичность и низкая стоимость изготовления;
- умеренная стоимость материалов подшипника.

Характеристики медно-никелевых сплавов

Сплавы меди с никелем широко применяются в технике, так как они отличаются хорошими механическими свойствами, коррозионной стойкостью и особыми электрическими свойствами, хорошо обрабатываются давлением в горячем и холодном состоянии. Большинство сплавов относится к числу деформируемых материалов и представляет собой высоколегированные твердые растворы на основе меди и никеля с небольшим количеством других легирующих элементов (Al, Mn, Fe, Zn и т. д.). Именно медь и никель определяют физико-химические, механические и технологические свойства этих сплавов. Никель существенно упрочняет медь, причем максимальную прочность и твердость имеют сплавы эквивалентного состава (рис. 1). Для практического применения важно, что никель, упрочняя медь, не изменяет ее пластичность и ударную вязкость. Кроме того, важны высокие показатели, которые медно-никелевые сплавы имеют в литом и отожженном (мягком) состояниях [4].

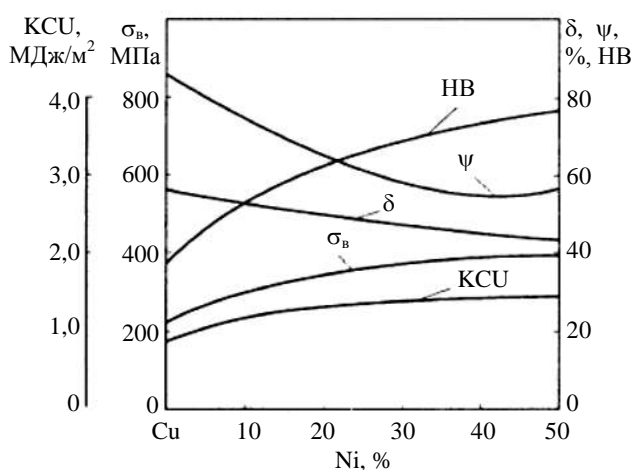


Рис. 1. Зависимость ударной вязкости KCU, определенной на образцах с концентратором U, предела прочности при растяжении σ_b , относительного удлинения после разрыва δ , относительного сужения после разрыва ψ , твердости по Бринеллю HB от содержания никеля [4]

Высокая пластичность медно-никелевых сплавов при комнатной температуре позволяет деформировать их в холодном состоянии с суммарным обжатием более 90 %.

Медно-никелевые сплавы обладают более высокой коррозионной стойкостью по сравнению с медью и другими сплавами на ее основе, что обусловлено образованием прочной оксидной пленки на их поверхности, обладающей защитными свойствами. По окалиностойкости медно-никелевые сплавы занимают промежуточное положение между никелем и медью [4].

Для более четкого выявления тенденций разработки антифрикционных материалов на основе меди и никеля рассмотрены работы как иностранных, так и отечественных авторов. Отмечено, что среди иностранных преобладают работы украинских авторов. Имеется также большое количество работ американских и китайских авторов.

Известно, что в чистом виде никель характеризуется высокой пластичностью и очень низкими антифрикционными свойствами при работе без смазки. Поэтому для изготовления деталей узла трения используют многокомпонентные сплавы на основе никеля, содержащие упрочняющие и противозадирные присадки. Часть никеля в таких сплавах заменяется железом и медью. Сплавы с высоким содержанием никеля обладают хорошей коррозионной стойкостью. Втулки из антифрикционной металлокерамики АМК-5 на никелевой основе, разработанной в ВИАМ [5, 6], входят в состав узлов трения компрессора, цапф поворотных лопаток, подшипников скольжения системы отбора воздуха и т. д., работающих в паре трения с титановыми сплавами или коррозионно-стойкими сталями. При температуре 550 °С скорость скольжения снижается до 0,2 м/с, а при нагрузке 1,5 МПа в паре с контртелом из стали 9Cr18 (без смазки) коэффициент трения металлокерамики АМК-5 равен 0,20—0,24. При температуре 450 °С металлокерамика АМК-5 имеет $\sigma_{в.из} = 120—170$ МПа, $\sigma_{в.сж} = 200—270$ МПа. Втулки из металлокерамики АМК-5 используют в конструкции обратного клапана, обеспечивающего защиту компрессора двигателя самолета от обратного воздушного потока (температура воздуха на входе составляет 500 °С) [5].

Для механических устройств, работающих при высоких температурах (например, турбинные двигатели, радиаторные системы и ядерные реакторы), необходимы самосмазывающиеся антифрикционные материалы, эффективно работающие в широком диапазоне высоких температур. Спеченные антифрикционные материалы на основе никеля, используемые для изготовления узлов трения, функционирующих в особо тяжелых условиях, рассмотрены в работе украинских ученых [6, 7].

Сплавы на основе никеля хорошо зарекомендовали себя в условиях работы при высоких рабочих температурах. Бразильские исследователи разра-

батывают самосмазывающие КМ на основе никеля с твердой смазкой, обеспечивающей хорошие смазочные свойства в широком диапазоне температур [8]. В работе применен синергетический подход, при котором используются два или более твердых смазочных материала.

Твердые смазочные материалы обеспечивают смазку в условиях сухого трения. Наиболее часто используемыми жидкими смазками являются масла и консистентные смазочные материалы. Функция твердых смазок заключается в обеспечении образования непрерывной плотной пленки смазки на поверхностях материалов пары трения и, следовательно, снижении трения и износа. Твердые смазки обычно используют в случаях, когда следует избегать применения жидких смазок или не обеспечивается достаточное смазывание при высоких или криогенных температурах, вакууме, радиации и предельном контактом давлении. В таблице приведены примеры используемых твердых смазок.

Примеры различных твердых смазок [8]

Вид твердых смазок	Твердые смазки
Оксиды	Al ₂ O ₃ , TiO ₂ , Cr ₂ O ₃ , ZnO, CdO, Cs ₂ O, Re ₂ O ₇ , PbO
Соединения со слоистой структурой	MoS ₂ , WS ₂ , H ₃ BO ₃ , <i>h</i> -BN, графит
Металлы	Ag, Au, Cu, Pb, Sn, In, Ni,
Нитриды, карбиды и бориды	TiN, CrN, ZrN, <i>h</i> -BN, TiC, WC, CrC, TiB ₂
Галогениды, сульфиды и селениды	CaF ₂ , BaF ₂ , GaS ₂ , GaSe ₂ , PbS ₂ , BaSO ₄ , CaSO ₄
Полимеры	PTFE, PE, полиамид
Углеродные смазки с упорядоченной структурой	a-C, ta-C, a-C:H, ta-C:H, CN _x , a-C:X(:H), наноалмазы

В работе [9] исследованы распределение твердого смазочного материала CaF₂ в композите с матрицей Cu–Ni–Mo, ее роль в самосмазывании подшипникового материала и поведение CaF₂ в зоне трения при экстремальных условиях эксплуатации (подшипники работают при скорости скольжения 6 м/с, давлении до 38,5 МПа на воздухе). Показано, что при высокоскоростном трении CaF₂ равномерно распределяется по контактным поверхностям, поскольку он накапливается на всей площади дорожки трения. Установлено, что образующиеся в присутствии CaF₂ пленки обеспечивают высокую износостойкость материалов на основе меди.

Принципы создания новых триботехнических материалов методом самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС, SHS) описаны в работе [10]. Для матрицы материалов использованы сплавы систем Cu–Al, Cu–Al–Ni, Ni–Al, Cu–Al–Ni–Ti, Ti–Cu–Al и т. д. Наполнителями

служат карбиды, оксиды, алмазные порошки, а также твердые смазки и износостойкие добавки. Многокомпонентные материалы готовят из шихты, содержащей металлические порошки нестехиометрического состава. Порошковые материалы, изготовленные по СВС-технологии, по сравнению с материалами того же состава, полученными с использованием традиционных технологий, обладают более высокими трибологическими свойствами. Кроме того, по сравнению с обычным спеканием СВС-спекание является более экономичным, технически эффективным и экологически чистым.

В работе [11] рассмотрено влияние никеля и фосфора на эксплуатационные антифрикционные характеристики пористых (15–20 %) графит-бронзовых порошковых материалов при высоких давлениях (до 20 МПа) и скоростях скольжения (1–2 м/с) в условиях жидкой смазки маслом. Установлено, что графитовая бронза Cu–(5–13 %)Ni–(0,3–1,7 %)P–(1–4 %)C оптимального состава имеет коэффициент трения 0,028–0,045 и может работать в указанных условиях до температур 150 °С. Материал микрогетерогенен, его несущей структурной составляющей является α твердый раствор никеля в меди с упрочняющей фазой, равномерно распределенной по фазовым границам (сетка Cu₃P с включениями фосфидной эвтектики (Cu–Ni) + Cu₃P). Антифрикционный структурный компонент представляет собой включения графита, равномерно распределенные в матрице. Увеличение содержания никеля позволяет повысить несущую способность материала при смешанном трении до 20 МПа·м/с. В композите Cu–Ni–P графит служит твердой смазкой. Он образует поверхностную пленку смазки, что уменьшает коэффициент трения и износ. Углерод частично растворяется в никеле, в результате чего образуется прочный конгломерат порошка графит–бронза, который остается работоспособным при высоких давлениях. Использование графита уменьшает потери на трение, обеспечивает противозадирные свойства графит-бронзовых порошковых материалов в паре со сталями.

Исследовано влияние температуры и скорости деформации пористой порошковой заготовки антифрикционного материала из меди и сплавов никеля, полученных из промышленных отходов, на уплотнение материала. Антифрикционные свойства данного материала сопоставимы со свойствами литого: коэффициент трения в условиях сухого трения составляет 0,08–0,085. Подобранные температура и скорость деформации, обеспечивающие достижение удовлетворительных механических и антифрикционных свойств [12].

Многослойные подшипники, способы нанесения антифрикционного слоя на подложку, анти-

фрикционные материалы и сплавы для них рассмотрены в работе [13]. При многослойной заливке тонкий слой баббита наносят на подложку из антифрикционного сплава толщиной 0,2—0,5 мм. Такой способ изготовления подшипника позволяет использовать ценные качества оловянных баббитов, резко сокращает расход олова и вместе с тем увеличивает сопротивление усталости и сопротивляемость заливки ударным нагрузкам. Наилучшие результаты дают пористые подложки на основе спеченных сплавов Cu–Al и Cu–Ni (60 % Cu, 40 % Ni), обеспечивающие прочную связь баббита с материалом вкладыша.

Представлены результаты исследований никель-алюминиевых бронз, используемых в качестве моноблочных и биметаллических подшипников. Изучены износостойкость и коррозионные свойства никель-алюминиевых бронз, дополнительно содержащих железо и марганец, в морской воде [14].

Медные сплавы системы Cu–Ni–Sn обладают высокими эксплуатационными характеристиками и являются предпочтительными материалами для высоконагруженных подшипников качения и скольжения. В работах американских авторов [15, 16] описана технология непрерывного литья Equa Cast в сочетании с термической обработкой для производства заготовок стержней, прутков, труб и листов из разработанных трехкомпонентных медно-никель-оловянных спинодальных сплавов ToughMet2 (Cu–9Ni–6Sn) и ToughMet3 (Cu–15Ni–8Sn) с ультратонкой микроструктурой. Сплавы предназначены для использования в узлах трения оборудования авиакосмической, автомобильной, горнодобывающей и морской техники (нефте- и газодобыча, геологоразведочные работы).

В сплавах, упрочненных спинодальным распадом, реализуется модулированная микроструктура. При спинодальном распаде в матричном металле происходит спонтанный непрерывный диффузионный процесс атомов различных металлов с близкими атомными радиусами, что приводит к расслоению интерметаллида на две химически разные фазы с одинаковой кристаллической структурой, причем процесс протекает без зарождения образований.

Прочность спинодальных сплавов Cu–Ni–Sn превышает показатели основного металла в три раза. Другие традиционно производимые сплавы Cu–Ni–Sn не обладают такой однородностью и, вероятно, подвергаются сегрегации, что часто приводит к горячей коррозии во время термической обработки. Сегрегация также приводит к разбросу в значениях механических свойств изделий в литом или деформируемом виде.

Теплопроводность сплавов ToughMet в 5—8 раз выше, чем у стали, и в 2 раза выше, чем у

алюминия, что позволяет быстро отводить тепло, выделяемое при трении, от поверхностей подшипников. По сравнению с алюминиевой бронзой C95900, имеющей предел текучести 52 kpsi (359 МПа) и твердость 92 HRC, предел текучести отливки ToughMet2 CX90 составляет 95 kpsi (655 МПа), а твердость — 28 HRC и коэффициент трения — 0,15 (до температуры 100 °C). Пределы текучести отливок из спинодального сплава ToughMet3 CX105 Cu–15Ni–8Sn и из стали (105 kpsi (724 МПа)) соизмеримы. Кроме того, сплав обладает смазывающей способностью, соизмеримой с оловянистой бронзой (C93200, предел текучести 18 kpsi (125 МПа)), но его несущая способность выше. На рис. 2 показаны прочностные свойства следующих подшипниковых сплавов на медной основе в зависимости от коэффициента трения: 1 — ToughMet CX (в условиях дефицита смазки); 2 — ToughMet (с погружением с жидкую смазку); 3 — C61300, алюминиевая бронза с содержанием Al 7 %; 4 — C93200 ($P < 10$ kpsi), оловянистая бронза с высоким содержанием свинца; 5 — ToughMet AT (в условиях трения с пластичной смазкой); 6 — ToughMet CX (в условиях трения с пластичной смазкой); 7 — C95900, алюминиевая бронза с содержанием Al 12 %; 8 — C62300, алюминиевая бронза с содержанием Al 9 %; 9 — C17200, бериллиевая бронза; 10 — C63020, никелево-алюминиевая бронза с содержанием Al 11 %; 11 — C63000, никелево-алюминиевая бронза с содержанием Al 10 %; 12 — C95510, никелево-алюминиевая бронза с содержанием Al 11 %.

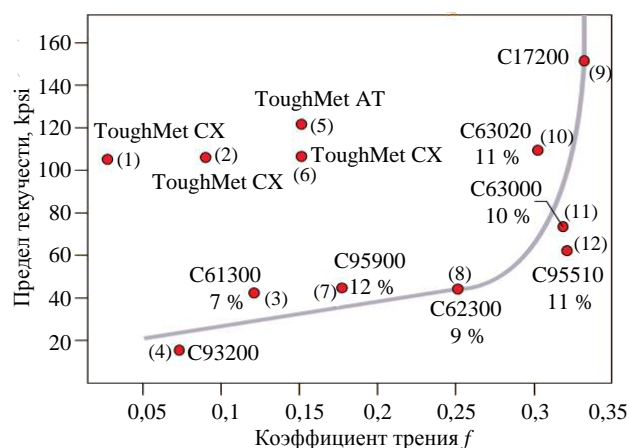


Рис. 2. Сравнение прочностных свойств и коэффициента трения подшипниковых сплавов на медной основе

Триботехнические свойства сплава ToughMet3 CX105 Cu–15Ni–8Sn значительно выше традиционных подшипниковых алюминиевых бронз и соизмеримы с бериллиевой бронзой, которая находит широкое применение в авиакосмической технике [16].

Перечисленные характеристики позволяют конструкторам проектировать более компактные несущие устройства, функционирующие в условиях дефицита смазки, в рамках проекта с FAA (Federal Aviation Administration, Федеральное управление гражданской авиации США), NASA (National Aeronautics and Space Administration, Национальное управление по аэронавтике и исследованию космического пространства) и другими федеральными агентствами. Некоммерческая научно-исследовательская организация Battelle Memorial Institute (США) заменила бериллиевую бронзу (Cu–Be) на ее аналог ToughMet3 AT110 (C72900 TX00) Cu–15Ni–8Sn. В отличие от обычных бронз, разработанные сплавы устойчивы к загрязнениям, которые могут мигрировать в подшипник (некоторый ущерб возможен в экстремальных ситуациях) [15].

Влияние термической обработки α -(Cu + Ni) твердого раствора на эволюцию микроструктуры сплава Cu–15Ni–8Sn, полученного горячим прессованием, исследовали китайские ученые из Южно-Китайского технологического университета [17]. С учетом объемной доли γ -фазы и характеристик после старения сплава разработаны режимы термической обработки горячепрессованного сплава Cu–15Ni–8Sn в виде отжига, в частности при 840 °C в течение 1 ч.

В Китае методом порошковой металлургии изготовлен не содержащий свинца стальной биметаллический подшипниковый материал никель—медь Cu–9Ni–6Sn [18]. Проведено сравнение трибологических и коррозионных свойств материала со свойствами обычных медно-свинцовых материалов (Cu–10Pb–10Sn, Cu–24Pb–1Sn). Установлено, что в условиях масляной смазки в испорченном смазочном масле CD15W-40 с кислотным числом $1,185 \cdot 10^{-3}$ (KOH) и при низкой нагрузке трибологические свойства и коррозионная стойкость разработанного медно-никелевого несущего материала близки к свойствам обычных медно-свинцовых подшипниковых материалов. Однако при высокой нагрузке и в условиях дефицита смазки несущая способность порошкового медно-никелевого материала ниже, чем у аналоговых материалов.

В работе [19] отмечено повышение механических (на 43 % по твердости и на 160 % по прочности при растяжении) и триботехнических характеристик композиционного материала Cu–11Ni–4Si–10WC и сплава Cu–11Ni–4Si. Материалы, предназначенные для подшипников и втулок, были изготовлены методом горизонтального центробежного литья. Показано, что введение 10 масс. % WC повышает механические и триботехнические свойства. Никель вводят для улучшения коррозионной стойкости и термостойкости материала, в то время как

кремний — для улучшения триботехнических свойств чистой меди. Пропорциональный рост скорости износа и коэффициента трения наблюдался с увеличением нагрузки и пути трения как для КМ, так и для сплава. При увеличении скорости скольжения КМ показал небольшое снижение скорости износа и коэффициента трения, в то время как у сплава наблюдался линейный рост. Анализ изношенных поверхностей КМ позволил выявить образование оксидных слоев, что уменьшает коэффициент трения при более высокой скорости скольжения и, следовательно, снижает скорость износа.

Следует отметить, что среди медно-никелевых конструкционных сплавов видное место занимают мельхиоры. Марки МН19, МН25 являются двойными. Разработаны и более сложные по составу мельхиоры. Эти сплавы хорошо обрабатываются давлением в горячем и холодном состоянии. Для повышения эксплуатационных свойств сплавы дополнительно легируют железом, марганцем и другими элементами [20].

Медно-никелевые сплавы с добавками алюминия — куниали (Cu–Ni–Al) — обладают высокими механическими свойствами и коррозионной стойкостью, удовлетворительно обрабатываются давлением в горячем состоянии.

Никель и алюминий при высоких температурах хорошо растворяются в меди в больших количествах, однако с понижением температуры растворимость резко уменьшается. По этой причине система Cu–Ni–Al является перспективной для создания высокопрочных термически упрочняемых сплавов после закалки и старения за счет дисперсионного твердения — выделения интерметаллидных фаз Ni_3Al или $NiAl$ при температурной обработке сплавов МНА13-3 (куниаль А) и МНА6-1,5 (куниаль Б), эксплуатационные характеристики которых не уступают, а в ряде случаев и превосходят бериллиевую бронзу. Куниали не склонны к хладноломкости; при понижении температуры их прочность растет и при этом сохраняется пластичность. С помощью диаграммы состояния системы Cu–Ni–Al определяются выпадающая интерметаллидная фаза и температура нагрева, необходимая под закалку.

В России создана целая группа высокопрочных термически упрочняемых сплавов, среди которых наиболее высокими прочностными свойствами и характеристиками упругости обладают сплавы системы Cu–Ni–Al–Mn: Камелон и Камелин. По прочности, пределу упругости Камелон не уступает лучшему пружинному сплаву — бериллиевой бронзе БрБ2, а по релаксационной стойкости и усталости превосходит ее. При температурах до 200—250 °C и в коррозионно-активных средах

он может использоваться вместо бериллиевой бронзы [20].

По сравнению с литевыми технологиями металлургической промышленности [21—26], позволяющими получать высокопрочные сплавы меди и никеля с хорошими механическими свойствами, высокой стойкостью к износу и коррозии, возможности порошковой металлургии расширены и при создании материалов с новыми химическими составами позволяют комбинировать металлы и неметаллы с различными интерметаллидами и другими соединениями [27—41].

Порошковые антифрикционные материалы находят широкое применение в узлах трения машин, оборудования и транспортных средств [38]. Следует отметить, что материалы, полученные порошковой металлургией, могут обладать теми же свойствами, что и литые, поэтому выбор способа производства определяется экономической стороной и сложностью технологии. Тем не менее изделия, полученные порошковым методом, почти всегда имеют остаточную пористость, что снижает их прочностные характеристики.

Классификация порошковых материалов по степени их пористости и назначению приведена на рис. 3.

Пористость, %	Соотношение пористость/плотность	Назначение порошкового материала
≤60		Фильтры
≤30		Масляные подшипники
≤20		Конструктивные детали низкой прочности
≤15		Конструктивные детали средней прочности
≤5		Элементы конструкции высокой прочности

Рис. 3. Классификация порошковых материалов по степени их пористости по соотношению пористость/плотность и назначению материала

В случае предварительного компактирования порошков с последующим спеканием эта пористость значительна, что может быть преимуществом при пропитке порошкового материала смазывающими маслами. Экспериментально показано, что материалы с невысокой пористостью получают при использовании метода жидкофазного спекания. При этом компоненты материала, находящиеся в твердой фазе, должны хорошо смачиваться жидкостью. Следует отметить, что наличие в составе материала "твердых смазок" препятствует процессу уплотнения в объеме готового изделия [40].

К примеру, в [42] описан автомобильный подшипник из КМ на основе меди, армированной никелированными частицами SiC. В состав КМ входят (масс. %): частицы никелированного карбида крем-

ния (Ni-SiC) — 15—20; редкоземельные элементы (РЗЭ) — 0,05—0,5 (20 масс. % La и 15 масс. % Ce); олово-свинцовая бронза (ZCuSn10Pb10) — 79,5—84,95. Частицы Ni-SiC дисперсностью от 0,5 до 35 мкм получают известным химическим способом. Никелирование частиц SiC проводят для обеспечения смачиваемости упрочняющих частиц неорганического соединения SiC матричным сплавом оловянно-свинцовой бронзы и для предотвращения межфазной реакции между частицами SiC и матричным сплавом, а также расслоения и сегрегации компонентов КМ вследствие разницы их плотностей.

Предложен способ изготовления антифрикционного материала из порошка меди и омедненных гранул никеля, хрома и твердосмазывающего компонента: графита, политетрафторэтилена (ПТФЭ) или углеродных нанотрубок [43, 44]. Техническим результатом отмеченных разработок антифрикционных материалов подшипников являются повышение твердости матрицы, износостойкости и увеличение срока службы КМ.

Безмасляный подшипник и способ его изготовления низкотемпературным спеканием порошков меди, никеля и олова с омедненными порошками железа и графита описаны в патенте [45]. Для усиления диффузии между порошками температуру спекания снижают за счет электроосаждения меди на порошки железа и графита. Порошковую смесь смешивают со связующим и наносят на заднюю стальную опору, затем спекают и прокатывают.

Способ изготовления и состав износостойких самосмазывающихся порошковых материалов на основе меди и никеля описаны в патентах [33, 34, 46]. Материалы, полученные спеканием порошков меди, никеля и графита (смазывающим компонентом могут служить углеродные волокна или графен и олово), имеют высокую плотность, низкие коэффициенты трения и износ, что увеличивает срок их эксплуатации, повышает экономичность, расширяет перспективы применения Ni-Cu-S-материалов. Медно-никелевый КМ, описанный в патенте [33], имеет низкий коэффициент трения (0,07) и относительно небольшие потери при износе ($1,0 \cdot 10^{-3}$ г), что также увеличивает срок эксплуатации материала.

Углеродное волокно в количестве 10—12 масс. % [34] повышает рабочую температуру разработанного КМ в условиях без смазки маслом или водой до 300 °С, что намного выше рабочей температуры неметаллических материалов подшипника (нейлон и т. п.).

Ряд самосмазывающихся порошковых подшипниковых материалов более сложного состава разработан китайскими учеными [35, 36, 47, 48]. Помимо высоких характеристик самосмазывания

материалы характеризуются хорошими механическими свойствами [48], высокой износостойкостью [47, 48] и коррозионностойкостью [47].

Использование от 24 до 29 масс. % никеля в порошковом материале подшипника компании Wuhu Hongkun Auto Parts (Китай) [36] обеспечивает ему химическую стойкость, высокие твердость и прочность на разрыв, газонепроницаемость и однородную микроструктуру. Материал может использоваться для эксплуатации в различных средах, особенно при высоких температурах. Дисульфид молибдена придает материалу подшипника хорошую термостойкость.

Японскими разработчиками компании Mitsubishi Materials PMG совместно с компанией Denso (США) разработаны порошковые спеченные материалы на основе сплавов медь–никель для подшипников топливного насоса двигателя с высокой коррозионной стойкостью [28, 32]. Содержание (масс. %) в них никеля 10–50, цинка 5–25, олова 5–20 (или MoSi_2 0,5–5), фосфора 0,1–0,9, углерода 0–5, меди — остальное. Изобретение обеспечивает повышение срока эксплуатации двигателя при высокой скорости вращения вала за счет снижения как коэффициента трения, так и коррозии сопрягаемых поверхностей трения даже в условиях использования бензина низкого качества, а также уменьшение габаритов двигателя.

Коррозионно- и задиростойкий медно-никелевый сплав для подшипника скольжения [49] содержит (масс. %): Ni 10–40; Fe 1–10; Si 0,5–2,5; Mn 3–15; Sn 0–3; Cu — остальное.

Антифрикционные медно-никелевые материалы разрабатываются также и для работы в условиях высокоинтенсивных механических воздействий сил трения качения и вращения и высоких температур, составляющих 800–1000 °C, или в радиационных зонах вращающихся турбин на АЭС, в конструкциях авиационных и космических аппаратов [2, 39, 40, 50]. Способ изготовления высокотемпературных КМ с повышенной работоспособностью предложен в патентах ФГУП "РФЯЦ-ВНИИЭФ" [39, 40]. Порошкообразные компоненты исходной смеси готовят из порошкообразных металлических порошков никеля, молибдена и меди и дисульфида молибдена при соотношении (масс. %): Mo 10–20; Cu 1,0–10; MoS_2 8–12; Ni — остальное. Полученный горячим прессованием материал на никелевой основе (58 % Ni + 20 % Mo + 10 % Cu + 12 % MoS_2) характеризуется как достаточно плотный (средняя плотность 7,63 г/см³) и прочный (при обработке хорошо "держит" острую кромку).

Порошковые материалы для подшипника скольжения водяного насоса разработаны компанией Nidec Sankyo (Япония) [27]. Для обеспечения

высокой износо- и коррозионной стойкости подшипника насоса в условиях смазки водой подшипник изготавливают из спеченного материала состава (масс. %): Ni 16–18; Zn 18–20; графит 1–5; медь — остальное. Материал спекают при добавлении от 1 до 10 масс. % частиц вольфрама, имеющих средний размер от 8 до 16 мкм. Стоимость предлагаемых материалов ниже стоимости оксид-циркониевой, корундовой и нитрид-кремниевой керамики. Преимущество материалов заключается в хорошей обрабатываемости, что обеспечивает легкое достижение точности размеров.

Для каждого промышленного применения выбор материала определяется средой работы: условиями трения, нагрузками и скоростями, смазкой, условиями коррозии и т. д.

Заключение

Наиболее многочисленными являются изобретения в области подшипников скольжения с многослойной структурой, далее идут подшипники скольжения или антифрикционные материалы подшипников скольжения, изготовленные методами порошковой металлургии.

С учетом изложенного можно сделать вывод о том, что разработки антифрикционных материалов на основе медно-никелевых сплавов для подшипников скольжения, используемых в узлах трения оборудования, транспортных средств и других изделий техники, актуальны и широко проводятся во всем мире.

ЛИТЕРАТУРА

1. Каблов Е. Н. Инновационные разработки ФГУП "ВИАМ" ГНЦ РФ по реализации "Стратегических направлений развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года" // Авиационные материалы и технологии. 2015. № 1(34). С. 3–33. DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-1-3-33.
2. Каблов Е. Н. Из чего сделать будущее? Материалы нового поколения, технологии их создания и переработки — основа инноваций // Крылья Родины. 2016. № 5. С. 8–18.
3. Каблов Е. Н. Без новых материалов — нет будущего // Металлург. 2013. № 12. С. 4–8.
4. Тихонов Б. С. Тяжелые цветные металлы: справочник. — М.: Цветметинформация, 1999. — 416 с.
5. Мигунов В. П., Чатынян Л. А., Иванов Е. В., Антонова Г. С., Соловьева Т. А. Износостойкие и антифрикционные материалы для узлов трения // Авиационная промышленность. 1982. № 8. С. 1–9.
6. Bychkov A., Nechiporenko O. Composite Metal-Ceramic and Metal-Polymeric Materials for Friction Assemblies of National Civil Aircrafts // Bulgarian Academy of Sciences. Space Research and Technology Institute. Aerospace Research in Bulgaria. 2018. № 30. P. 143–154.
7. Korol' V. N., Bychkov S. A., Molyar A. G., Nechiporenko O. Yu., Semchenko V. P., Romashko I. M., Trofimov V. A. Sintered Powder Materials for Friction Units of Antonov Aircrafts // Materials Science. 2003. V. 39. № 1. P. 132–135.

8. **Kaline Pagnan Furlan, Jose Daniel Biasoli de Mello, Aloisio Nelmo Klein.** Self-lubricating composites containing MoS₂: A review // *Tribology International*. 2018. № 120. P. 280—298.
9. **Konopka K., Roik T. A., Gavrish A. P., Vitsuk Yu. Yu., Mazan T.** Effect of CaF₂ Surface Layers on the Friction Behavior of Copper-Based Composite // *Powder Metallurgy and Metal Ceramics*. 2012. V. 51. № 5—6. P. 363—367.
10. **Kryachek V. M.** Sintered metals and alloys friction composites: Traditions and New Solutions (Review). I. *Powder Materials // Powder Metallurgy and Metal Ceramics*. 2004. V. 43. № 11—12. P. 581—592.
11. **Fushchich O. I., Varchenko V. T.** Effect of Alloy Composites on the Performance Characteristics of Antifriction Graphite-Bronze Powder Material // *Powder Metallurgy and Metal Ceramics*. 2008. V. 47. № 9—10. P. 557—562.
12. **Ryabicheva L. A., Nikitin Yu. N.** Production And Properties of Copper-Based Powder Antifriction Material // *Powder Metallurgy and Metal Ceramics*. 2008. V. 47. № 5—6. P. 299—303.
13. **Орлов П. И.** Основы конструирования. Подшипниковые материалы: справ.-методич. пособ. В 2 кн. Кн. 2 / под ред. Учаева П. Н. Изд. 3-е, испр. — М.: Машиностроение, 1988. — 544 с.
14. **Ciocan A.** Versatility of nickel-aluminium bronzes as wear resisting materials // *The annals of "Dunarea De Jos" University of Galati. Fascicle IX. Metallurgy And Materials Science*. 2011. № 2. P. 5—14.
15. **Krus D., Juba D.** Bearing up under 300 tons // *Materials Engineering*. 2005. № 5. P. 82—90.
16. **Cribb W. R., Gensing F. C.** Mechanical Design Limits for a Wrought Cu-15Ni-8Sn Spinodal Alloy // *SAE International AeroTech Congress. Conference Paper*. 2009. № 01. P. 3255.
17. **Xun Wang, Chao Zhao, Yangen Yu, Zongqiang Luo, Weiwen Zhang.** Effect of Solution Treatment on Microstructure and Mechanical Properties of Hot-Extruded Cu-15Ni-8Sn Alloy // *Materials Science Forum*. V. 898. P. 1156—1162.
18. **Yin Yan-guo, Tang Hong-yue, Jiao Ming-hua, Zhang Guo-tao, Xue Lu, Tian Ming.** Tribological performance of lead-free Ni-contained copper-steel bimetal bearing materials // *The Chinese J. Nonferrous Metals*. 2017. P. 1189—1198.
19. **Radhika N. Rakesh Reghunath, Manu Sam.** Improvement of mechanical and tribological properties of centrifugally cast functionally graded copper for bearing applications // *J. Mechanical Engineering Science*. 2019. V. 233, №. 9, P. 3208—3219.
20. **Осинцев О. Е., Федоров В. Н.** Медь и медные сплавы. Отечественные и зарубежные марки. Справочник. Изд. 2-е, переработ. и допол. — М.: Инновационное машиностроение. 2016. — 360 с.
21. **Wieland-Werke A. G., Weber Kal.** Copper-nickel-tin alloy, method for the production and use thereof. Patent WO 2018/014990. Filed 18.07.2016. Publ. 27.06.2017.
22. **Schaeffler K. G., Erich Lunz.** Bearing component, particularly bearing ring, rolling member, has load carrying region that comprise metal of non-crystalline structure, where metal is alloy that is zircon alloy, copper alloy or ferrous alloy. Patent DE 102007025841. Filed 02.06.2007. Publ. 04.12.2008.
23. **Gaag Norbert D. R.** Temperature resistant slide bearing material, useful in combustion engines, comprises copper-zinc alloy also containing manganese, aluminum, silicon and iron. Patent DE 102005015467, DE 20051015467. DIEHL METALL STIFTUNG & CO KG. Filed 04.04.2005. Publ. 05.10.2006.
24. **Sahu Sudhari.** Bismuthized Cu-Ni-Mn-Zn alloy. Patent US6059901, US 19980157666. WAUKESHA FOUNDRY INC. Filed 21.09.1998. Publ. 09.05.2000.
25. **Nielsen J. R. William D., Nielsen S. R., William D.** Unwrought continuous cast copper-nickel-tin spinodal alloy. Patent US 20020007879. Filed 03.11.1995. Publ. 24.01.2002.
26. **Hoeller Helmut.** Bearing shell pair from bronze alloy, useful as big end bearing and main bearing in combustion engines, comprises two semi-cylinder tube pieces, where the bronze alloy contains tin, nickel, zinc and elements of e.g. iron and manganese. Patent DE 102006052384. BOEGR TECHNOLOGIE GMBH. Filed 07.11.2006. Publ. 08.05.2008.
27. **Nakagawa Hisaya, Nakanishi Toru.** Water lubrication bearing device and pump device. Patent JP 2007092978. NIDEC SANKYO CORP. Filed 30.09.2005. Publ. 12.04.2007.
28. **Ebihara Yoshio, Kanazaki Noboru, Maruyama Tsuneo.** Copper-based sintered alloy bearing for gasoline engine motor fuel pump, has specific weight percentage of alloy of nickel, zinc, phosphorous, carbon, molybdenum disulfide along with copper and inevitable impurities. Patent DE 10213489. DENSO CORP. DIAMENT CORP. Filed 26.03.2002. Publ. 24.10.2002.
29. **Щепочкина Ю. А.** Спеченный антифрикционный материал на основе меди. Патент 2326952 РФ. № 2006139361. Заявл. 07.11.2006. Оpubл. 20.06.2008.
30. **Щепочкина Ю. А.** Сплав. Патент 2335559 РФ. № 2006146216/02. Заявл. 25.12.2006. Оpubл. 10.10.2008.
31. **Gummert Hermann, Plett Thomas, Reetz Bjorn.** Сплав специальной латуни и продукт из этого сплава. Патент 2660552 РФ, 2016139153, 13.05.2015. FUCHS KG OTTO. Оpubл. 06.07.2018.
32. **Maruyama Tsuneo, Shimizu Teruo.** Inner rotor and outer rotor of internal gear pump. Patent US 7479174. MITSUBISHI MATERIALS PMG CORP. Filed 29.03.2005. Publ. 20.01.2009.
33. **Zhu Yong, Lin Maolan, Pan Hongmei.** Preparation method of wear-resistant metal-based self-lubricating bearing material. Patent CN 107365917. Shandong Liteng Bearing Manufacturing Co., Ltd. Filed 30.06.2017. Publ. 21.11.2017.
34. **Xuanyu Qu.** Carbon fiber retainer composite material capable of substituting traditional bearing. Patent CN 101812648. DALIAN SANMUDE SCIENCE AND TECHNOLOGY CO LTD. Filed 16.03.2010. Publ. 25.08.2010.
35. **Zhang Guoqlang.** High-performance copper-nickel-based powder metallurgy porous oil-containing bearing and production process thereof. Patent CN 103909271. COB PREC PARTS INC. Filed 01.04.2014. Publ. 09.07.2014.
36. **Huang Hao.** Powder metallurgy bearing protection bracket and preparation method thereof. Patent CN103540861. WUHU HONGKUN AUTO PARTS CO LTD. Filed 11.10.2013. Publ. 29.01.2014.
37. **Gu Jianxin.** Corrosion-resistant durable sealed bearing. Patent CN 107588101. ZHANGJIAGANG FREE TRADE ZONE COMMUTER PREC MACHINERY CO LTD. Filed 19.09.2017. Publ. 16.01.2018.
38. **Бурковская Н. П., Севостьянов Н. В., Болсуновская Т. А., Ефимочкин И. Ю.** Совершенствование материалов для подшипников скольжения ДВС (обзор) // *Тр. ВИАМ*. 2020. № 1. С. 78—91. <http://www.viam-works.ru> DOI: 10.18577/2307-6046-2020-0-1-78-91.
39. **Сморчков Г. Ю., Кондрохин Д. Н., Рачковский А. И., Курганов С. С., Трушин В. С.** Способ изготовления высокотемпературного антифрикционного композиционного материала. Патент 2695854 РФ № 2018101378. Заявл. 15.01.2018. Оpubл. 29.07.2019.
40. **Сморчков Г. Ю., Кондрохин Д. Н., Рачковский А. И., Курганов С. С., Трушин В. С.** Шихта для получения горячим прессованием высокотемпературного композиционного антифрикционного материала на никелевой основе. Патент 2672975 РФ № 2017133397. Заявл. 25.09.2017. Оpubл. 21.11.2018.
41. **Abrasion-resistant bearing and a manufacturing method thereof for lengthening a paper-feeding interval by maintaining frictional characteristic at high temperature.** Patent KR 1020080045315. Publ. 23.05.2008.

42. **Gordon Alex, Sun Fel, Zhao Yong.** Nickel-plated silicon carbide particle enhanced copper-based composite material for vehicle bearings and method for preparing same. Patent WO 2017/075740. SUZHOU JINCANG ALLOY NEW-MATERIAL CO LTD. Filed 04.12.2015. Publ. 11.05.2017.

43. **Жирнов Е. А., Ковтун В. А., Шалобалов М. О.** Композиционный порошковый материал для узлов трения. Патент 2245386 РФ № 2003136478. Заявл. 16.12.2003. Опубл. 27.01.2005.

44. **Ковтун В. А., Якубович В. А., Пасовец В. Н., Соколов В. А.** Антифрикционный композиционный порошковый материал. Патент 2331685 РФ № 2006134133. Заявл. 25.09.2006. Опубл. 20.08.2008.

45. Oil-less bearing and method for manufacturing the same, capable of improving sintering characteristics and dispersibility and reducing the usage of copper. Patent KR 1020080066420. Publ. 30.08.2005.

46. **Li Yongde, Li Meixia, Nie Yangming, Xie Xiuliang, Xie Juan.** Copper-based oil bearing material and preparation

method thereof. Patent CN 105689722. Hebei University of Engineering. Filed 23.01.2016. Publ. 22.06.2016.

47. **Xu Wel Ma.** Leadless copper base high temperature self lubricating composite material. Patent CN 1718795. HEFEI BOLIN NEW MATERIAL CO LT. Filed 11.07.2005. Publ. 11.07.2007.

48. **Chen Yao, Song Wenxuan, Zhou Beibel.** Silicon carbide bearing retainer material. Patent CN 109280834. NANJING HAIYIN COMMUNICATION EQUIPMENT CO LTD. Filed 21.07.2017. Publ. 29.01.2019.

49. **Sahu Alpna Pradipkumar, Sahu Sudhari.** Wear and corrosion resistant Cu-Ni alloy. Patent US 20110226138. Filed 27.02.2011. Publ. 22.09.2011.

50. **Соломенцева А. В., Фадеева В. М., Железина Г. Ф.** Антифрикционные органопластики для тяжело нагруженных узлов трения скольжения авиационных конструкций // Авиационные материалы и технологии. 2016. № 2(41). С. 30—34. DOI: 10.18577/2071-9140-2016-0-2-30-34.

Copper-nickel alloys based antifriction materials for plain bearings (Review)

N. P. BURKOVSKAYA, N. V. SEVOSTYANOV, T. A. BOLSUNOVSKAYA
All-Russian Scientific Research Institute of Aviation Materials, Moscow, Russia

Compositions, properties, manufacturing methods and application of antifriction materials based on copper-nickel alloys for plain bearings are considered. Due to their good strength and tribotechnical properties, high corrosion and chemical resistance, the alloys are widely used as materials for bearings used in engineering, equipment and vehicles. The main directions of the developed wear-resistant antifriction materials capable of operating at high speeds, with significant loads and a low coefficient of friction are studied.

Keywords: antifriction materials, copper-nickel alloys, Cu–Ni system alloys, plain bearings, coefficient of friction, wear, friction pair, tribotechnical unit.

УДК 669.018.44

DOI: 10.52190/2073-2562_2021_2_29

Современные тенденции развития порошковой металлургии: разработка и производство жаропрочных сплавов

¹ И. М. РАЗУМОВСКИЙ, д-р физ.-мат. наук; ¹ А. И. ЛОГАЧЕВА, д-р техн. наук;¹ А. Г. БЕРЕСНЕВ, д-р техн. наук, ¹ И. А. ЛОГАЧЕВ, канд. техн. наук;^{1,2} М. И. РАЗУМОВСКИЙ; ^{1,3} С. С. МАРЬИН¹ АО «Композит», г. Королев, Московская обл., Россия² Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», Москва, Россия³ ГБОУ ВО МО «Технологический университет имени дважды Героя Советского Союза летчика-космонавта А. А. Леонова», г. Королев, Московская обл., Россия

Проанализированы теоретические вопросы легирования порошковых сплавов и показана эффективность применения методов количественной обработки изображений микроструктуры в целях использования их при создании жаропрочных сплавов. В области теории легирования сплавов основное внимание уделено принципам локального изменения химического состава границ зерен (ГЗ) в компактированном состоянии для повышения когезивной прочности границ. Изложены методология расчета и экспериментального определения коэффициента сегрегации легирующих элементов и примесей на ГЗ и принципы выбора "малолегирующих" элементов, укрепляющих ГЗ в сплавах. В качестве примера использования теории приведены результаты испытаний опытного титанового сплава. Показано, что количественный анализ изображения микроструктуры в сканирующем электронном микроскопе позволяет оптимизировать параметры γ - γ' -микроструктуры и повысить показатели долговечности и малоциклового усталости порошкового сплава ЭП741НП. Особое внимание уделено количественному анализу характеристик микрoporистости в защитных покрытиях и структуре объектов, полученных с помощью аддитивных технологий.

Ключевые слова: порошковая металлургия, жаропрочные сплавы, теория легирования, границы зерен, поры, покрытия, аддитивные объекты.

Для технологий порошковой металлургии характерно применение компьютерных методов конструирования новых материалов, начиная со стадии выбора химического состава сплавов и вплоть до последующего контроля качества технологических операций и продукта по всему производственному циклу. Развитие авиакосмической техники требует постоянного повышения эксплуатационных характеристик, надежности и ресурса элементов конструкций летательных аппаратов. Критическими деталями газотурбинных двигате-

лей (ГТД) являются лопатки и диски, разрушение которых выводит из строя весь двигатель. Лопатки и диски обычно изготавливают из жаропрочных сплавов (ЖС) на основе никеля, важнейшими эксплуатационными характеристиками которых являются сопротивление ползучести и усталости.

Одним из самых слабых элементов микроструктуры поликристаллических деталей являются большеугловые границы зерен, которые по сравнению с объемом фаз характеризуются избыточной энергией и повышенной диффузионной проницаемостью [1, 2], что способствует ускорению ползучести деталей при высоких температурах и нагрузках. Поэтому одним из главных достижений последних десятилетий в области производства лопаток из ЖС на основе никеля является разработка технологии литья монокристаллических деталей, что позволяет полностью устранить большеугловые ГЗ [3].

Однако монокристаллы уступают поликристаллическим объектам по другой ключевой характеристике — сопротивлению усталости, что особенно важно для условий эксплуатации дисков газовой турбины. Поэтому для изготовления дисков из никелевых ЖС обычно используют технологию порошковой металлургии, которая позволяет получать диски авиационных и ракетных двигателей с

Разумовский Игорь Михайлович, главный научный сотрудник, профессор.

E-mail: razigor43@gmail.com

Логачева Алла Игоревна, начальник отделения.

E-mail: ailogacheva@yandex.ru

Береснев Александр Германович, генеральный директор.

E-mail: BERESNEV1961@yandex.ru

Логачев Иван Александрович, начальник отдела.

E-mail: ivan@logachev.biz

Разумовский Михаил Игоревич, инженер, аспирант.

E-mail: razmikhail@yandex.ru

Марьин Сергей Сергеевич, инженер, аспирант.

E-mail: Sergei-Marin@mail.ru

Статья поступила в редакцию 4 марта 2021 г.

© Разумовский И. М., Логачева А. И., Береснев А. Г., Логачев И. А., Разумовский М. И., Марьин С. С., 2021

мелкозернистой структурой и однородным химическим составом [4—6].

Для изготовления узлов и деталей компрессора в двигателестроении обычно применяют титановые ЖС [7, 8]. Особенностью титана является полиморфное превращение, в результате которого высокотемпературная модификация с объемно-центрированной кубической (ОЦК) решеткой (β -фаза) превращается в плотноупакованную α -фазу при температуре около 880 °С. Именно α -фазу используют в качестве основы титановых ЖС, которые обычно легируют алюминием для повышения температуры полиморфного превращения до ~ 1000 °С в сплавах системы Ti—Al. Допустимые температуры эксплуатации конструкционных сплавов на основе α -титана ограничены сверху температурой полиморфного превращения, а рабочие температуры титановых ЖС не превышают $T \sim 650$ °С, т. е. располагаются значительно ниже рабочих температур ЖС на основе никеля.

Для космической техники особое значение имеют Cr—Ni ЖС, поскольку их используют для изготовления камер сгорания термokatалитических двигателей коррекции орбиты, ориентации и стабилизации космических аппаратов [9]. ЖС на основе хрома применяют также для изготовления конструкций и деталей, работающих в окислительных средах длительно при температурах 1000—1300 °С или кратковременно при 1500—1600 °С. Главными недостатками сплавов на основе хрома, препятствующими их широкому распространению в качестве высокотемпературных конструкционных материалов, являются:

- относительно низкая длительная прочность при повышенных температурах;
- склонность к хрупкому разрушению при комнатной температуре.

Температура перехода из пластичного состояния в хрупкое для наиболее пластичных сплавов хрома составляет 130—350 °С.

Таким образом, большое влияние на эксплуатационные характеристики поликристаллических сплавов на основе никеля, хрома, титана и других элементов, применяемых в силовых агрегатах конструкции, оказывают ГЗ, свойства которых зависят от их химического состава. Химический состав ГЗ в поликристаллах может существенно отличаться от среднего химического состава сплава из-за сегрегации некоторых легирующих элементов и примесей на ГЗ. Поэтому для порошковой металлургии особенно важно развитие теории "локального легирования" ГЗ, основанной на компьютерных методах моделирования и исследования химического состава и свойств ГЗ. Рассмотрим основные положения и результаты теории, позволяющей выявить "полезные" переходные туго-

плавкие металлы, которые обогащают ГЗ и повышают их когезивную прочность.

Методология теоретической оценки когезивной прочности границ зерен и матрицы в сплавах

Для теоретической оценки когезивной прочности ГЗ в сплавах на основе никеля, хрома и титана в [10—13] использована работа расщепления границы зерен W_{sep} , характеризующая механическую прочность границы раздела [14]. При расщеплении ГЗ в поликристалле происходит замещение ГЗ двумя свободными поверхностями раздела:

$$W_{\text{sep}} = 2\gamma_{\text{СП}} - \gamma_{\text{ГЗ}}, \quad (1)$$

где $\gamma_{\text{ГЗ}}$ — удельная энергия границы зерен;
 $\gamma_{\text{СП}}$ — удельная энергия свободной поверхности.

Сегрегация примеси на ГЗ изменяет работу расщепления ГЗ. Когезивную прочность "легирующей" ГЗ можно оценить с помощью параметра η [11]:

$$\eta = E_{\text{ГЗ}} - E_{\text{СП}}, \quad (2)$$

где $E_{\text{ГЗ}}$ и $E_{\text{СП}}$ — энергии сегрегации примеси на ГЗ и свободной поверхности соответственно.

При оценке влияния легирующих элементов на когезивные свойства сплавов целесообразно учитывать их воздействие не только на ГЗ, но и на энергию когезии матрицы ЖС E_{coh} [15, 16]. В первом приближении энергию когезии сплава можно представить в виде суммы энергии когезии чистого растворителя $E_{\text{coh}}(0)$ и вкладов в E_{coh} всех остальных компонентов сплава:

$$E_{\text{coh}} = E_{\text{coh}}(0) + \sum_i c_i \chi_i \equiv E_{\text{coh}}(0) + \varepsilon. \quad (3)$$

Здесь параметр $\chi_i = \partial E_{\text{coh}} / \partial c_i$ представляет собой парциальную мольную энергию когезии i -го компонента сплава, $\varepsilon = \sum_i c_i \chi_i$ характеризует суммарный вклад всех легирующих элементов в энергию когезии сплава. По значению параметра χ_i можно судить о степени влияния каждого легирующего элемента на прочность межатомных связей в матрице сплава.

Таким образом, при конструировании новых ЖС критерием выбора "полезных" легирующих элементов (при прочих равных условиях) считается одновременное повышение когезивной прочности ГЗ и матрицы сплава при легировании.

Неоднородное распределение поверхностно-активных элементов в микроструктуре сплава — локализация на ГЗ — обеспечивает возможность введения в него "полезных" добавок в малом ко-

личестве подобно микролегирующим элементам в никелевых ЖС. Эту особенность легирования ЖС "полезными" элементами отражает концепция малолегированных добавок (переходных металлов), при введении которых в сплав в небольшом количестве происходит существенное укрепление ГЗ и не ослабляются силы связи атомов в матрице — твердом растворе [11].

Таковы представления физической модели. Ее удобство для материаловедения заключается в том, что параметры $E_{ГЗ}$, $E_{сп}$ и χ_i можно рассчитывать из первых принципов в рамках теории функционала плотности.

Методика расчета энергии когезии матрицы (твердого раствора) и когезивной прочности ГЗ заключается в следующем.

Энергия когезии сплавов определяется выражением [17]

$$E_{coh} = E_{atom} - E_{crys}, \quad (4)$$

где E_{atom} — энергия свободного атома;

E_{crys} — энергия вещества в кристаллическом состоянии.

Для расчета E_{crys} используют метод точных маффин-тин орбиталей (ТМТО) [18—20]. Энергии свободных атомов для чистых металлов рассчитывают как

$$E_{atom} = E_{coh} - E_{crys}, \quad (5)$$

где E_{coh} берут из экспериментальных данных [17], а E_{crys} рассчитывают с помощью метода ТМТО.

Затем, рассчитывая энергию сплава в кристаллическом состоянии и зная E_{atom} его компонентов, E_{coh} бинарного сплава с компонентами i и j находят как

$$E_{coh} = c_i E_{atom i} + (1 - c_i) E_{atom j} - E_{al}, \quad (6)$$

где c_i — концентрация i -го элемента в сплаве (все энергии взяты в расчете на атом).

Метод ТМТО, в основе которого лежит теория функционала плотности [21, 22], базируется на решении одноэлектронных уравнений Кона–Шэма [22] и, следовательно, нахождении одноэлектронных кинетических энергий, которые могут быть точно вычислены для маффин-тин потенциала. Подробности расчета значений энергии атомов данного вещества в кристаллическом состоянии E_{crys} методом ТМТО можно найти в работах [23—28].

Вычисления когезивной прочности ГЗ могут быть выполнены в рамках теории функционала

плотности с использованием метода присоединенных плоских волн [29, 30], имплементированного в программу VASP [31—33], в приближении обобщенных градиентных поправок. Сходимость по энергии может быть достигнута с точностью до 10^{-5} эВ, по силам — с точностью до $9 \cdot 10^{-3}$ эВ/Å с учетом релаксации ионов.

В качестве объекта исследований выбирают специальные ГЗ, которые считаются репрезентативными для данного типа кристаллических решеток и атомное строение которых относительно просто моделируется. Например, в сплавах с гранцентрированной кубической (ГЦК) решеткой для расчетов обычно используют суперячейку с большеугловой границей зерен $\Sigma 5$ (210)[100] (рис. 1).

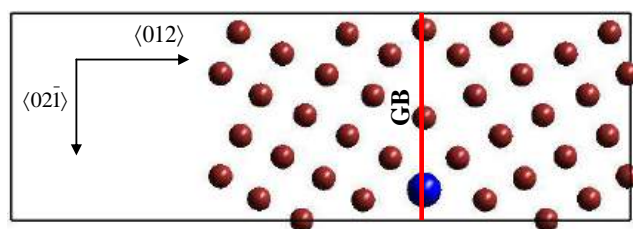


Рис. 1. Суперячейка с большеугловой границей зерен $\Sigma 5$ (210)[100] (позиция примесного атома показана кружком большего размера)

Рассчитанные значения $E_{ГЗ}$, $E_{сп}$ и χ_i используют для выбора легирующих элементов, которые целесообразно вводить в сплав для укрепления ГЗ в поликристаллах. В качестве примера использования такого подхода приведем результаты исследования ЖС на основе титана с α -матрицей [10, 13].

Рассчитанные значения параметров χ_i , η и $E_{ГЗ}$ для сегрегации тугоплавких металлов V, Cr, Zr, Nb, Mo, Ru, Hf, Ta, W, Re и Ir на специальной ГЗ $\Sigma 13$ [1–1 0 0] (1 1–2 4) гексагональной плотноупакованной (ГПУ) фазы титана приведены на рис. 2.

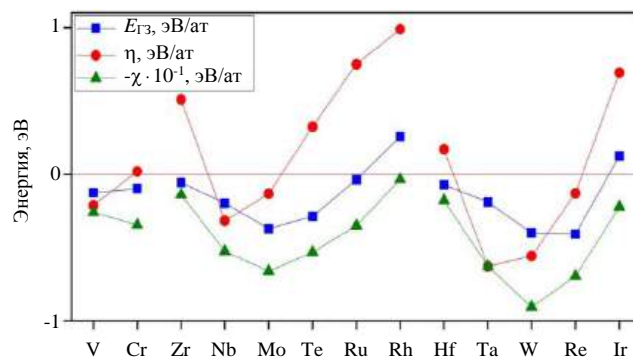


Рис. 2. Значения параметров χ_i , $E_{ГЗ}$ и η для α -титана (ГПУ) [10]

Из рис. 2 следует, что повышению когезивной прочности как α -матрицы, так и ГЗ в титановых

ЖС с ГПУ-решеткой способствуют W, Ta, Re, Nb, Mo и V. Известно, что легирование титановых ЖС значительным количеством W (5—7,5 масс. %) обеспечивает достижение высоких показателей жаропрочности и сохранение работоспособности сплавов до температуры 750 °C при испытании на долговечность и до 800 °C при кратковременном нагружении [34]. В свою очередь, типичным легирующим элементом титановых ЖС является Mo.

Представляет интерес применение W, Ta, Re, Nb, Mo и V в качестве малолегирующих добавок, введение которых особенно важно для укрепления ГЗ в титановых ЖС, получаемых методами порошковой металлургии. Результаты применения подобного подхода, полученные автором [35] для опытного сплава СТ6У, представлены на рис. 3.

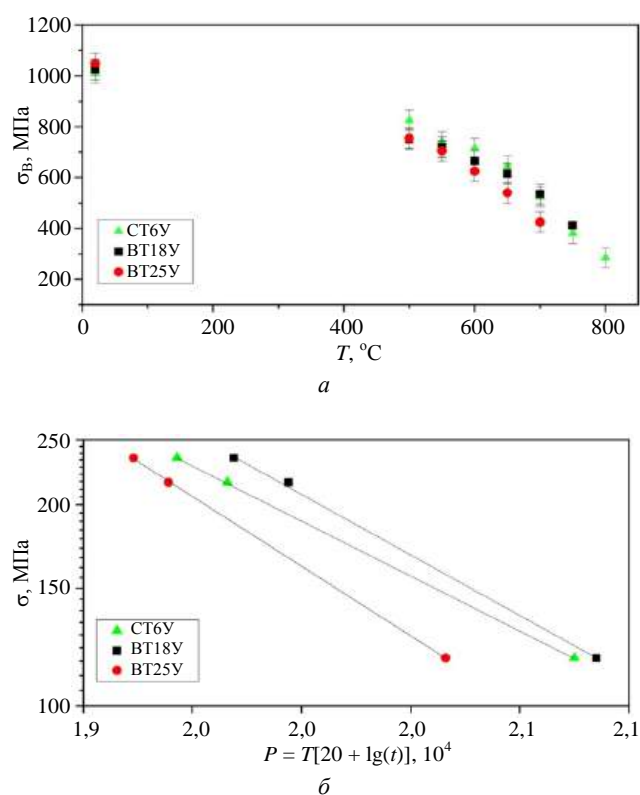


Рис. 3. Механические свойства жаропрочных титановых сплавов:

a — зависимость предела прочности σ_b от температуры;
б — диаграмма Ларсона–Миллера
 (P — параметр Ларсона–Миллера) [35]

Опытный титановый сплав СТ6У, показатели кратковременной и длительной прочности которого приведены на рис. 3 [35], был разработан специально для производства сплавов методами порошковой металлургии. В компактированном состоянии данный сплав представляет собой мелкозернистый поликристалл, ГЗ в котором целесообразно укрепить для повышения сопротивления ползучести.

По кратковременной прочности σ_b в широком интервале температур (20—800 °C) опытный сплав

СТ6У не уступает лучшим отечественным титановым ЖС BT18У и BT25У (см. рис. 3, *a*). Испытания на длительную прочность при высоких температурах T и большой долговечности (больших значениях параметра Ларсона–Миллера P) показали, что опытный порошковый сплав СТ6У сравнивается по длительной прочности со сплавом BT18У и по-прежнему превосходит сплав BT25У (например, при температуре 800 °C под нагрузкой 118 МПа). Судя по характеру изменения характеристик $\lg(\sigma)$ — P на диаграмме Ларсона–Миллера [35], сплав СТ6У обладает большей стабильностью структуры по сравнению с его аналогами.

Экспериментальное определение коэффициента сегрегации элементов на границах зерен

Кроме теоретической оценки параметров зернограницной сегрегации, известны два экспериментальных способа измерения коэффициента сегрегации s , определяемого как

$$s = c_{gb}/c, \quad (7)$$

где c_{gb} и c — концентрации компонента на ГЗ и в объеме твердого раствора соответственно.

Первый способ — Оже-электронная спектроскопия — позволяет прямо измерить концентрацию сегреганта на ГЗ. Его успешно применяют в тех случаях, когда происходит хрупкое разрушение поликристалла по границам зерен, например в результате сегрегации Sb на ГЗ в Cu [36]. Необходимость хрупкого разрушения по ГЗ для проведения измерений сильно ограничивает применение этого метода: большинство поликристаллических конструкционных материалов являются пластичными.

Второй способ дает возможность определить значение коэффициента зернограницной сегрегации s с помощью диффузионного эксперимента. Он заключается в измерении профилей диффузионного проникновения данного элемента вдоль ГЗ в разных режимах зернограницной диффузии (*B* и *C* по классификации Харрисона) [37].

Главная идея диффузионного подхода состоит в том, что в режиме *B* (относительно высокие температуры) обработка экспериментального профиля позволяет определить для ГЗ значение тройного произведения $P = s\delta D_{gb}$ (где D_{gb} — коэффициент зернограницной диффузии, δ — диффузионная ширина ГЗ). В режиме *C* (низкие температуры) можно найти значение коэффициента зернограницной диффузии D_{gb} . Таким образом, комбинация режимов *B* и *C* дает возможность рассчитать значение коэффициента зернограницной сегрегации: $s = P/\delta D_{gb}$.

В качестве примера использования диффузионного эксперимента для определения коэффициента зернограницной сегрегации приведем результаты работы [38], в которой исследована диффузия углерода (радиоактивный изотоп ^{14}C) в поликристаллах ниобия. Полученная авторами [38] температурная зависимость параметров зернограницной диффузии, измеренная в диффузионных режимах *B* и *C*, показана на рис. 4.

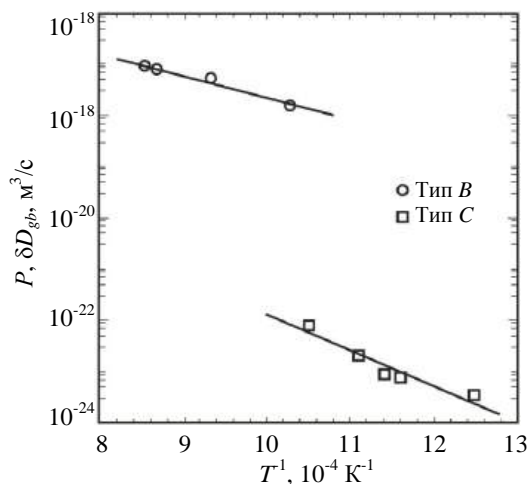


Рис. 4. Температурная зависимость параметров P и δD_{gb} ($\delta = 0,5$ нм) для диффузии ^{14}C по ГЗ в ниобии, измеренных в режимах *B* и *C* [38]

Рис. 4 показывает, что имеется существенная разница между значениями тройного произведения P , экстраполированными в область низких температур, и величиной δD_{gb} . Отношение P к δD_{gb} равно коэффициенту зернограницной сегрегации s , температурная зависимость которого (см. рис. 3) соответствует уравнению Аррениуса:

$$s = 4,7 \exp [(49,9 \text{ кДж/моль})/RT], \quad (8)$$

с энтальпией сегрегации $H_s = 49,9$ кДж/моль и величиной s порядка 10^3 при $(0,35—0,5) T_m$ (T_m — температура плавления Nb).

В работе [39] проведено детальное сравнение параметров зернограницной сегрегации элементов, определенных с помощью диффузионного эксперимента и расчета из первых принципов в рамках теории функционала плотности (Density Functional Theory — DFT). Авторы [39] исследовали характеристики сегрегации ряда элементов (Ag, Au, Se, Ge, Ni, Co и Bi) на ГЗ в меди. Показано, что в случае модельных объектов — бикристаллов Cu для диффузии и специальной ГЗ наклона $\Sigma 5$ (210)[100] для DFT-расчетов наблюдается хорошая корреляция между теоретическими и экспериментальными данными в случае Ag и Bi. По мнению авторов [39], сочетание экспериментальных и теоретических исследований является наилучшим способом

изучения сегрегации компонентов на границах раздела твердых тел.

Численная обработка изображений микро-структуры сплавов

Взаимосвязь между структурой и свойствами сплавов является основой науки о материалах. Количественная характеристика ансамбля изображений микроструктуры в оптическом или электронном микроскопе является эффективным способом оптимизации структуры и свойств многокомпонентных ЖС. Численная обработка результатов экспериментальных исследований сплавов позволяет не только оценивать особенности микроструктуры на качественном уровне (например, идентификация кристаллической структуры матрицы и упрочняющих фаз, объемной доли упрочняющей фазы и т. п.), но и давать количественную характеристику изображаемых объектов. Во многих случаях численная характеристика микроструктуры является ключевым фактором, способствующим разработке новых материалов и технологий. В качестве примера приведем несколько результатов подобных экспериментальных исследований ЖС на основе никеля.

ЖС на основе никеля относятся к числу классических дисперсионно-твердеющих сплавов, упрочнение которых обеспечивает механизм перерезания дислокациями ГЦК-матрицы частиц упрочняющей γ' -фазы с упорядоченной L1₂-структурой [40, 41]. Дисперсионное упрочнение ЖС в условиях перерезания определяется выражением [40]

$$\tau = \alpha \gamma_{\text{АФГ}}^{3/2} f^{1/3} r^{1/2}, \quad (9)$$

где τ — напряжение, необходимое для преодоления дислокацией когерентной частицы с упорядоченной структурой;

$\gamma_{\text{АФГ}}$ — энергия антифазной границы;

f — объемная доля выделений упрочняющей фазы;

r — средний размер частицы.

Согласно механизму перерезания сопротивление деформации будет возрастать при увеличении объемной доли упрочняющей фазы и увеличении среднего размера частиц. Принято считать, что на стадии "перестраивания", когда возрастают размеры частиц упрочняющей фазы и расстояния между ними, начинается действие другого механизма — огибания дислокациями частиц (механизм Орована), в соответствии с которым критическое напряжение сдвига уменьшается при увеличении размера частиц по закону $\tau \sim 1/r$. Поэтому существует оптимальный размер частиц упрочняющей γ' -фазы

в γ -матрице ЖС, который определяется экспериментально.

Характеризация γ — γ' -микроструктуры в ЖС ЭП741НП, полученном методом порошковой металлургии. Параметры гетерофазной микроструктуры в дисперсионно-твердеющих сплавах можно изменять с помощью термической обработки. В работах [42, 43] исследовано влияние регламентируемой скорости охлаждения (80, 200 и 400 град/мин) от температуры гомогенизации на микроструктуру, формирующуюся при последующем старении, и механические свойства никелевого ЖС ЭП741НП, полученного методом порошковой металлургии. Закалку компактированных заготовок дисков от температуры 1200 °С после выдержки в течение 4 ч проводили в вакуумной печи SEKO/WARWIK. Заданная скорость охлаждения от 1200 до 700 °С достигалась охлаждением азотом. Скорости охлаждения 80, 200 и 400 град/мин от температуры гомогенизации до комнатной температуры получали изменением массы заготовок от 1 до 110 кг. Для определения действительной скорости охлаждения в заготовках делали специальные сверления для контрольной термопары. После закалки заготовки подвергали двойному старению по стандартному режиму обработки сплава ЭП741НП. Состояние заготовок, охлажденных с разными скоростями (80, 200 и 400 град/мин)

от 1200 до 70 °С и подвергнутых затем одинаковому двухступенчатому старению, авторы обозначили как T_1 , T_2 и T_3 .

Металлографическое исследование γ — γ' -микро-структуры сплава в различных состояниях проводили методом сканирующей электронной микроскопии. Анализ изображения микроструктуры включал возможность построения гистограмм распределения частиц γ' -фазы по размерам.

Фотографии γ — γ' -микроструктуры сплава в состояниях T_1 и T_2 показаны на рис. 5. Видно, что в обоих состояниях частицы γ' -фазы имеют в основном правильную кубическую форму и регулярным образом распределяются в γ -матрице.

Обработка гистограмм распределения частиц γ' -фазы по размерам (рис. 6) показала, что в состоянии T_1 средний размер частиц составляет 0,54 мкм, а в состоянии T_2 уменьшается до 0,22 мкм.

Различие в дисперсности γ — γ' -микроструктуры сплава в состояниях T_1 и T_2 оказывает существенное влияние на характеристики жаропрочности. При испытаниях до разрушения установлено, что при температуре 650 °С долговечность сплава под нагрузкой 1000 МПа составляет 132 и 416 ч в состояниях T_1 и T_2 . Значения малоциклового усталости (число циклов до разрушения N_u) при 650 °С составили $N_u = 45215$ и 82016 в состояниях T_1 и T_2 соответственно.

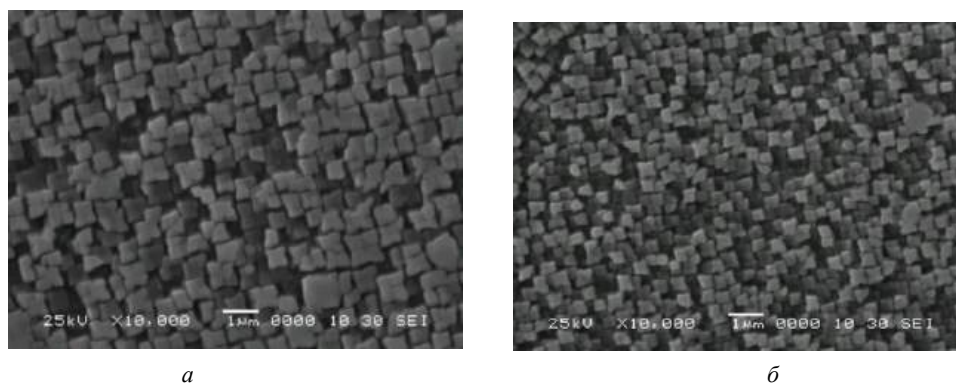


Рис. 5. γ — γ' -микроструктура сплава ЭП741НП после полного цикла термической обработки в состояниях T_1 (а) и T_2 (б)

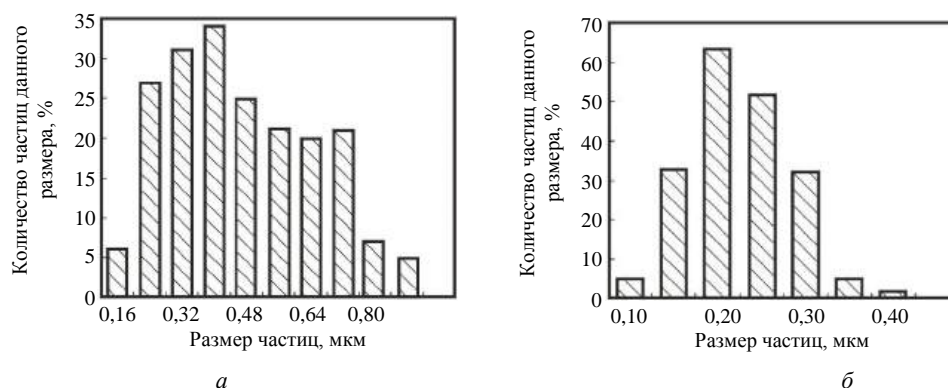


Рис. 6. Экспериментальные гистограммы распределения частиц γ' -фазы по размерам в сплаве ЭП741НП в состояниях T_1 (а) и T_2 (б)

Таким образом, количественный анализ изображения микроструктуры сплава ЭП741НП в сканирующем электронном микроскопе позволил авторам [25, 26] оптимизировать параметры γ — γ' -микроструктуры и повысить показатели долговечности и малоциклового усталости.

Характеризация пор в защитном покрытии на поверхности монокристаллических образцов из сплава ЖС32 [44]. Лопатки ГТД из ЖС на основе никеля нуждаются в защите от разрушения поверхностного слоя при эксплуатации, которая обычно осуществляется с помощью жаростойких алюминидных покрытий [45—47]. Основной фазой, обеспечивающей высокую жаростойкость алюминидных покрытий, является интерметаллид NiAl.

Алюминидные покрытия обычно наносят на сплавы диффузионным или конденсационным методами. При формировании покрытий в них образуются микропоры, причиной появления которых является пересыщение диффузионной зоны вакансиями, компенсирующими разность в диффузионной подвижности легирующих элементов. "Избыточные" вакансии объединяются в микропоры, размер которых может увеличиваться со временем при повышенных температурах и нагрузках.

В работе [44] в качестве защитного покрытия поверхности монокристаллических образцов из сплава ЖС32 использовали сплав марки СДП-ТВГ системы легирования Ni—Cr—Al—Ta—W—Hf—Si—Y, который наносили методом электродугового катодного напыления. Для получения комбинированного покрытия проводили алитирование в газовой среде, содержащей галогениды алюминия при температуре 1000 °С. Таким образом, на поверхности лопаток сплава ЖС32 создавалось композитное защитное покрытие (рис. 7).

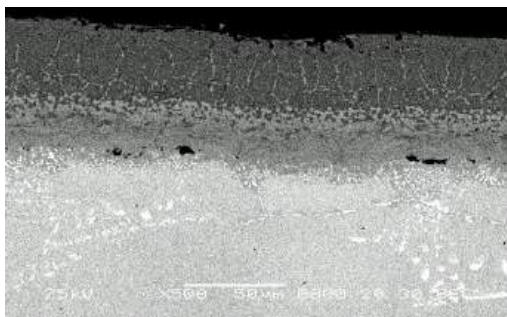


Рис. 7. Композитное покрытие на наружной поверхности пера лопатки из сплава ЖС32 с порами [44]

Поры в диффузионной зоне покрытие—защитаемый материал (см. рис. 7) оказывают негативное влияние на защитные свойства покрытий. В процессе эксплуатации ГТД, особенно в случаях внештатного перегрева лопаток (например, до температуры 1180 °С), увеличивается дефектность

защитного покрытия: образуются микротрещины, происходит коагуляция усадочных микропор (рис. 8), которая способствует отслоению защитного покрытия от поверхности лопатки. В итоге работоспособность лопаток снижается.

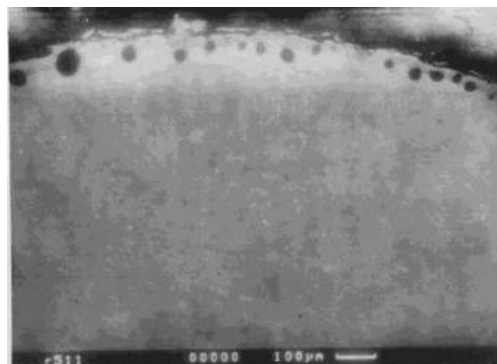


Рис. 8. Коагуляция пор у поверхности лопатки из сплава ЖС32, находящейся под защитным покрытием, при эксплуатации: перегрев до температуры 1180 °С

Универсальным способом уплотнения как литой структуры лопаток ГТД, так и защитных покрытий является горячее изостатическое прессование (ГИП) [48, 49]. Результаты количественной характеристики пористости в защитном покрытии на наружной поверхности пера лопатки до и после ГИП представлены на рис. 9.

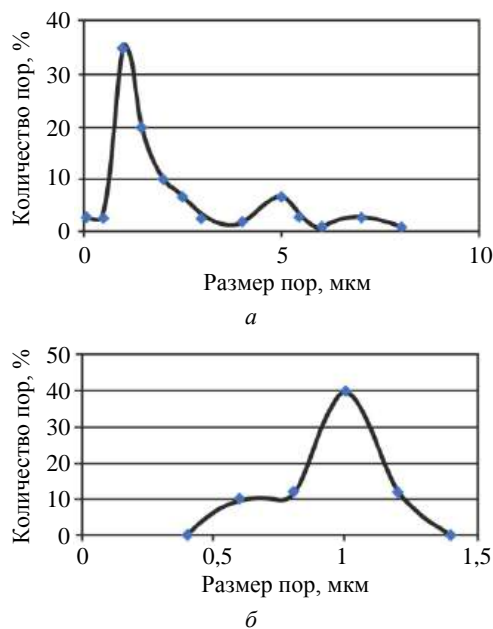


Рис. 9. Распределение пор по размеру в защитном покрытии на образцах из сплава ЖС32: а — исходное состояние; б — после ГИП

Установлено, что в слое покрытия в исходном состоянии наблюдаются поры размером до 8 мкм. Применение ГИП позволяет уменьшить максимальный размер пор до ~ 1,5 мкм. При этом полностью заливается мелкая пористость размером < 0,5 мкм.

"Залечивание" пор и микротрещин в зоне защитного покрытия с помощью ГИП, повышение адгезии покрытия с пером лопатки и уплотнение самих лопаток сопровождаются улучшением усталостной прочности лопаток ГТД (рис. 10). Полученные результаты позволили разработать технологию ГИП для уплотнения защитного жаропрочного покрытия на готовых лопатках, которая применяется на предприятии ОАО "ММП им. Чернышева" не только в серийном производстве лопаток с монокристаллической структурой из сплава ЖС32, но и в производстве лопаток с поликристаллической структурой из сплава ЖС6У.

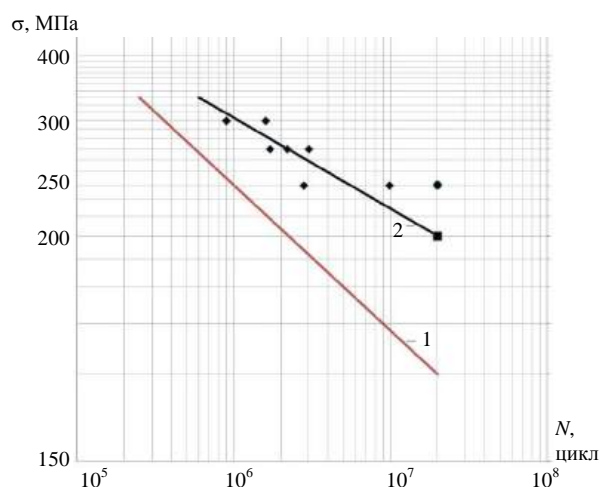


Рис. 10. Усталостная прочность монокристаллических лопаток из жаропрочного сплава ЖС32 в разных состояниях:

1 — прямая без ГИП; 2 — прямая и экспериментальные точки после ГИП

Дефекты и свойства аддитивных объектов

Аддитивные технологии (АТ) представляют особый интерес для ракетно-космической и авиационной техники, поскольку позволяют синтезировать готовые изделия сложной формы из конструкционных и функциональных сплавов по компьютерным 3D-моделям [50, 51].

Сущность АТ заключается в послойном синтезе или послойном "выращивании" модели или готового изделия по цифровой САД-модели (Computer-Aided Design — система автоматизированного проектирования — САПР) без использования технологической оснастки. Аналогичные АТ подходы легко усмотреть в строительной отрасли, когда из отдельных небольших кирпичиков по заданным чертежам создаются огромные объекты. В качестве "кирпичиков" в АТ обычно применяют порошки различных материалов, при расплавлении которых формируются слои создаваемого объекта.

Существует много разновидностей аддитивных технологий, в которых используется широкая номенклатура материалов (от полимеров до металлических сплавов). Наибольший интерес для авиационной и ракетно-космической отрасли представляют АТ, позволяющие работать с порошками металлических и интерметаллидных сплавов, в том числе ЖС на основе Ni и Ti. Для формирования объектов из данных порошков используют два основных варианта АТ, а именно технологии:

- прямого и непосредственного осаждения материала (Direct Deposition — DD);
- плавления порошка на подложке (Bed Deposition — BD).

В DD-технологии [52] лазерный луч оплавляет участок изделия, образуя локальную микроскопическую ванну жидкого расплава, в которую струей инертного транспортирующего газа (чаще всего аргона) вдувается порция металлического порошка, т. е. подача материала и его плавление происходят практически одновременно. Таким образом, в результате последовательного сканирования поверхности изделия лазерным лучом с одновременной инъекцией строительного порошка формируются слои создаваемого объекта.

В BD-технологии используется подложка, на которой предварительно формируют слой строительного материала — порошка, а затем выборочно расплавляют порошковый материал, осуществляя "селективный синтез". Среди АТ группы "Bed Deposition" лидирующее место занимают селективное лазерное сплавление (Selective Laser Melting — СЛС) и селективное электронно-лучевое сплавление (Electron Beam Melting — СЭЛС) [52]. При реализации этих технологий становится возможным получение деталей с характеристиками, недоступными для других методов обработки, например с криволинейными отверстиями или внутренними пустотами.

Формирование композитного слоистого объекта методами АТ включает процессы последовательного расплавления/кристаллизации слоев материала. При соединении слоев между ними возникает граница раздела, которая является структурным дефектом аддитивного объекта и может содержать несплошности технологического характера. Технологическими дефектами являются также неполное расплавление частиц порошка, наличие наследственных границ порошка в слое и некоторые другие. Кроме того, при затвердевании слоя расплава может возникать усадочная микропористость, поскольку удельный объем жидкой фазы металлических сплавов всегда больше объема твердой фазы и разница объемов компенсируется образованием микропор.

Если в АТ придавать особое значение качеству каждого из нанесенных слоев, можно легко усмотреть близость АТ с традиционными технологиями нанесения на поверхность деталей слоев защитных покрытий, например плакированием. Различие заключается лишь в том, что при плакировании на подготовленную поверхность детали наносят один или несколько слоев защитного покрытия, а в АТ само изделие формируется из множества последовательно нанесенных слоев. В некоторых методах нанесения защитных покрытий на поверхность используют технологические приемы, характерные для современных АТ: лазерное и электронно-лучевое плакирование.

Указанная технологическая близость говорит о возможности использования большого опыта, накопленного при улучшении качества защитных покрытий, для обработки АТ-объектов.

Одним из эффективных способов уплотнения покрытий является ГИП [44]. Поэтому представляется целесообразным применение ГИП для обработки аддитивных объектов [53, 54]. При прогнозировании влияния ГИП на структуру и свойства материала следует иметь в виду, что в процессе ГИП в материале могут происходить как позитивные, так и негативные изменения с точки зрения эксплуатационных характеристик. Позитивным является как полное, так и частичное удаление усадочной и технологической пористости, что обычно приводит к улучшению механических свойств. Однако в процессе ГИП при высоких температурах и нагрузках может происходить огрубление исходной микроструктуры, например рост зерен в поликристалле, что способно вызывать уменьшение кратковременной прочности и усталости сплавов.

В [55] показано влияние ГИП на механические свойства образцов титанового сплава Ti-6Al-4V, полученных с помощью аддитивных технологии прямого лазерного спекания (DD-технология) и технологии плавления порошка на подложке (технология СЛС). Исходным материалом служили порошки размером меньше 80 мкм. Оценены

плотность, механические свойства (при испытаниях на растяжение и усталость) образцов в двух состояниях: без обработки, сразу после изготовления и подвергнутых ГИП. Дополнительно проведено металлографическое исследование поперечных сечений образцов. Подготовленные по обеим технологиям образцы для испытаний подвергали ГИП по режиму 920 °C — 100 МПа — 2 ч.

Авторами данной работы установлено, что, во-первых, в исходном состоянии не обнаружено большого различия в механических свойствах аддитивных образцов, изготовленных с помощью разных вариантов аддитивных технологий. Например, после ГИП для DD-технологии получены следующие показатели механических свойств при испытании на растяжение: $\sigma_b = 986$ МПа, $\delta = 22$ %, а для технологии СЛС $\sigma_b = 980$ МПа, $\delta = 22$ %. Во-вторых, определено, что ГИП обеспечивает значительное улучшение усталостной прочности. При этом механические свойства при кратковременных испытаниях изменяются незначительно (табл. 1).

Таблица 1

Механические свойства образцов титанового сплава Ti-6Al-4V, полученных с помощью аддитивной СЛС-технологии, до и после ГИП [56]

Свойство	Без ГИП	После ГИП
	Состояние	
Плотность	> 99	> 99
σ_b , МПа	1176	980
δ , %	14	22
Предел усталости, МПа	300 ($N_f > 10^7$)	580 ($N_f > 10^7$)

Масштабное количественное исследование пористости в никелевом ЖС ЭП648, полученном разными способами (с помощью деформации, литья по выплавляемым моделям и селективного лазерного сплавления — СЛС), проведено в работе [57]. Результаты количественного металлографического анализа пористости в образцах, полученных различными способами, приведены в табл. 2.

Таблица 2

Показатели пористости в образцах сплава ЖС ЭП648, полученных различными способами [57]

Состояние образца		Объемная доля пор (средняя), %	Максимальный размер пор, мкм	Средний размер пор, мкм
Деформация	Исходное	0,013	21,9	6,6
	После закалки	0,010	18,1	6,9
	После ПТО	0,005	13,9	6,3
Литье	Исходное	0,007	57,9	7,1
	После закалки	0,050	31,3	9,8
	После ПТО	0,070	35,3	10,8
Селективное лазерное сплавление (СЛС)	Исходное	0,147	52,9	20,1
	После ГИП	0,008	27,6	7,7
	После ПТО	0,006	29,4	12,2

Примечание. ПТО — полная термическая обработка.

Данные табл. 2 показывают, что в синтезированном СЛС материале в исходном состоянии объемная доля пор в 2 раза больше, чем в литом, и на порядок больше, чем в деформированном. Однако после проведения ГИП она резко снижается. После полной термической обработки объемная доля и количество пор синтезированного и деформируемого материала находятся на одном уровне. Это подтверждает необходимость проведения ГИП для деталей, изготовленных методом СЛС.

Заключение

Результаты теории легирования сплавов и количественная оценка элементов микроструктуры всегда являлись базовой составляющей физического материаловедения, представления которого лежат в основе науки о материалах и технологиях их производства. Математическое моделирование физических явлений и процессов позволяет находить новые технические решения, выходящие за рамки существующих представлений. Особенности развития методов численного анализа информации о структуре и свойствах сплавов связана с их проникновением во все важнейшие звенья технологической цепи создания новых материалов — от компьютерных методов расчета химического состава новых сплавов до контроля технологических параметров производства и качества полуфабриката и готового продукта. Представленные результаты демонстрируют эффективность применения методов количественного исследования материалов в области порошковой металлургии для производства жаропрочных сплавов.

ЛИТЕРАТУРА

1. Бокштейн С. З., Гинзбург С. С., Разумовский И. М., Кишкин С. Т., Строганов Г. Б. Авторадиография поверхностей раздела и структурная стабильность сплавов. — М.: Металлургия, 1987. — 270 с.
2. Бокштейн Б. С. Диффузия в металлах. — М.: ЛЕНАНД, 2019. — 248 с.
3. Каблов Е. Н. Литые лопатки газотурбинных двигателей. — М.: МИСиС, 2001. — 632 с.
4. 50 лет впереди своего века: сб. статей / под ред. Коптева Ю. Н. — М.: Российское космическое агентство, 1998. — 255 с.
5. Береснев А. Г., Логунов А. В., Логачева А. И., Разумовский И. М. Порошковые и гранульные материалы // Технология металлов. 2009. № 12. С. 24—37.
6. Логачева А. И. Комплексная технология изготовления трубчатых тонкостенных элементов различной конфигурации методом порошковой металлургии для производства деталей из конструкционных и функциональных сплавов на основе титана и никеля для изделий ракетно-космической техники: дисс. ... д-ра техн. наук. — М.: ИМЕТ, 2016. — 407 с.
7. Ильин А. А., Колачев Б. А., Полькин И. С. Титановые сплавы. Состав, структура, свойства — М.: ВИАМ, 2009. — 520 с.
8. Ночовная Н. А., Анташев В. Г., Алексеев Е. Б. Проблемы повышения ресурсных характеристик жаропрочных титановых сплавов // Технология легких сплавов. 2008. № 3. С. 28—33.
9. Бутрим В. Н. Технологические аспекты повышения свойств и качества полуфабрикатов из сплавов на основе хрома для изделий космической техники // Технология легких сплавов. 2015. № 2. С. 95—104.
10. Разумовский И. М., Разумовский В. И., Логачев И. А., Родин А. О., Разумовский М. И. Сегрегация тугоплавких металлов на границах зерен жаропрочных сплавов // Металлы. 2020. № 6. С. 59—67.
11. Razumovskiy V. I., Lozovoi A. Y., Razumovskii I. M. First principles aided design of a new Ni-base superalloy: Influence of transition metal alloying elements on grain boundary and bulk cohesion // Acta Materialia. 2015. V. 82. P. 369—377.
12. Razumovskiy V. I., Scheiber D., Butrim V. N., Trushnikova A. S., Varlamova S. B., Razumovskii I. M., Beresnev A. G. New Cr-Ni-Base Alloy for High-Temperature Applications Designed based on First Principles Calculations // Advances in Condensed Matter Physics. 2018. V. 2018. <https://doi.org/10.1155/2018/9383981>
13. Логачева А. И., Логачев И. А., Разумовский В. И., Разумовский И. М., Косырев К. Л. Разработка теоретической процедуры оценки сбалансированности химического состава жаропрочного титанового сплава нового поколения и создание на этой основе методики оптимизации составов титановых сплавов // Титан. 2012. № 4. С. 27—31.
14. Rice J. R., Wang J. S. Embrittlement of interfaces by solute segregation // Materials Science and Engineering A. 1989. V. 107. P. 23—40.
15. Razumovskii I. M., Ruban A. V., Razumovskiy V. I., Logunov A. V., Larionov V. N., Ospennikova O. G., Poklad V. A., Johansson B. New generation of Ni-based superalloys designed on the basis of first-principles calculations // Materials Science and Engineering A. 2008. V. 497. P. 18—24.
16. Razumovskiy V. I., Lozovoi A. Y., Ruban A. V., Razumovskii I. M. Analysis of the alloying system in Ni-base superalloys based on ab initio study of impurity segregation to Ni grain boundary // Advanced Materials Research. 2011. V. 278. P. 192—197.
17. Киттель Ч. Введение в физику твердого тела / Пер. с англ. Гусева А. А., Пахнева А. Г. / под ред. Гусева А. А. — М.: Наука, 1978. — 792 с.
18. Vitos L. Total-energy method based on the exact muffin-tin orbitals theory // Phys. Rev. B. 2001. V. 64. P. 014107.
19. Vitos L., Skriver H. L., Johansson B., Kollar J. Application of the exact muffin-tin orbitals theory: the spherical cell approximation // Comp. Mater. Sci. 2000. V. 18. P. 24—38.
20. Vitos L. Lecture Notes: The Exact Muffin-Tin Orbitals method. 15 December 2006. Uppsala Graduate School in modern electronic structure theory, for chemists and physicists. — Haggssalen, Angstrom Laboratory, Uppsala, Sweden.
21. Hohenberg P., Kohn W. Inhomogeneous Electron Gas // Phys. Rev. 1964. V. 136. P. B864.
22. Kohn W., Sham L. J. Self-Consistent Equations Including Exchange and Correlation Effects // Phys. Rev. 1965. V. 140. P. A1133.
23. Perdew J. P., Wang Y. Accurate and simple analytic representation of the electron-gas correlation energy // Phys. Rev. B. 1992. V. 45. P. 13244.
24. Vitos L., Johansson B., Kollar J., Skriver H. L. Local kinetic-energy density of the Airy gas // Phys. Rev. A. 2000. V. 61. P. 52511.
25. Vitos L., Johansson B., Kollar J., Skriver H. L. Exchange energy in the local Airy gas approximation // Phys. Rev. B. 2000. V. 62. P. 10046.
26. Wang Y., Perdew J. P. Correlation hole of the spin-polarized electron gas, with exact small-wave-vector and high-density scaling // Phys. Rev. B. 1991. V. 44. P. 13298.

27. Perdew J. P., Chevary J. A., Vosko S. H., Jackson K. A., Pederson M. R., Singh D. J., Fiolhais C. Atoms, molecules, solids, and surfaces: Applications of the generalized gradient approximation for exchange and correlation // *Phys. Rev. B*. 1992. V. 46. P. 6671.
28. Monkhorst H. J., Pack J. D. Special points for Brillouin-zone integrations // *Phys. Rev. B*. 1972. V. 13. P. 5188.
29. Blöchl P. E. Projector augmented-wave method // *Phys. Rev. B*. 1994. V. 50. P. 17953—17979. <https://doi.org/10.1103/PhysRevB.50.17953>
30. Kresse G., Joubert D. From Ultrasoft Pseudopotentials to the Projector Augmented-Wave Method // *Phys. Rev. B*. 1999. V. 59. № 3. P. 1758—1775. DOI:10.1103/PhysRevB.59.1758
31. Kresse G., Hafner J. Ab Initio Molecular Dynamics for Liquid Metals // *Phys. Rev. B*. 1993. V. 47. № 1. P. 558—561. DOI:10.1103/PhysRevB.47.558
32. Kresse G., Hafner J. Ab Initio Molecular-Dynamics Simulation of the Liquid-Metal-Amorphous-Semiconductor Transition in Germanium // *Phys. Rev. B*. 1994. V. 49. № 20. P. 14251—14269. DOI:10.1103/PhysRevB.49.14251
33. Kresse G., Furthmüller J. Efficient Iterative Schemes for Ab initio Total-Energy Calculations Using a Plane-Wave Basis Set // *Phys. Rev. B*. 1996. V. 54. P. 11169—11187. <http://dx.doi.org/10.1103/PhysRevB.54.11169>
34. Береснев А. Г., Кобелева В. Г., Логунов А. В., Логачева А. И., Логачев А. В., Разумовский И. М., Соколов В. С. Жаропрочный титановый сплав. Патент РФ № 2396366. Бюлл. изобретений. 2010, № 22.
35. Логачев И. А. Исследование режима легирования и процесса плавки жаропрочного титанового сплава СТ6У с целью совершенствования технологии и повышения служебных характеристик готового изделия: дисс. ... канд. тех. наук. — М.: МИСиС, 2014. — 150 с.
36. Береснев А. Г., Логунов А. В., Логачева А. И., Разумовский И. М. Порошковые и гранульные материалы // *Технология металлов*. 2009. № 12. С. 24—37.
37. Bokstein B. S., Nikolsky G. S., Smirnov A. N. GRAIN BOUNDARY SEGREGATION OF SB IN CU-SB ALLOYS // *Phys. Met. Metallogr.* 1991. V. 72. № 2. — 142 p.
38. Harrison L. Influence of dislocations on diffusion kinetics in solids with particular reference to the alkali halides // *Trans. Faraday Soc.* 1961. V. 57. P. 1191—1199.
39. Bokstein B. S., Razumovskii I. M. Grain Boundary Diffusion and Segregation in Interstitial Solid Solutions Based on BCC Transition Metals: Carbon in Niobium // *INTERFACE SCIENCE*. 2003. № 11. P. 41—49.
40. Razumovskiy V. I., Divinski S. V., Romaner L. Solute segregation in Cu: DFT vs. Experiment // *Acta Materialia*. 2018. V. 147. P. 122—132.
41. Strudel J.-L. Mechanical properties of multiphase alloys: Physical metallurgy / Ed. by Cahn R. W., Haasen P. — Netherlands. Elsevier Science, 1996. V. III. P. 2105—2206. <https://doi.org/10.1016/B978-044489875-3/50030-2>
42. Колачев Б. А., Елагин В. И., Ливанов В. И. Металловедение и термическая обработка цветных металлов и сплавов. — М.: МИСиС, 2005. — 432 с.
43. Быков Ю. Г., Разумовский И. М. Исследование влияния дисперсности микроструктуры на механические свойства жаропрочного никелевого сплава // *Перспективные материалы*. 2010. № 1. С. 10—15.
44. Razumovskii I. M., Bykov Y. G., Beresnev A. G., Poklad V. A., Razumovskiy V. I. Effect of the Particle Size of γ' Phase on the Mechanical Properties of Ni base Superalloy // *Advanced Mat. Research*. 2011. V. 278. P. 96—101.
45. Береснев А. Г., Маринин С. Ф., Разумовский И. М., Бутрим В. Н., Тихонов А. А. Горячее изостатическое прессование монокристаллических лопаток газотурбинных двигателей с защитными композиционными покрытиями // *Конструкции из композиционных материалов*. 2014. № 2. С. 20—23.
46. Абраимов Н. В., Елисеев Ю. С. Химико-термическая обработка жаропрочных сталей и сплавов. — М.: Интернет Инжиниринг, 2001. — 622 с.
47. Арзамасов Б. Н. Химико-термическая обработка металлов в активизированных газовых средах. — М.: Машиностроение, 1979. — 224 с.
48. Тамарин Ю. А. Жаростойкие диффузионные покрытия лопаток ГТД. — М.: Машиностроение, 1979. — 136 с.
49. Береснев А. Г. Влияние горячего изостатического прессования на структуру и свойства литых поликристаллических лопаток газотурбинных двигателей из жаропрочных никелевых сплавов // *Металлы*. 2012. № 3. С. 48—56.
50. Абраимов Н. В., Терехин А. М., Шкретов Ю. П. Структурные изменения в алюминидном покрытии на сплаве ЖС32 при баротермической обработке // *Коррозия: материалы, защита*. 2008. № 9. С. 23—29.
51. Каблов Е. Н. Настоящее и будущее аддитивных технологий // *Металлы Евразии*. 2017. № 1. С. 2—6.
52. Логачева А. И., Сентюрина Ж. А., Логачев И. А. Аддитивные технологии производства ответственных изделий из металлов и сплавов // *Перспективные материалы*. 2015. № 5. С. 5—15.
53. Зленко М. А., Попович А. А., Мутылина И. Н. Аддитивные технологии в машиностроении. — С-Петербург: СПбГУ, 2013. — 221 с.
54. Береснев А. Г., Разумовский И. М. Горячее изостатическое прессование для аддитивного производства // *Аддитивные технологии*. 2017. № 4. С. 50—54.
55. Береснев А. Г., Разумовский И. М. Горячее изостатическое прессование изделий, получаемых с помощью аддитивных технологий: сб тез. Междунар. конф. "Синтез и консолидация порошковых материалов". 23—26 октября 2018 г., Черноголовка. — М.: ТОРУС ПРЕСС, 2018. С. 193—199. DOI: 10.30826/SCPM2018042
56. Morokoshi S., Masao H., Yagura H., Yamamoto Y., Fujikawa T. Mechanical Properties of Ti-6Al-4V Materials Prepared by Additive Manufacturing Technology and HIP Process: Proc. 11th Int. Conf. on Hot Isostatic Pressing. 2014, Stockholm. P. 398—404.
57. Оспенникова О. Г., Мин Л. Г., Роголев А. М., Вадеев В. Е. Исследование химического состава, структуры и механических свойств сплава ЭП648, полученного методами деформации, литья по выплавляемым моделям и селективного лазерного сплавления // *Вопросы материаловедения*. 2020. № 1. С. 44—54.

Current trends in the development of powder metallurgy: design and production of heat-resistant alloys

¹I. M. RAZUMOVSKII, ¹A. I. LOGACHEVA, ¹A. G. BERESNEV, ¹I. A. LOGACHEV,
^{1,2}M. I. RAZUMOVSKY, ^{1,3}S. S. MAR'IN

¹Joint-Stock Company "Kompozit", Korolev, Moscow Region, Russia

²National University of Science and Technology "MISIS", Moscow, Russia

³Leonov Moscow Region University of Technology, Korolev, Moscow Region, Russia

The results of the modern theory of alloying powder alloys and the effectiveness of the application of methods of numerical processing of microstructure images for the creation of new heat-resistant alloys are analyzed. In the field of alloy alloying theory, the main attention is paid to the principles of local changes in the chemical composition of grain boundaries (GB) in the compacted state to increase the cohesive strength of the boundaries. The article describes the methodology for calculating and experimentally determining the segregation coefficient of alloying elements and impurities on GB and the principles for selecting "low-alloying" elements that strengthen GB in alloys. As an example of the use of the theory, the results of tests of an experimental titanium alloy are given. It is shown that the quantitative analysis of the microstructure image in a scanning electron microscope allows optimizing the parameters of the γ – γ' -microstructure and increasing the durability and low-cycle fatigue of the powder alloy EP741NP. Special attention is paid to the quantitative analysis of micro porosity characteristics in protective coatings and the structure of objects obtained using additive technologies.

Keywords: powder metallurgy, heat-resistant alloys, alloying theory, grain boundaries, pores, coatings, additive objects.

Исследование возможности диагностики качества композитных конструкций встроенными волоконно-оптическими датчиками на основе волоконных брэгговских решеток

М. Ю. ФЕДОТОВ, канд. техн. наук
Российская инженерная академия, Москва, Россия

О. Н. БУДАДИН, д-р техн. наук; С. О. КОЗЕЛЬСКАЯ, канд. техн. наук
АО «Центральный научно-исследовательский институт специального машиностроения», г. Хотьково,
Московская обл., Россия

С. А. ВАСИЛЬЕВ, канд. физ.-мат. наук
Научный центр волоконной оптики имени Е. М. Дианова РАН, Москва, Россия

Рассмотрены особенности реализации систем оптического встроенного контроля конструкций из полимерных композиционных материалов (ПКМ) интегрированными волоконно-оптическими датчиками (ВОД) на основе волоконных брэгговских решеток (ВБР). Описана методология оптического контроля деформации и температуры углепластиков, а также показана возможность одновременного контроля этих параметров с учетом реальных условий эксплуатации. Экспериментально подтверждено, что интеграция ВОД в структуру материала конструкции на стадии изготовления позволяет реализовать возможность непрерывного контроля деформации и температуры в процессе стендовых испытаний на статические и динамические нагрузки, а в перспективе позволит осуществлять контроль в течение всего жизненного цикла работы изделия.

Ключевые слова: конструкции из углепластиков, система контроля и диагностики, волоконно-оптические датчики, волоконные брэгговские решетки, деформация, температура.

Внедрение в изделия авиационной, строительной, специальной и иной техники ПКМ и технологий их переработки [1, 2] приводит к необходимости обеспечения определенного уровня безопасности эксплуатации изделий, что требует разработки систем контроля технического состояния, позволяющих проводить контроль в режиме реального времени или с заданной частотой опроса. Создание систем контроля и диагностики качества композитных конструкций является неотъемлемой частью при разработке, проектировании и серийном производстве композитных изделий как гражданского, так и двойного назначения.

На практике при проведении регламентных работ и технического обслуживания крупногабаритных композитных конструкций используют вследствие их простоты и надежности классические методы неразрушающего контроля (НК), например ультразвуковой контроль (УЗК), по результатам которого определяют общую картину, характеризующую возникновение и рост дефектов в процессе эксплуатации изделия и позволяющую оценить возможность его дальнейшей эксплуатации. Такой подход весьма трудоемок и требует как привлечения квалифицированных специалистов, так и использования соответствующего оборудования. При этом возникает ряд проблем, связанных с невозможностью контроля труднодоступных мест, а также с отсутствием возможности проведения контроля в процессе эксплуатации, что влияет на качество и достоверность контроля, так как фактическое состояние объекта контроля в значительной степени зависит от соответствующих эксплуатационных факторов.

Вместе с тем внедрение инновационных подходов, связанных, например, с созданием интегрированных в композитные конструкции квазираспределенных волоконно-оптических систем [3, 4] для диагностики технического состояния в процессе

Федотов Михаил Юрьевич, руководитель проектов.

E-mail: fedotovmyu@gmail.com

Будадин Олег Николаевич, главный научный сотрудник.

E-mail: oleg.budadin@yandex.ru

Козельская Софья Олеговна, старший научный сотрудник.

E-mail: kozelskaya.sofik1977@yandex.ru

Васильев Сергей Александрович, заведующий лабораторией "Волоконная оптика".

E-mail: sav@fo.gpi.ru

Статья поступила в редакцию 11 февраля 2021 г.

© Федотов М. Ю., Будадин О. Н., Козельская С. О.,
Васильев С. А., 2021

эксплуатации, осуществляется довольно медленно, что связано со сложностью поставленной задачи. Однако с учетом активного развития элементной базы и информационных технологий, позволяющих реализовывать алгоритмы обработки большого количества данных НК, применение указанных подходов становится все более актуальным и практически значимым.

В данной работе представлены современное состояние и проводимые исследования в области оптического НК и диагностики качества углепластиковых конструкций интегрированными ВОД на основе ВБР. Рассмотрены основные расчётные соотношения. Приведены наиболее значимые результаты экспериментальных исследований, проведенных авторами по контролю напряженно-деформированного состояния образцов углепластиков при статическом и динамическом нагружении.

Состояние системы оптического контроля и диагностики качества углепластиковых конструкций интегрированными ВОД на основе ВБР

За рубежом такие системы контроля и диагностики (технология Structural Health Monitoring) активно развиваются, однако информация об их внедрении в серийные изделия отсутствует, что, по мнению авторов, связано с тем, что данные технологии контроля могут иметь двойное назначение. Так, Национальным управлением по авиации и исследованию космического пространства (NASA, США) разработана концепция комплексной системы мониторинга состояния вооруженных сил IVHM (Integrated Vehicle Health Management) [5].

В период 2011—2015 гг. в рамках программы FP7-AAT-2011-RTD-1 успешно реализован международный проект SARISTU (Smart Intelligent Aircraft Structures) по разработке "умных" композитных конструкций авиакосмического назначения [6], общее руководство которым осуществляла фирма Airbus (Франция). Участником данного проекта со стороны РФ выступал ФГУП "ЦАГИ" ГНЦ РФ [7]. В рамках данного комплексного проекта выполнена опытно-конструкторская работа, посвященная отработке, оптимизации и внедрению интегрированной волоконно-оптической системы контроля высоконагруженных композитных конструкций крыла и фюзеляжа. Руководство данным направлением работ осуществляла фирма Integrated Aerospace Sciences Corporation (INASCO, Греция).

Фирма Embraer S. A. (Бразилия) разработала и запатентовала комплексную систему диагностики

летательного аппарата [8]. Система включает массив датчиков, построенных на различных физических принципах. При этом именно ВОД на основе ВБР отведена функция мониторинга нагрузок, возникающих как при статическом, так и при одновременном ресурсном нагружении.

Широко известны работы фирмы Luna Innovations (США), проводимые совместно с Ленглийским научно-исследовательским центром НАСА и фирмой Modern Machine & Tool Company (США) [9]. Отметим, что компания Luna Innovations в 2018 г. приобрела компанию Micron Optics (США), являющуюся одним из основных разработчиков инновационных волоконно-оптических технологий, используемых в авиационной, космической, автомобильной и других отраслях промышленности [10].

В России также проводят масштабные исследования в данном направлении. Так, в АО "ЦНИИИМ" разработан способ диагностики надежности и оценки предельного ресурса эксплуатации многослойных композитных конструкций [11]. В монографии, изданной Санкт-Петербургским государственным образовательным центром Минатома России, приведены основные данные по ВОД физических величин, а также интеллектуальным информационно-измерительным приборам и системам, в том числе для мониторинга композитных конструкций и сложных технических систем специального назначения [12]. Большой объем научно-практических работ проведен компанией ООО "НИЦ ИРТ" [12, 14]. Разработки волоконно-оптических систем контроля и диагностики качества композитных конструкций различного назначения по состоянию на начало 2021 г. также ведутся в АО "Композит", ФГУП "ЦАГИ" ГНЦ РФ, ФГУП "ВИАМ" ГНЦ РФ, ПАО "Компания Сухой", ПАО "Туполев", ООО Московский завод "Физприбор", ООО "Инверсия-Сенсор", Российской инженерной академии, НЦВО РАН, ООО "Инновационное предприятие "НЦВО—Фотоника", ИАиЭ СО РАН, ФГУП "СибНИА", ФГБОУ ВО МГТУ им. Н. Э. Баумана, ФГБОУ ВО ПНИПУ и других организациях.

Таким образом, данное направление науки и техники является актуальным и востребованным, а внедрение волоконно-оптических технологий в изделия техники открывает новые возможности для обеспечения их непрерывного контроля и безопасности эксплуатации.

Теоретические аспекты оптического контроля композитных конструкций волоконно- оптическими датчиками на основе ВБР

Рассмотрим основные расчетные соотношения, описывающие процесс контроля композитных

конструкций с помощью интегрированных на стадии изготовления материала ВОД на основе ВБР. ВБР представляет собой сложную пространственную структуру, сформированную на участке волоконного световода (ВС) с геометрической длиной, как правило, от 1 до 10 мм.

ВБР с постоянным периодом Λ в соответствии с условием фазового синхронизма отражает распространяющееся по сердцевине ВС излучение на резонансной длине волны [125]:

$$\lambda_B = 2n_{ef}\Lambda, \quad (1)$$

где $n_{ef} \approx 1,45$ — эффективный показатель преломления основной моды ВС;

λ_B — резонансная длина волны ВБР, которая для современных систем измерения на основе ВБР, как правило, находится в диапазоне 1,5—1,6 мкм.

Данное соотношение справедливо для ВБР, как находящихся в свободном состоянии, так и интегрированных в ПКМ.

Изменение температуры участка световода, содержащего ВБР, или его деформация изменяют период решетки и эффективный показатель преломления основной моды ВС, входящие в уравнение (1). Основные соотношения, описывающие спектральное изменение λ_B вследствие таких воздействий, приведены, например, в работе [16]. Далее рассмотрим наиболее важные из них, в том числе необходимые для более полного понимания рассматриваемых авторами задач.

Раскладывая (1) в ряд Тейлора с точностью до первого члена, спектральное смещение резонансной длины волны ВБР в окрестности точки $\lambda_B(\epsilon_0, T_0)$ запишем в виде

$$\Delta\lambda_B = \lambda_B(\epsilon, T) - \lambda_B(\epsilon_0, T_0) \approx \frac{\partial\lambda_B}{\partial\epsilon}\Delta\epsilon + \frac{\partial\lambda_B}{\partial T}\Delta T, \quad (2)$$

где $\Delta\epsilon = \epsilon - \epsilon_0$ — изменение величины деформации относительно ее исходного значения;

$\Delta T = T - T_0$ — разность температур.

Преобразуя (2) с учетом (1), получим

$$\begin{aligned} \frac{\Delta\lambda_B}{\lambda_{B0}}(\Delta\epsilon, \Delta T) &= \left(\frac{1}{n_{ef}^0} \frac{\partial n_{ef}}{\partial\epsilon} + \frac{1}{\Lambda_0} \frac{\partial\Lambda}{\partial\epsilon} \right) \Delta\epsilon + (\xi + \alpha) \Delta T; \\ \xi &= \frac{1}{n_{ef}^0} \frac{\partial n_{ef}}{\partial T}; \\ \alpha &= \frac{1}{\Lambda_0} \frac{\partial\Lambda}{\partial T}, \end{aligned} \quad (3)$$

где ξ и α — коэффициенты фотоупругости и линейного температурного расширения (КЛТР) материала ВС соответственно.

Отметим, что для кварцевых ВС температурная чувствительность ВБР определяется коэффициентом фотоупругости ($\xi \approx 6 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$), который на порядок превосходит КЛТР ($\alpha \approx 0,50 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$).

В выражении (3) введем следующие обозначения:

$$\begin{aligned} K_\epsilon^0 &= \frac{1}{n_{ef}^0} \frac{\partial n_{ef}}{\partial\epsilon} + \frac{1}{\Lambda_0} \frac{\partial\Lambda}{\partial\epsilon} = \\ &= 1 - \frac{(n_{ef}^0)^2}{2} [p_{12} - \nu(p_{11} + p_{12})]; \\ K_T^0 &= \xi + \alpha, \end{aligned} \quad (4)$$

где K_ϵ^0 — коэффициент чувствительности ВБР к механическим деформациям, ppm/ $\mu\epsilon$ ($\mu\epsilon$ (micro-strain) — единица измерения деформации в отношении один к миллиону ($1 \mu\epsilon = 1 \text{ мкм/м}$), которую довольно удобно использовать на практике в рассматриваемой области);

K_T^0 — коэффициент чувствительности ВБР к температуре, ppm/K (ppm (partpermillion) — сдвиг длины волны в миллионных долях длины волны; единица измерения, которую довольно удобно использовать на практике);

p_{11} ; p_{12} — коэффициенты Поккельса упруго-оптического тензора;

ν — коэффициент Пуассона оптического волокна.

Коэффициенты Поккельса кварцевого стекла составляют $p_{11} \approx 0,113$ и $p_{12} \approx 0,252$, коэффициент Пуассона $\nu = 0,16$ [17—19].

Таким образом, типичные значения коэффициента чувствительности ВБР к температуре составляют $(6,5 \pm 0,2)$ ppm/K в зависимости от производителя ВС, значения коэффициента чувствительности ВБР к деформации — $(0,78 \pm 0,2)$ ppm/ $\mu\epsilon$.

С учетом (4) перепишем (3) в более удобной форме:

$$\frac{\Delta\lambda_B}{\lambda_{B0}}(\Delta\epsilon, \Delta T) = K_\epsilon^0 \Delta\epsilon + K_T^0 \Delta T. \quad (5)$$

Отметим, что данные материалы при создании систем встроенной диагностики композитных конструкций фактически работают в упругой зоне (пластическая деформация практически отсутствует). Предельные значения относительных деформаций обычно варьируются в диапазоне 1—1,5 % в зависимости от конкретного материала. Рабочая температура для данного класса материалов (высокотемпературные в расчет не берем) составляет 80—120 °С. Таким образом, описанная линейная модель может успешно применяться для

реализации оптической системы встроенного контроля. Для повышения точности измерений в процессе контроля композитных конструкций, как монолитных, так и трехслойных, имеющих сложную схему армирования и работающих в реальных условиях эксплуатации, целесообразно использовать нелинейную (квадратичную) модель:

$$\begin{aligned}\frac{\Delta\lambda_B}{\lambda_B^0} &\approx K_\varepsilon \Delta\varepsilon + K_T \Delta T + K_{\varepsilon T} \Delta\varepsilon \Delta T; \\ K_\varepsilon &= K_\varepsilon^0 (1 + K_\varepsilon^1 \Delta\varepsilon); \quad K_T = K_T^0 (1 + K_T^1 \Delta T); \\ K_\varepsilon^0 &= \frac{1}{\lambda_B^0} \frac{\partial \lambda_B}{\partial \varepsilon}; \quad K_T^0 = \frac{1}{\lambda_B^0} \frac{\partial \lambda_B}{\partial T}; \\ K_\varepsilon^1 &= \frac{1}{2\lambda_B^0 K_\varepsilon^0} \frac{\partial^2 \lambda_B}{\partial \varepsilon^2}; \quad K_T^1 = \frac{1}{2\lambda_B^0 K_T^0} \frac{\partial^2 \lambda_B}{\partial T^2}; \\ K_{\varepsilon T} &= \frac{1}{\lambda_B^0} \left(\frac{\partial^2 \lambda_B}{\partial \varepsilon \partial T} \right).\end{aligned}\quad (6)$$

По данным авторов, для ВБР, находящейся в свободном состоянии, сформированной на BCSCMF-28 после низкотемпературной водородной обработки, значения приведенных в (6) коэффициентов при $\varepsilon_0 = 0$ и $T_0 = 25^\circ\text{C}$ составляют:

$$\begin{aligned}K_\varepsilon^0 &= (0,800 \pm 0,003) [\text{ppm} / \mu\varepsilon]; \\ K_\varepsilon^1 &= (0,6 \pm 0,3) \cdot 10^{-6} [1 / \mu\varepsilon]; \\ K_T^0 &= (6,65 \pm 0,2) [\text{ppm} / \text{K}]; \\ K_T^1 &= (7 \pm 1) \cdot 10^{-4} [1 / \text{K}]; \\ K_{\varepsilon T} &\approx -1 \cdot 10^{-4} [\text{ppm} / (\mu\varepsilon \cdot \text{K})],\end{aligned}\quad (7)$$

где $K_{\varepsilon T}$ — перекрестный коэффициент чувствительности ВБР, характеризующий величину изменения деформационной чувствительности при изменении температуры, и наоборот.

На практике в случае, если колебания температуры составляют 100 К и более, учет нелинейного температурного коэффициента имеет большое значение. При этом отклонение фактической (нелинейной) зависимости от линейной составляет около 7 %.

Если реальная конструкция подвергается одновременно механическому и тепловому воздействию, это, безусловно, необходимо учитывать при проведении оптического контроля. Вопросы учета температурного воздействия при механическом воздействии на композитные конструкции освещены в [20—22]. Среди относительно простых и практически реализуемых методов можно отметить следующие:

- внешнего ВОД, на который воздействует только температура;

- двух волокон с различной чувствительностью с записанными ВБР.

Рассмотрим их более подробно. Если объект имеет сравнительно небольшую толщину, а его температура может быть определена внешним ВОД, который не подвергается внешнему механическому воздействию, уравнение (5) может быть записано в виде

$$\Delta\varepsilon = \frac{1}{K_\varepsilon^0} \left(\frac{\Delta\lambda_B}{\lambda_{B0}} - K_T^0 \Delta T \right). \quad (8)$$

Однако данный метод при всей своей простоте имеет целый ряд ограничений. В том числе его нецелесообразно использовать для контроля разнотолщинных конструкций, а также в случае наличия температурных градиентов.

Для одновременного измерения обоих параметров оптического контроля (деформации и температуры) композитных конструкций наиболее целесообразно использовать метод двух волокон. Так, для реализации метода двух волокон, когда две ВБР расположены в единой локальной области, но имеют различия в деформационной и/или температурной чувствительности, уравнение (5) примет вид [23—25]:

$$\begin{bmatrix} \Delta\lambda_{B1} / \lambda_{B1} \\ \Delta\lambda_{B2} / \lambda_{B2} \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} K_{\varepsilon 1} & K_{T1} \\ K_{\varepsilon 2} & K_{T2} \end{bmatrix} \times \begin{bmatrix} \Delta\varepsilon \\ \Delta T \end{bmatrix} = \bar{K} \begin{bmatrix} \Delta\varepsilon \\ \Delta T \end{bmatrix}. \quad (9)$$

Очевидно, что в случае постоянных коэффициентов K система может быть решена аналитически, если определитель матрицы отличен от нуля ($\det(\bar{K}) \neq 0$):

$$\begin{bmatrix} \Delta\varepsilon \\ \Delta T \end{bmatrix} = \bar{K}^{-1} \begin{bmatrix} \Delta\lambda_{B1} / \lambda_{B1} \\ \Delta\lambda_{B2} / \lambda_{B2} \end{bmatrix}. \quad (10)$$

Обратная матрица в данном случае выражается уравнением

$$\bar{K}^{-1} = \frac{1}{\det(\bar{K})} \begin{bmatrix} K_{T2} & -K_{T1} \\ -K_{\varepsilon 2} & K_{\varepsilon 1} \end{bmatrix}. \quad (11)$$

Из (11) следует, что при $\det(\bar{K}) \rightarrow 0$ возрастает погрешность при определении деформации и температуры. В более строгом виде оценка погрешности формализуется введением понятия числа обусловленности матрицы Ω , которое характеризует, во сколько раз возрастает погрешность определения деформации и температуры при пересчете первичных данных контроля в виде измеренных значений изменения резонансных длин волн ВБР.

Число обусловленности Ω матрицы \bar{K} является произведением норм прямой и обратной матриц и в отличие от детерминанта не имеет размерности и не зависит от используемых единиц измерения [24]:

$$\Omega = \|\bar{K}\| \cdot \|\bar{K}^{-1}\|. \quad (12)$$

Минимальное число обусловленности $\Omega = 1$ реализуется для единичной матрицы. Однако на практике для реальных конструкций в схемах с двумя ВБР число обусловленности во много раз больше [24]. Отметим, что при использовании метода двух волокон задача сводится к тому, чтобы спектральный отклик решеток существенно различался при изменении температуры или при приложении деформации, величины которых требуется измерить.

Результаты экспериментов и их обсуждение

В качестве ВОД, интегрируемых в образцы из ПКМ, применяли одномодовые кварцевые ВС типа SMF-28 с предварительным снятием защитного акрилатного покрытия на участке, предназначенном для записи ВБР. Запись ВБР проводили на лабораторной установке, основанной на применении интерферометра Ллойда [26]. Затем ВБР подвергали контролируемому тепловому воздействию для обеспечения стабильности оптических характеристик при воздействии технологических режимов формования и других эксплуатационных факторов.

Для проведения исследований были собраны пакеты препрега из эпоксидного углепластика на основе однонаправленной углеродной ленты ЭЛУР-П и эпоксидного связующего растворного типа ЭНФБ-2М размером $300 \times 300 \times 2,5$ мм со схемой армирования слоев $[0]_n$. Между центральными слоями препрега были интегрированы ВОД. Далее по штатному для данного материала технологическому режиму методом автоклавного формования изготавливали плиты, из которых вырезали опытные образцы размером $250 \times 10 \times 2,5$ мм в количестве 10 штук для проведения испытаний на статическое растяжение по ГОСТ 25.601-80 при постоянной температуре 23°C с одновременным контролем деформаций вплоть до разрушения.

Контроль образцов из углепластика ЭЛУР-П/ЭНФБ-2М при статическом растяжении проводили совместно с НЦВО РАН. В качестве устройства опроса ВОД использовали универсальный регистрирующий модуль (УРМ) FIU-44.1.55-40Er-A разработки ООО "Инновационное предприятие

"НЦВО-Фотоника" (РФ) на базе мини-спектрометра Ibsen I-MON (фирма Ibsen Photonics, Дания), широкополосного источника света в диапазоне длин волн от 1510 до 1595 нм и встроенного программного обеспечения анализа данных от ВОД.

Для проведения испытаний на статическое растяжение на все образцы с помощью клея ВК-36 методом горячего формования наклеивали накладки из стеклотекстолита, после чего каждый образец размещали в захватах испытательной машины LFM-250, выводы ВОД подключали к УРМ и проводили статическое нагружение на растяжение.

На рис. 1 приведена корреляционная зависимость относительного изменения резонансных длин волн ВБР, интегрированных в образцы из углепластика, полученная при испытаниях на статическое растяжение и от деформации.

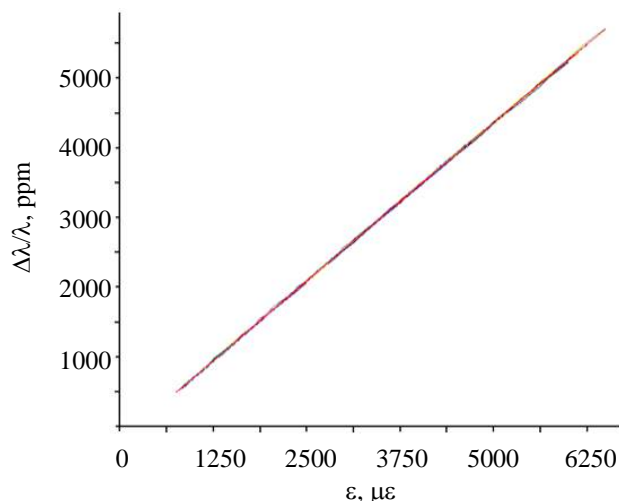


Рис. 1. Корреляционная зависимость относительного изменения резонансных длин волн ВБР, интегрированных в образцы из эпоксидного углепластика ЭЛУР-П/ЭНФБ-2М, полученная при испытаниях на статическое растяжение и от деформации

Из рис. 1 видно, что графики для всех 10 образцов имеют линейный характер и фактически совпадают, что говорит о качестве и монолитности материала, а также о совместной работе датчика в составе конструкции. Полученное экспериментально значение деформационного коэффициента чувствительности составляет приблизительно $0,8 \text{ ppm}/\mu\epsilon$, что подтверждает эффективность применения линейной модели оптического контроля.

На практике важно не только получать достоверную информацию при механическом воздействии, но и учитывать возможность изменения температуры в процессе эксплуатации. Для проведения контроля деформации при различных фиксированных температурах из эпоксидного углепластика на основе среднемодульного угле-

родного жгута IMS65 24K и эпоксидного клеевого связующего изготавливали аналогичные образцы с интегрированными ВОД в количестве 10 штук и испытывали их на статическое растяжение по ГОСТ 25.601-80 при температурах 30, 40 и 50 °C. Как и в предыдущем случае, на исследуемые образцы наклеивали накладки из стеклотекстолита.

Образцы из эпоксидного углепластика с интегрированными ВОД закрепляли в захватах испытательной машины LFM-250, оборудованной термокамерой. Выводы ВОД подключали к УРМ. Нагружение образцов осуществляли в диапазоне от 0 до 5000 Н с шагом 1000 Н при различных значениях температуры в термокамере. В процессе проведения испытаний с помощью специализированного программного обеспечения осуществляли непрерывную запись показаний от ВОД.

На рис. 2 представлена экспериментальная корреляционная зависимость резонансной длины волны ВОД на основе ВБР в составе эпоксидного углепластика от нагрузки при различных фиксированных значениях температуры.

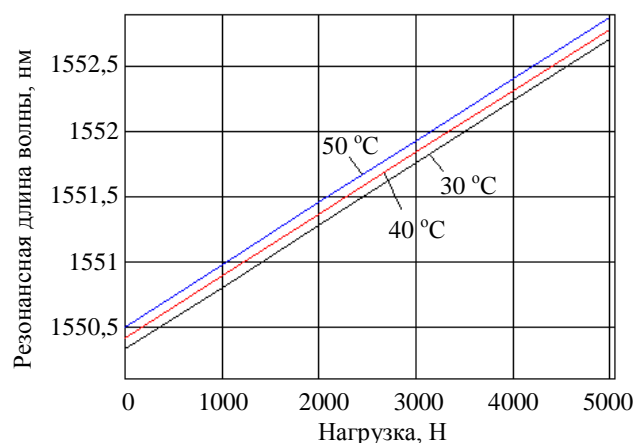


Рис. 2. Корреляционная зависимость резонансной длины волны ВОД на основе ВБР в составе эпоксидного углепластика от нагрузки при различных фиксированных значениях температуры

Из рис. 2 видно, что зависимость резонансной длины волны ВОД от нагрузок в диапазоне от 0 до 5000 Н при различных температурах носит линейный характер. В то же время при повышении температуры происходит равномерное смещение данной кривой по оси ординат в сторону увеличения резонансной длины волны ВОД, что, в свою очередь, в случае отсутствия термокомпенсации приводит к неверному определению значений деформаций, возникающих от нагрузок. Поэтому в целях повышения качества контроля ПКМ с помощью ВОД целесообразно применять соответствующие методы термокомпенсации или осуществлять одновременное измерение деформации

и температуры, например используя метод двух волокон.

Выводы

Показано, что работы по созданию систем оптического контроля композитных конструкций интегрированными ВОД актуальны как в РФ, так и за рубежом, о чем свидетельствуют результаты масштабных исследований, проводимых в этом направлении. Описаны теоретические аспекты контроля композитных конструкций, приведены линейная и квадратичная модели их оптического контроля, определены численные значения деформационных и температурных коэффициентов для свободных ВБР.

Установлено, что теоретические значения коэффициентов чувствительности образцов из эпоксидного углепластика ЭЛУР-П/ЭНФБ-2М хорошо соотносятся с экспериментальными данными на партии из 10 образцов и их можно использовать для контроля композитных конструкций в реальных условиях эксплуатации.

Исследования по оптическому контролю партии образцов из эпоксидных углепластиков при испытаниях на растяжение при различных фиксированных температурах также подтвердили эффективность применения линейной модели контроля, адаптация которой под конкретные материалы и условия эксплуатации позволяет повысить качество и достоверность результатов контроля.

ЛИТЕРАТУРА

1. Иванов Л. А., Деменев А. В., Муминова С. Р. Изобретения в области нанотехнологий, направленные на решение практических задач. Ч. II // Нанотехнологии в строительстве. 2019. Т. 11. № 2. С. 175—185. DOI: 10.15828/2075-8545-2019-11-2-175-185.
2. Иванов Л. А., Деменев А. В., Писаренко Ж. В., Ванг Ц. Изобретения, основанные на использовании нанотехнологий, позволяют получить принципиально новые технические результаты. Ч. III // Нанотехнологии в строительстве. 2020. Т. 12. № 3. С. 140—146. DOI: 10.15828/2075-8545-2020-12-3-140-146.
3. Васильев С. А., Медведков О. И., Королев И. Г., Дианов Е. М. Фотоиндуцированные волоконные решетки показателя преломления и их применения // Фотон-Экспресс — Наука. 2004. № 6. С. 163—183.
4. Варжель С. В. Волоконные брэгговские решетки. — СПб: Университет ИТМО, 2015. — 65 с.
5. Research and technology goals and objectives for integrated vehicle health management (IVHM) Technical Report NASA-CR-192656, Doc. ID 19930013844, NASA, USA (1992). — 32 p.
6. Wölcken P. C., Papadopoulos M. Smart Intelligent Aircraft Structures (SARISTU) Proceedings of the Final Project Conference 2016. — 1039 p. DOI 10.1007/978-3-319-22413-8. URL: <https://www.springer.com/gp/book/9783319224121#aboutBook> (дата обращения: 09.02.2021).

7. Европейские партнеры испытывают "умные" крылья самолетов в Подмоскowie [Электронный ресурс]. URL: <https://regnum.ru/news/polit/1824673.html> (дата обращения: 09.02.2021).
8. **Da Silva P. A., Dotta F., Rulli R. P. et al.** Integrated system and methods for management and monitoring of vehicles. Patent 3096123 EP: G01M 5/00 / Embraer S.A. (BR). № 16170074.5. Deel. 19.05.2015. Publ. 23.11.2016.
9. **Childers B. A., Froggatt M. E., Allison S. G., Moore Sr. T. C., Hare D. A., Batten C. F., Jegley D. C.** Use of 3000 Bragg Grating Strain Sensors Distributed on Four Eight-Meter Optical Fibers During Static Load Tests of a Composite Structure // Proc. Smart Structures and Materials 2001: Industrial and Commercial Applications of Smart Structures Technologies. 2001. P. 133—142.
10. Luna Innovations Acquires Micron Optics, A Leader in Optical Measurement Technology [Электронный ресурс]. URL: <https://lunainc.com/luna-innovations-acquires-micron-optics-leader-optical-measurement-technology/> (дата обращения: 09.02.2021).
11. **Будадин О. Н., Кульков А. А., Козельская С. О. и др.** Способ диагностики надежности и предельного ресурса эксплуатации многослойных конструкций из композитных материалов. Патент 2633288 RU: G01N 25/72 / АО "ЦНИИИМ" (RU). № 2016126818. Заявл. 04.07.2016. Опубл. 11.10.2017. Бюл. № 29. — 40 с.
12. **Буймистрюк Г. Я.** Информационно-измерительная техника и технология на основе волоконно-оптических датчиков и систем. — СПб: ИВА — ГРОЦ Минатома, 2005. — 191 с.
13. **Lvov N. L., Khabarov S. S., Todorov A. V. et al.** Versions of fiber-optic sensors for monitoring the technical condition of aircraft structures // Civil Engineering Journal. 2018. V. 4. № 12. P. 2895—2902.
14. **Lvov N. L., Khabarov S. S., Gavrikov M. Yu.** Creation of an integrated system for monitoring the technical condition of high-quality helicopter units based on fiber-optic technology // International J. Engineering & Technology. 2017. V. 5. P. 1162—1166.
15. **Kogelnik H.** Theory of optical-waveguides in guided wave optoelectronics. Part of the Springer Series in Electronics and Photonics book series (SSEP). — Springer-Verlag, Berlin, 1988. V. 26. P. 7—88.
16. **Botsis J.** Fiber Bragg grating applied to in situ characterization of composites // Wiley Encyclopedia of Composites. 2011. P. 1—15.
17. **Bertholds A., Daendliker R.** Determination of the individual strain-optic coefficients in single-mode optical fibers // J. Lightwave Technol. 1988. V. 6. P. 17—20.
18. **Lagakos N., Bucaro J., Jarzynski J.** Temperature-induced optical phase shifts in fibers // Appl. Opt. 1981. V. 20. P. 2305—2308.
19. **Leduc D., Lecieux Y., Morvan P.-A., Lupi C.** Architecture of optical fiber sensor for the simultaneous measurement of axial and radial strains // Smart Mater. Struct. 2013. V. 22. — 9 p. <https://hal.archives-ouvertes.fr/hal-01005277>
20. **Tsai H., Jang W., Yeh F.** Central wavelength tunable mechanism for temperature compensated package of fiber Bragg gratings // IEEE Trans. Adv. Pack. 2001. V. 24. № 1. P. 86—90.
21. **Udd E., Schultz W., Seim J., Nelson D., Makino A.** Transverse Fiber Grating Strain Sensors Based on Dual Overlaid Fiber Gratings on Polarization Preserving Fibers // SPIE Proc. 1998. V. 3330. P. 253—263.
22. **Haran F. M., Rew J. K., Foote P. D.** A Fibre Bragg Grating Strain Gauge Rosette with Temperature Compensation // SPIE Proc. 1998. V. 3330. P. 220—230.
23. **Kalli K., Simpson A. G., Zhou K., Zhang L., Ben-nion I.** The impact of hydrogenation conditions on the temperature and strain discrimination of type I and type IA Bragg grating sensors [Электронный ресурс]. Режим доступа: <https://publications.aston.ac.uk/id/eprint/38207/1/61891T.pdf> (дата обращения: 09.02.2021).
24. **Sivanesan P., Sirkis J. S., Murata Y., Buckley S. G.** Optimal wavelength pair selection and accuracy analysis of dual fiber grating sensors for simultaneously measuring strain and temperature // Optical Engineering. 2002. V. 41. № 10. P. 2456—2464.
25. **Jin W., Michie W. C., Thursby G., Konstantaki M., Culshaw B.** Simultaneous measurement of strain and temperature: error analysis // Optical Engineering. 1997. V. 36. № 2. P. 598—609.
26. **Медведков О. И., Королев И. Г., Васильев С. А.** Запись волоконных брэгговских решеток в схеме с интерферометром Ллойда и моделирование их спектральных свойств. Препринт № 6 ИЦВО при ИОФ РАН, 2004. — 46 с.

Investigation of quality diagnosing possibility of composite structures by embedded fiber-optic sensors based on fiber-optic sensors

M. Yu. FEDOTOV

Russian Engineering Academy, Moscow, Russia

O. N. BUDADIN, S. O. KOZEL'SKAYA

JSC "Central Research Institute of Special Machinery",
Khotkovo, Moscow region, Russia

S. A. VASILIEV

Fiber Optics Research Center of the RAS, Moscow, Russia

The features of the implementation of systems for optical built-in monitoring of structures made of polymer composite materials (PCM) with integrated fiber-optic sensors (FOS) based on fiber Bragg gratings (FBG). The methodology of optical monitoring of deformation and temperature of CFRPs, as well as the simultaneous control of these parameters, taking into account real operating conditions, is described. It has been experimentally confirmed that the integration of FOS into construction material structure at the manufacturing stage makes it possible to realize the possibility of continuous monitoring of deformation and temperature both in the process of bench tests for static and dynamic loads, and in the future will allow monitoring throughout the entire life cycle of the product.

Keywords: CFRP structures, monitoring and diagnostics system, fiber-optic sensors, fiber Bragg gratings, deformation, temperature.

УДК 620.179.18:620.179.15

DOI: 10.52190/2073-2562_2021_2_48

Комплексное применение волоконно-оптических датчиков и компьютерной рентгеновской томографии для контроля трехслойных композитных силовых элементов конструкций

М. Ю. ФЕДОТОВ, канд. техн. наук
Российская инженерная академия, Москва, Россия

О. Н. БУДАДИН, д-р техн. наук; С. О. КОЗЕЛЬСКАЯ, канд. техн. наук
АО «Центральный научно-исследовательский институт специального машиностроения»,
г. Хотьково, Московская обл., Россия

Представлены результаты экспериментальных исследований по применению комплексной системы неразрушающего контроля (НК) трехслойных композитных силовых элементов, состоящих из углепластиковых обшивок и алюминиевого сотового заполнителя. Метод компьютерной рентгеновской томографии (КРТ) применен для исследования структуры материала конструкции и выявления дефектов на этапе входного контроля и после ударного воздействия. Оптический контроль напряженно-деформированного состояния силовых элементов проведен интегрированными волоконно-оптическими датчиками (ВОД) как в процессе ударного воздействия, так и при стендовых испытаниях на статическое растяжение. Показано, что применение метода КРТ позволяет оценить как наличие производственных дефектов, так и появление повреждений, возникающих в результате ударного воздействия, а интегрированная волоконно-оптическая система контроля позволяет зафиксировать факт ударного воздействия и обеспечить непрерывный контроль в процессе испытаний вплоть до полной потери устойчивости и полного разрушения силового элемента. Установлено, что комплексное применение указанных систем диагностики способствует повышению качества и достоверности контроля таких элементов.

Ключевые слова: трехслойные композитные силовые элементы, углепластиковая обшивка, алюминиевый сотовый заполнитель, волоконно-оптический датчик, компьютерная рентгеновская томография, удар, статическое растяжение, расслоение, пористость.

Широкое применение современных материалов и технологий в различных изделиях техники открывает новые возможности для создания силовых элементов, обладающих уникальными свойствами. Наиболее востребованными являются композиты [1], аддитивные технологии [2], нанотехнологии [3, 4]. Использование полимерных композиционных материалов (ПКМ) в сложных технических системах [5], таких, как изделия авиационной, космической и иной специальной техники, в свою очередь, требует адаптации существующих и разработки комплексных технологий НК [6, 7] и технической диагностики силовых элементов.

Немаловажную роль при создании силовых элементов играет их массовая эффективность. Элементы могут быть как монолитными, так и

трехслойными [8]. Последние представляют собой композитные обшивки, например углепластиковые (вследствие высоких значений удельной прочности и жесткости), между которыми располагается сотовый заполнитель из металлических или неметаллических материалов. Элементы могут быть изготовлены как в едином технологическом цикле формования, так и отдельным формообразованием обшивок с последующей приклейкой сотового заполнителя, как автоклавными, так и безавтоклавными методами формования [9].

В то же время композитные силовые элементы, несмотря на их явные преимущества перед традиционными металлическими, характеризуются целым рядом дефектов [10, 11], которые могут возникать как в процессе производства, в том числе при отклонении технологических режимов выкладки, сборки пакета и формования от требований, указанных в технологической документации (ТД) и конструкторской документации (КД) на конкретное изделие, так и в процессе эксплуатации в реальных условиях (например, возникновение дефектов вследствие удара изделия поражающим элементом).

Федотов Михаил Юрьевич, руководитель проектов.

E-mail: fedotovmyu@gmail.com

Будадин Олег Николаевич, главный научный сотрудник.

E-mail: oleg.budadin@yandex.ru.

Козельская Софья Олеговна, старший научный сотрудник.

E-mail: kozelskaya.sofik1977@yandex.ru

Статья поступила в редакцию 8 февраля 2021 г.

© Федотов М. Ю., Будадин О. Н., Козельская С. О., 2021

Среди дефектов, влияющих на эксплуатационные характеристики композитных силовых элементов, стоит выделить непрочности, непропитанные участки армирующего наполнителя, расслоения, трещины, пористость. Особенно это важно для крупногабаритных элементов, работающих в условиях силового нагружения.

Для обеспечения требуемого уровня безопасности и надежности работы силовых элементов необходимо использовать методы контроля и средства диагностики, позволяющие решать следующие основные задачи:

- фиксировать момент возникновения дефекта (например, в процессе удара);
- определять характеристики дефекта;
- осуществлять мониторинг технического состояния и развития дефекта на протяжении всего жизненного цикла изделия.

Очевидно, что для решения таких задач необходим комплекс методов НК.

Одним из наиболее перспективных методов НК, позволяющих реализовать непрерывный контроль фактического состояния силового элемента, является оптический метод, заключающийся в формировании сети ВОД на основе ВБР в структуре материала конструкции с учетом особенностей эксплуатации изделий в реальных условиях [12, 13]. В данном методе совмещены признаки измерительного контроля и НК. Он позволяет измерять деформации внутри материалов при различных типах нагружения элемента, например температурном, силовом, ударном (признак измерительного контроля), и одновременно выявлять признаки дефектов в материале, например после соударения изделия с поражающим элементом, а также осуществлять мониторинг изделия в процессе его стендовых испытаний.

Перспективно совмещение оптического метода с таким методом диагностики, как КРТ, который, имея высокую разрешающую способность и возможность обнаружения точного местоположения дефектов в объеме силового элемента, позволяет оценить опасность возникновения дефектов и определить их характеристики [14]. Недостаток метода КТР — невозможность осуществления контроля крупногабаритных изделий и непрерывного контроля изделий в процессе эксплуатации. Однако эта проблема может быть частично решена за счет применения оптического контроля.

Таким образом, применение комплексной системы диагностики на основе двух взаимно дополняющих друг друга методов НК позволяет повысить качество и достоверность результатов НК и, соответственно, обеспечить надежность эксплуатации изделий из ПКМ.

Цель данной работы — экспериментальное исследование возможности применения комплексной системы контроля и диагностики трехслойных композитных силовых элементов конструкций интегрированными волоконно-оптическими датчиками с использованием метода КРТ.

Объекты и методы исследования

Объектами исследования служили трехслойные силовые элементы размером 350×150×18,2 мм в форме гантели. Обшивки были выполнены из углепластика на основе отечественных клеевых препрегов, соты — из алюминиевого сплава АМг2Н по ОСТ 92-5156-90. Толщина углепластиковых обшивок 1,6 мм, высота сот 15 мм.

На стадии сборки пакета препрега в верхнюю обшивку (ВО) силового элемента были интегрированы 8 ВОД на основе ВБР, расположенных в продольном и поперечном направлениях, что позволяло осуществлять контроль деформаций в обоих направлениях. Вывод ВОД осуществляли через поверхность ВО с использованием фторопластовых трубок. В нижнюю обшивку (НО) ВОД не закладывали.

На оснастку выкладывали необходимое количество слоев обшивок и сотовый наполнитель. Процесс автоклавного формования проводили при максимальных значениях температуры (180 °С) и давления (0,2 МПа). Было изготовлено 5 аналогичных силовых элементов.

После изготовления все силовые элементы подвергали НК методом КРТ для изучения внутренней структуры и выявления дефектов, включая оценку пористости. Контроль методом КРТ осуществляли по 11 поперечным сечениям. По результатам НК принимали решение о целесообразности проведения испытаний на ударное воздействие с энергией 25 Дж на копке Instron Dynatup 9250 HV (фирма Instron, США) в соответствии с программой и методикой испытаний (ПМИ) для данного типа конструкций. После ударного воздействия контроль методом КРТ проводили повторно, анализировали вновь возникшие дефекты (расслоения, повышение пористости) и сравнивали их с ранее полученными результатами. Далее проводили стендовые испытания на статическое растяжение до разрушения. Оптический контроль осуществляли непрерывно как в процессе проведения ударного воздействия, так и при растяжении силового элемента до разрушения.

Для проведения испытаний на статическое растяжение на трехслойные силовые элементы наклеивали накладки из стеклотекстолита, обеспечива-

ющие их надежную фиксацию в захватах испытательной машины Instron (фирма Instron, США). К опросному устройству подключали выводы ВОД и проводили нагружение на растяжение (в соответствии с ПМИ на изделие).

Для проведения экспериментальных исследований применяли промышленный компьютерный томограф MCT 225 (фирма Nikon Metrology, Япония) (рис. 1, а) и устройство для опроса ВОД NTi155-160-ST (Luna Innovations Incorporated, США) (рис. 1, б).

Характеристики оборудования приведены в табл. 1.

Экспериментальные результаты и их обсуждение

Топологию ВОД в пяти одинаково изготовленных силовых элементах выбрали так, чтобы четыре ВОД располагались между центральными слоями ВО в направлении армирующего наполнителя вдоль оси симметрии обшивки, а оставшиеся четыре ВОД — между поперечными слоями ВО таким образом, чтобы можно было эффективно оценить ударное воздействие, предполагаемое к нанесению в геометрическом центре рабочей зоны силового элемента (рис. 2), и измерить деформации при нагружении в направлении 90°.



а



б

Рис. 1. Общий вид оборудования для неразрушающего контроля композитных силовых элементов:
а — томограф марки MCT 225; б — устройство для опроса ВОД NTi155-160-ST

Таблица 1

Характеристики оборудования для неразрушающего контроля композитных силовых элементов

Томограф марки MCT 225		Устройство для опроса ВОД NTi155-160-ST	
Характеристика	Значение	Характеристика	Значение
Разрешение по скану, мкм	3	Число оптических каналов, шт.	4
Минимальный объем выявляемых пор, мм ³	0,10—0,12	Точность измерения длины волны ВБР, пм	2
Минимальный размер выявляемых трещин, мм	0,05	Частота регистрации, Гц	100
Геометрическая чувствительность контроля, мм	0,05	Диапазон рабочих температур, °C	от -20 до + 60
Максимальная масса образца, кг	15	Потребляемая мощность, Вт	30—40

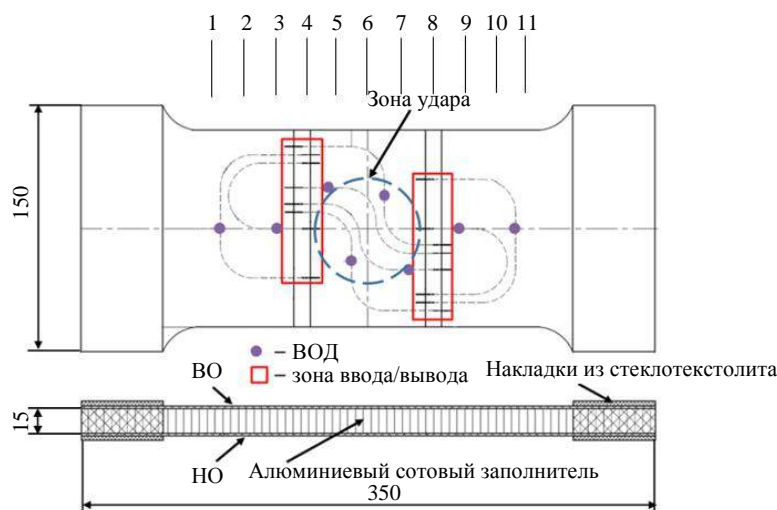


Рис. 2. Топология ВОД в структуре ВО силового элемента

Исследование силовых элементов проводили методом КРТ по одиннадцати поперечным сечениям с шагом 20 мм симметрично относительно геометрического центра рабочей зоны — локальной области ударного воздействия.

На рис. 3 и 4 приведены и проанализированы наиболее информативные томограммы, полученные при контроле силовых элементов.

Из представленных на рис. 3 томограмм видно, что углепластиковые обшивки в рассматриваемых сечениях на этапе выходного НК (рис. 3, а, в, д) имеют среднюю объемную пористость 0,62 %, что является допустимым результатом для конструкций такого типа. Вследствие удара с энергией 25 Дж объемная пористость возрастает незначительно и составляет величину 0,76 %, что также является допустимым. Стоит отметить, что в ВО не наблюдаются выраженные макродефекты. Такие незначительные изменения величины объемной пористости объясняются удаленностью рассматриваемых сечений от локальной области ударного воздействия.

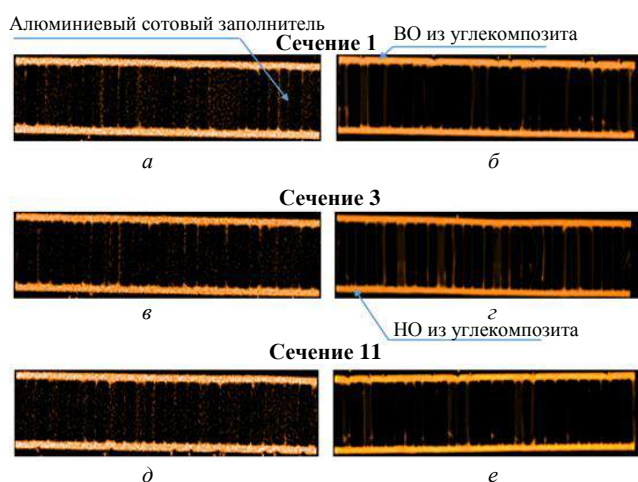


Рис. 3. Томограммы верхней обшивки силового элемента в сечениях 1, 3, 11: а, в, д — до удара; б, г, е — после удара

В рассматриваемых на рис. 4 сечениях углепластиковые ВО характеризуются монолитностью материала (как и на рис. 3) и низким уровнем объ-

емной пористости на этапе выходного контроля (0,71 %) (рис. 4, а, в, д). Отметим, что данные сечения находятся непосредственно в зоне ударного воздействия.

После удара в углепластиковых обшивках возникают многочисленные макродефекты (расслоения) и резко возрастает объемная пористость, что связано с появлением многочисленных микротрещин в полимерной матрице (см. рис. 4, б, г, е).

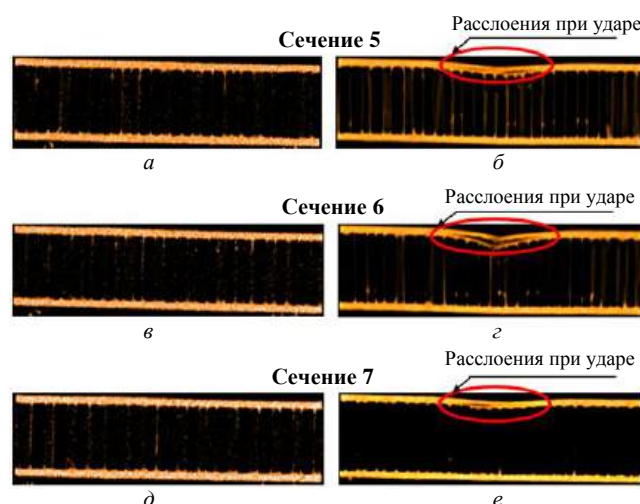


Рис. 4. Томограммы верхней обшивки силового элемента в сечениях 5, 6, 7:

а, в, д — до удара; б, г, е — после удара

В табл. 2 представлены экспериментальные средние значения объемной пористости ВО для выборки из пяти силовых элементов и дано описание дефектов, полученных после удара, для одного из элементов. Характер и геометрические размеры дефектов в остальных четырех элементах имеют сходные значения, поэтому они не приведены. Поскольку средние значения пористости НО до удара аналогичны значениям, приводимым для ВО (что объясняется хорошей воспроизводимостью свойств материала при изготовлении конструкций в рамках одной партии), они также не приведены.

Таблица 2

Объемная пористость верхней обшивки силовых элементов до и после удара и дефекты, выявленные в ней методом КРТ после удара

№ сечения	Средняя пористость ВО по выборке из 5 силовых элементов, %		Описание дефектов верхней обшивки, выявленных после удара
	До удара	После удара	
1	0,63	0,68	Без выраженных макродефектов. Имеются локальные натеки связующего по стенкам в отдельные ячейки сотового наполнителя. Внешний поверхностный слой ВО имеет следы вдавливания ВОД
2	0,70	0,74	
3	0,62	0,73	Без выраженных макродефектов. Имеются неплоскостность поверхности ВО (вдавливание 0,22 мм в центральной части сечения), локальные натеки связующего по стенкам в отдельные ячейки сотового наполнителя, отдельные искривления стенок сотового наполнителя

Окончание табл. 2

№ сечения	Средняя пористость ВО по выборке из 5 силовых элементов, %		Описание дефектов верхней обшивки, выявленных после удара
	До удара	После удара	
4	0,71	0,98	Без выраженных макродефектов. Имеются неплоскостность поверхности ВО (вдавливание 0,35 мм в центральной части сечения) и локальные натеки связующего по стенкам в отдельные ячейки сотового заполнителя
5	0,62	3,09	Имеются значительная неплоскостность поверхности ВО в области нанесения ударного воздействия, расслоения общей длиной 26,8 мм, локальные натеки связующего по стенкам в отдельные ячейки сотового заполнителя
6	0,79	3,09	Имеются значительная неплоскостность поверхности ВО в области нанесения ударного воздействия, расслоения общей длиной 39,2 мм, локальные натеки связующего по стенкам в отдельные ячейки сотового заполнителя
7	0,73	6,08	Имеются значительная неплоскостность поверхности ВО в области нанесения ударного воздействия, расслоения общей длиной 30,2 мм
8	0,70	1,39	Без выраженных макродефектов. Имеются неплоскостность поверхности ВО (вдавливание 0,2 мм в центральной части сечения), локальные натеки связующего по стенкам в отдельные ячейки сотового заполнителя. Заполнитель без особенностей, следы связующего на гранях, отдельные изломы в центральной части
9	0,67	0,94	Макродефектов не выявлено. Имеются локальные натеки связующего по стенкам в отдельные ячейки сотового заполнителя
10	0,71	0,97	
11	0,60	0,86	

Для визуализации полученных результатов НК для выборки из пяти силовых элементов построена корреляционная зависимость средней пористости ВО по всем исследованным сечениям (рис. 5).

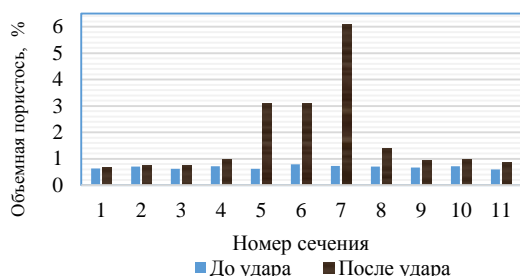


Рис. 5. Распределение объемной пористости в поперечных сечениях верхней обшивки силового элемента до и после удара

Из рис. 5 видно, что непосредственно в зоне удара (сечение 7) наблюдается значительный прирост пористости ВО, что объясняется возникновением целого ряда макродефектов типа расслоения, площадь которых также распространяется на сечения 5, 6 и 8. Стоит подчеркнуть, что подобные макродефекты существенно снижают несущую способность силового элемента [15], что наиболее явным образом проявляется при испытаниях на сжатие. Высока вероятность разрушения элемента при нагрузках, в 2–3 раза меньших по сравнению с аналогичными неповрежденными силовыми элементами. В зонах, сравнительно удаленных от

места удара (сечения 1, 2, 9, 10), также отмечен незначительный прирост объемной пористости, что не является критическим и не представляет интереса с точки зрения его влияния на ресурс изделия в целом.

В той или иной степени факт ударного воздействия был зафиксирован всеми ВОД в зависимости от удаленности конкретного датчика от непосредственного места удара. Фиксация удара заключалась в резком изменении резонансной длины волны. На рис. 6 приведена корреляционная зависимость, иллюстрирующая фиксацию ударного воздействия для ВОД при резонансной длине волны $\lambda = 1532$ нм.

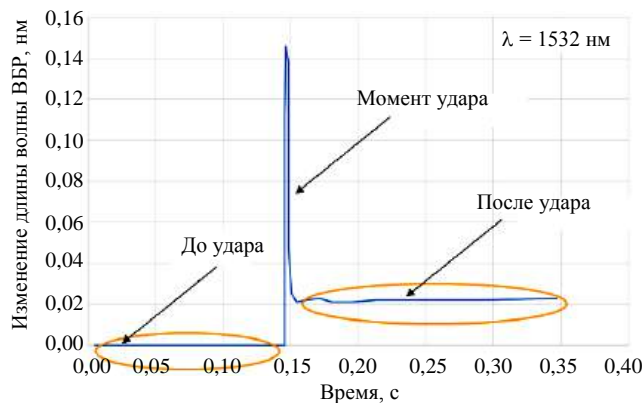


Рис. 6. Корреляционная зависимость изменения резонансной длины волны ВБР в силовом элементе от времени

Из рис. 6 видно, что до удара изменение резонансной длины волны ВБР отсутствует, в момент удара наблюдается резкий скачок по длине волны, после чего значение не возвращается к исходному. В рассматриваемом случае изменение длины волны ВБР после удара составило 0,02 нм. Таким образом, ВБР надежно фиксирует факт ударного воздействия по резкому изменению резонансной длины волны. При этом полученное значение резонансной длины волны ВБР после удара характеризует возникновение дефектов в локальной зоне расположения ВОД в силовом элементе из ПКМ.

На рис. 7 показаны зона удара и характер разрушения силового элемента.



а



б

Рис. 7. Зона удара (а) и характер разрушения силового элемента (б)

Из рис. 7 видно, что на фотографии зоны удара фактически отсутствуют какие-либо визуальные повреждения, в то время как повреждения именно в этой зоне были самыми значительными, что подтверждено как данными оптического контроля непосредственно в момент удара, так и данными КРТ, свидетельствующими о возникновении множественных дефектов, в том числе макродефектов типа расслоения, как в сечениях, расположенных непосредственно в зоне удара, так и в сопредельных зонах. Это свидетельствует об эффективности применения комплексной системы за счет повышения достоверности контроля.

Стоит отметить, что во всех силовых элементах ВОД сохранили работоспособность после ударного воздействия и фиксировали процесс нагружения на растяжение и сжатие.

На рис. 8 показана зависимость напряжения при растяжении и сжатии силового элемента от относительной деформации при различных значениях резонансной длины волны.

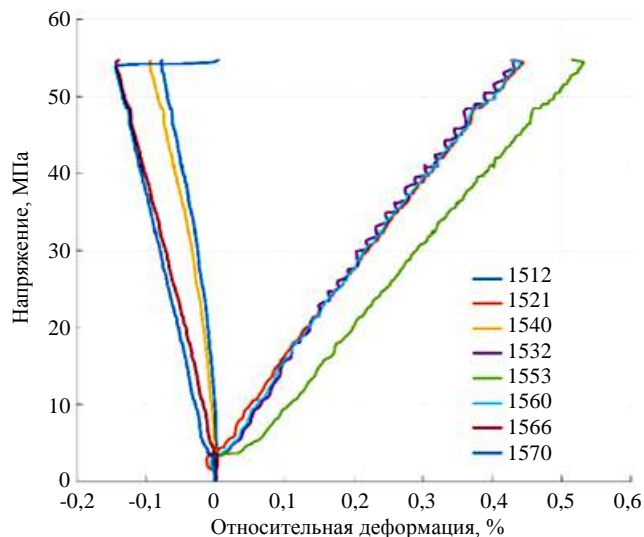


Рис. 8. Зависимость напряжения при растяжении и сжатии силового элемента от относительной деформации

Из рис. 8 видно, что ВОД фиксировали процесс нагружения как в направлении приложения нагрузки (0), так и в поперечном направлении (90°). Отметим, что зависимость носит линейный характер. При этом в направлении 0 данные 3 из 4 ВОД совпадают фактически полностью. Четвертый ВОД также дает линейную зависимость, однако она имеет другой угол наклона, что, по-видимому, связано с тем, что ВОД в процессе выкладки между слоями препрега имеет отличное от 0 направление, либо этот факт может быть вызван процессом формования. ВОД, интегрированные в направлении 90°, фиксировали небольшую деформацию сжатия, обусловленную влиянием коэффициента Пуассона. Небольшие отклонения кривых друг от друга можно объяснить неравномерностью нагружения по ширине образца, что вполне может привести к подобным результатам.

Выводы

Установлено, что применение комплексной системы НК, сочетающей возможности оптического метода по локации места ударного воздействия и непрерывного контроля напряженно-деформированного состояния с количественной оценкой качества структуры материала и выявлением дефектов методом КРТ по данным, полученным от ВОД, позволяет повысить качество и достовер-

ность контроля реальных композитных силовых элементов, что обеспечивает надлежащий уровень надежности и безопасной эксплуатации изделия.

Экспериментально установлено, что вследствие удара в зоне ударного воздействия возникает целый ряд дефектов, включая расслоения, выкрашивания полимерной матрицы, что наглядно видно на полученных томограммах и гистограммах.

Экспериментальная корреляционная зависимость показаний ВОД в процессе стендовых испытаний на ударное воздействие и статическое растяжение показала, что ВОД надежно фиксируют факт ударного воздействия в виде резкого изменения резонансной длины волны ВБР. После окончания удара резонансная длина волны ВБР так и не вернулась к исходному значению, что характеризует изменение структуры материала и возникновение тех или иных дефектов в зоне конкретного датчика. В дальнейшем ВОД фиксировали изменение деформации силового элемента как в осевом, так и в поперечном направлениях, что позволило получить диаграммы нагружения для исследуемой партии поврежденных силовых элементов.

На этапе входного контроля и после ударного воздействия экспериментально методом КРТ определены средние значения пористости для партии из пяти силовых элементов. Выявлены макродефекты типа расслоения после ударного воздействия, зафиксированного ВОД. Получена корреляционная зависимость, характеризующая распределение пористости по объему углепластиковой ВО, которая показала, что объемная пористость после удара возрастает в 5—8 раз вследствие возникновения расслоений общей длиной до 39 мм при том, что визуальных повреждений силового элемента фактически не наблюдается.

ЛИТЕРАТУРА

1. Гуляева А. Г., Раскутин А. Е., Гуляев И. Н., Сидорина А. И., Мишкин С. И. Полимерные композиционные материалы нового поколения для авиационной, электротехнической и строительной промышленности: сб. докл. II Междунар. науч.-техн. конф. (посвящается 85-летию со дня основания ФГУП "ВИИМ" — ведущего материаловедческого центра страны) "Новые материалы и технологии глубокой переработки сырья — основа инновационного развития экономики России". 2017. С. 7.
2. Белов Е. А., Иванов А. В., Иванов Н. Г., Кашапов М. А., Климов В. Ю., Лёвочкин П. С., Ромасенко Е. Н., Неруш С. В. Применение технологии селективного лазерного сплавления (СЛС) для изготовления теплообменников систем наддува баков ракет-носителей // Тр. НПО "Энергомаш имени академика В. П. Глушко". 2018. № 35. С. 93—105.
3. Pisarenko Zh. V., Ivanov L. A., Wang Q. Nanotechnology in Construction: State of the Art and Future Trends // *Nanotechnologies in Construction*. 2020. V. 12. № 4. P. 223—231. DOI: 10.15828/2075-8545-2020-12-4-223-231.
4. Ivanov L. A., Bokova E. S., Muminova S. R., Katushin L. F. Nanotechnologies: a review of inventions and utility models. Part I // *Nanotechnologies in Construction*. 2020. V. 12. № 1. P. 27—33. DOI: 10.15828/2075-8545-2020-12-1-27-33.
5. Белов Г. В., Ерохин Б. Т., Киреев В. П. Композиционные материалы в двигателях летательных аппаратов. — М.: Изд-во МГТУ им. Н. Э. Баумана, 1998. — 344 с.
6. Козельская С. О. Исследование возможности прогнозирования ресурса композитных конструкций на основе результатов оптико-теплого неразрушающего контроля с использованием глубинных нейронных сетей // *Промышленные АСУ и контроллеры*. 2021. № 1. С. 44—56.
7. Акимов Д. А., Клейменов А. Д., Козельская С. О., Будадин О. Н. Новый подход к оценке эксплуатационной безопасности композитных материалов и деталей сложной конструкции на основе методов искусственного интеллекта на базе глубинных нейронных сетей и результатов многокритериального комплексного неразрушающего контроля // *Контроль. Диагностика*. 2020. № 7. С. 18—27.
8. Ендогур А. И., Вайнберг М. В., Иерусалимский К. М. Сотовые конструкции: Выбор параметров и проектирование. — М.: Машиностроение, 1986. — 198 с.
9. Воробей В. В. Технология производства конструкций из композиционных материалов. — М.: Изд-во МАИ, 1996. — 184 с.
10. Багулин В. Н., Ларин А. А., Резниченко В. И. Применение методов неразрушающего контроля для проведения диагностики микроструктуры перспективных полимерных композиционных материалов: сб. трудов VII Межд. конф. "Деформация и разрушение материалов и наноматериалов". 2017. С. 783—784.
11. Будадин О. Н., Потапов А. И., Колганов В. И. и др. Тепловой неразрушающий контроль изделий: науч.-метод. пособие. — М.: Наука, 2002. — 473 с.
12. Voronkov A. A., Anoshkin A. N., Nikhamkin M. A., Shipunov G. S., Sazhenkov N. A., Nikiforov A. S. Registration of dynamic deformations of a composite material by fiber-optic sensors: AIP Conference Proceedings. 28th Russian Conference on Mathematical Modelling in Natural Sciences, RuMoNaS. 2019. P. 040021.
13. Паньков А. А. Диагностирование дефектов пропитки армирующих нитей полимерного композита встроенным оптоволоконным датчиком с распределенной брэгговской решеткой // *Вестник Пермского национального исследовательского политехнического университета. Механика*. 2020. № 3. С. 60—72.
14. Ларин А. А., Федотов М. Ю., Будадин О. Н., Козельская С. О., Анискович В. А., Резниченко В. И. Применение метода компьютерной рентгеновской томографии для оценки повреждаемости трехслойных конструкций низкоскоростным ударным воздействием // *Вопросы оборонной техники. Научно-технический сборник. Сер. 15. Композиционные неметаллические материалы в машиностроении*. 2020. Вып. 3—4. С. 43—52.
15. Смотрова С. А., Гарифуллин М. Ф., Смотров А. В. Построение математической модели повреждаемости авиационных конструкций из полимерных композиционных материалов при ударном воздействии // *Конструкции из композиционных материалов*. 2020. № 3(159). С. 9—13.

Complex application of fiber optic sensors and computed X-ray tomography for non-destructive testing of three-layer composite power elements of construction

M. Yu. FEDOTOV

Russian Engineering Academy, Moscow, Russia

O. N. BUDADIN, S. O. KOZEL'SKAYA

JSC "Central Research Institute of Special Machinery", Khotkovo, Moscow region, Russia

This article describes the results of experimental researches on the application of an integrated system for non-destructive testing (NDT) of three-layer composite power elements of construction based on carbon fibre reinforced plastic skin and aluminum honeycomb. The method of computed X-ray tomography (CT) was used to research the structure of the construction material and identify defects at the stage of incoming inspection and after impact. Optical monitoring of the stress-strain state of the power elements was carried out by integrated fiber-optic sensors (FOS) both during impact and during bench tests for static tension. It is shown that the application of the CT method makes it possible to assess both the presence of manufacturing defects and the appearance of damages resulting from the impact, and the integrated fiber-optic control system makes it possible to record the fact of impact and ensure continuous monitoring during testing until complete loss of stability and destruction of the structure. It has been established that the complex application of these diagnostic systems contributes to the improvement of the quality and reliability of the control of three-layer power elements.

Keywords: three-layer composite power elements, carbon fiber reinforced plastic skin, aluminum honeycomb core, fiber optic sensor, computed X-ray tomography, impact, static stretching, delamination, porosity.

Конструкции из композиционных материалов: Межотр. науч.-техн. журн. / Федеральное государственное унитарное предприятие «Научно-технический центр оборонного комплекса «Компас»; Акционерное общество «Государственный ракетный центр имени академика В. П. Макеева»; Акционерное общество «Информационные спутниковые системы» имени академика М. Ф. Решетнева». 2021. Вып. 2 (162). С. 1—56.

Редактор ***О. А. Константинова***
Компьютерная верстка ***Н. В. Ильина, К. В. Трыкина***

Подписано в печать 12.05.2021. Формат 60x84 1/8.
Печать офсетная. Усл. печ. л. 6,5, Уч.-изд. л. 6,7.
Тираж 250 экз. Заказ 1971. Свободная цена.
Адрес редакции: 125424, Москва,
Волоколамское ш., д. 77,
ФГУП «НТЦ оборонного комплекса «Компас».
www.ntckompas.ru; E-mail: izdanie@ntckompas.ru
Отпечатано: 101000, Москва,
Лубянский проезд, д. 15, стр. 4, офис 105.
ИП Кириченко Алексей Викторович.
Индекс 80089.