

УПРОЧНЯЮЩИЕ ТЕХНОЛОГИИ И ПОКРЫТИЯ

Том 17
2021
№ 7 (199)
ИЮЛЬ

Издается с января 2005 г.

Главный редактор
д.т.н., проф.
Ю.В. ПАНФИЛОВ

**Председатель редакционного
совета**

д.т.н., проф., заслуженный
деятель науки и техники РФ
В.Ф. БЕЗЪЯЗЫЧНЫЙ

**Заместитель главного
редактора**

д.ф.-м.н., проф.
В.Ю. ФОМИНСКИЙ

**Заместители председателя
редакционного совета:**

д.т.н., проф. В.Ю. БЛЮМЕНШТЕЙН
д.т.н., проф. А.В. КИРИЧЕК
д.т.н., проф. О.В. ЧУДИНА

Редакционный совет:

Ю.П. АНКУДИМОВ, к.т.н., доц.
В.П. БАЛКОВ, к.т.н.

В.М. БАШКОВ, к.т.н., доц.
А.И. БЕЛИКОВ, к.т.н., доц.

А.И. БОЛДЫРЕВ, д.т.н., проф.
С.Н. ГРИГОРЬЕВ, д.т.н., проф.

В.Е. ГРОМОВ, д.ф.-м.н., проф.
С.А. КЛИМЕНКО, д.т.н., проф.

Н.К. КРИОНИ, д.т.н., проф.
В.П. КУЗНЕЦОВ, д.т.н., проф.

В.А. ЛЕБЕДЕВ, к.т.н., проф.
В.В. ЛЮБИМОВ, д.т.н., проф.

Е.Д. МАКАРЕНКО

Б.Я. МОКРИЦКИЙ, д.т.н., проф.
Ф.И. ПАНТЕЛЕЕНКО, д.т.н., проф.

Б.П. САУШКИН, д.т.н., проф.
В.В. СЛЕПЦОВ, д.т.н., проф.

В.П. СМОЛЕНЦЕВ, д.т.н., проф.
А.М. СМЫСЛОВ, д.т.н., проф.

Г.А. СУХОЧЕВ, д.т.н., проф.
В.П. ТАБАКОВ, д.т.н., проф.

В.А. ШУЛОВ, д.ф.-м.н., проф.
М.Л. ХЕЙФЕЦ, д.т.н., проф.

Ян СУХАНЭК

Мариан СЧЕРЕК
Войтек ХОМИК

Редакция:

А.В. ОРЛОВА
С.В. ЧЕРНЫЙ

СОДЕРЖАНИЕ



ОБЩИЕ ВОПРОСЫ УПРОЧНЕНИЯ

Верещагин В.Ю., Верещагина А.С., Мокрицкий Б.Я. Оценка влияния конструкции концевых составных фрез и их покрытий на точность обработки 291

Жуков В.В., Степанов С.А. Влияние геометрических параметров маскирующих покрытий на точность изготовления дисков-кристаллов для полупроводниковых диодов 296



МЕХАНИЧЕСКАЯ УПРОЧНЯЮЩАЯ ОБРАБОТКА

Алтухова В.В., Крупский Р.Ф., Кривенко А.А., Шакирова О.Г. Повышение долговечности титановых сплавов за счет модификаций упрочненного поверхностного слоя виброабразивной обработкой 301



ОБРАБОТКА КОНЦЕНТРИРОВАННЫМИ ПОТОКАМИ ЭНЕРГИИ

Агеев Е.В., Переверзев А.С. Структура и свойства электроэрозионных материалов из отходов свинцовистой бронзы BrC30, полученных в кислород- и углерод-содержащих средах 309

Будиновский С.А., Доронин О.Н., Ляпин А.А., Бенкляя А.С. Повышение эффективности использования промышленных установок ионно-плазменного нанесения покрытий типа МАП в условиях серийного производства 313

Малютин К.В., Овчинников В.В. Изнашивание образцов стали 08X14H5M2ДЛ после аргонодуговой наплавки сплавом X25H10V8 318



ХИМИЧЕСКАЯ, ХИМИКО-ТЕРМИЧЕСКАЯ И ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА

Желонкина С.И. Обзор современных способов подготовки поверхности алюминиевых сплавов под нанесение металлопокрытий (часть 2) 325



УПРОЧНЯЮЩИЕ НАНОТЕХНОЛОГИИ

Верещака А.А., Табаков В.П. Влияние наноструктуры функциональных слоев многослойного покрытия на изнашивание твердосплавного инструмента 332

Перепечатка, все виды копирования и воспроизведения материалов, публикуемых в журнале "Упрочняющие технологии и покрытия", допускаются со ссылкой на источник информации и только с разрешения редакции

Журнал входит в Перечень утвержденных ВАК РФ изданий для публикации трудов соискателей ученых степеней по группам научных специальностей: 05.02.07 – Технология и оборудование механической и физико-технической обработки; 05.02.08 – Технология машиностроения; 05.05.03 – Колесные и гусеничные машины; 05.05.06 – Горные машины; 05.16.01 – Металловедение и термическая обработка металлов и сплавов; 05.16.05 – Обработка металлов давлением; 05.16.06 – Порошковая металлургия и композиционные материалы, в базу данных Chemical Abstracts, в Russian Science Citation Index на платформе Web of Science

Журнал распространяется по подписке, которую можно оформить в любом почтовом отделении (индекс по каталогу "Пресса России" 39269) или в издательстве.
Тел.: (499) 269-52-98,
268-47-19.
E-mail: realiz@mashin.ru, utp@mashin.ru

Журнал зарегистрирован в Роскомнадзоре.
Свидетельство о регистрации ПИ № ФС 77-63956 от 09.12.2015 г.

STRENGTHENING TECHNOLOGIES AND COATINGS

Vol. 17
2021
№ 7 (199)
July

Since 2005, January

Editor-in-Chief

Dr. of Eng. Sci.
Yu.V. PANFILOV

Chair of Editorial Council

Dr. of Eng. Sci., The honoured
worker of a science and
technics of the RF
V.F. BEZYAZYCHNYI

Editorial Assistant

Dr. of Phys.-Math. Sci.
V.Yu. FOMINSKY

Chairman Assistants:

Dr. of Eng. Sci. V.Yu. BLUMENSTEIN
Dr. of Eng. Sci. A.V. KIRICHEK
Dr. of Eng. Sci. O.V. CHUDINA

Editorial council:

Yu.P. ANKUDIMOV
V.P. BALKOV
V.M. BASHKOV
A.I. BELIKOV
A.I. BOLDYREV
S.N. GRIGORIEV
V.E. GROMOV
S.A. KLIMENKO
N.K. KRIONI
V.P. KUZNETSOV
V.A. LEBEDEV
V.V. LYUBIMOV
E.D. MAKARENKO
B.Ya. MOKRITSKY
F.I. PANTELEENKO
B.P. SAUSHKIN
V.V. SLEPTSOV
V.P. SMOLENTSEV
A.M. SMYSLOV
G.A. SUKHOICHEV
V.P. TABAKOV
V.A. SHULOV
M.L. KHEIFETS
Jan SUCHANEK
Marian SZCZEREK
Wojciech HOMIK

Edition:

A.V. ORLOVA
S.V. CHERNY

CONTENTS



GENERAL QUESTIONS OF STRENGTHENING

Vereshchagin V.Yu., Vereshchagina A.S., Mokritsky B.Ya. Assessment of the influence of the design of end mills and their coatings on machining accuracy 291

Zhukov V.V., Stepanov S.A. Influence of masking coatings geometric parameters on the manufacturing precision of semiconductor diodes disks-crystals 296



MECHANICAL STRENGTHENING PROCESSING

Altukhova V.V., Krupsky R.F., Krivenok A.A., Shakirova O.G. Increasing the titanium alloys durability due to modifications by vibro-abrasive processing of the strengthened surface layer 301



PROCESSING BY CONCENTRATED STREAMS OF ENERGY

Ageev E.V., Pereverzev A.S. Structure and properties of electroerosive materials from lead bronze waste BrS30, obtained in oxygen- and carbon-containing media 309

Budinovsky S.A., Doronin O.N., Lyapin A.A., Benklyan A.S. Increase of the efficiency of an industrial ion-plasma unit MAP-1 in mass production 313

Malyutin K.V., Ovchinnikov V.V. The wear of samples became 08X14H5M2ДЛ after argonoding alloy X25H10B8 318



CHEMICAL, CHEMICO-THERMAL AND ELECTROCHEMICAL PROCESSING

Zhelonkina S.I. Review of modern methods of presurface preparation of aluminum alloys for metal coating (part 2) 325



STRENGTHENING NANOTECHNOLOGY

Vereshchaka A.A., Tabakov V.P. Influence of the nanostructure of the functional layers of a multilayer coating on the wear of a carbide tool 332

Reprint is possible only with the reference to the journal
"Strengthening technologies and coatings"

Journal is included in the List of the Highest Attestation Committee of Russian Federation (VAK RF) for publication of basic results of doctoral theses according to groups of science specialty: 05.02.07 – Technology and equipment of mechanical and physical-technique processing; 05.02.08 – Mechanical-engineering technology; 05.05.03 – Wheeled and crawler machines; 05.05.06 – Mining machines; 05.16.01 – Metal science and heat treatment of metals and alloys; 05.16.05 – Metal pressure treatment; 05.16.06 – Powder metallurgy and composite materials,
Chemical Abstracts database, Russian Science Citation Index on Web of Science platform

Journal is spreaded on a subscription,
which can be issued in any post office
(index on the catalogue "Pressa Rossii" 39269)
or in publishing office.
Ph.: (499) 269-52-98, 268-47-19.
E-mail: realiz@mashin.ru, utp@mashin.ru

Journal is registered by
Roskomnadzor. The certificate
of registration ПИ № ФС 77-63956. 09.12.2015



В.Ю. Верещагин, А.С. Верещагина, канд. техн. наук
(Новосибирский государственный педагогический университет),

Б.Я. Мокрицкий, д-р техн. наук
(Комсомольский-на-Амуре государственный университет)

E-mail: Klirickv@yandex.ru

Оценка влияния конструкции концевых составных фрез и их покрытий на точность обработки

Получено снижение инструментальных затрат за счет применения твердосплавных концевых составных фрез. Это достигнуто заменой материала хвостовика фрезы на более дешевый в сравнении с монокристаллическими (цельными) фрезами, а также за счет применения покрытий на составных фрезах. Показано, что напряжения, возникающие в инструментальном материале, исключают поломку хвостовика составной фрезы у места ее крепления в патроне станка и не допускают исчерпание прочности в твердосплавной режущей части фрезы.

Ключевые слова: концевые твердосплавные фрезы, составная фреза, напряжения в материале.

It was obtained a decrease in tool consumption due to the use of solid carbide end mills. This is achieved by replacing the material of the cutter shank with a cheaper one in comparison with monolithic (solid) cutters, as well as through the use of coatings on compound cutters. It is shown in the work that the stresses arising in the tool material exclude the breakage of the shank of the compound cutter at the point of attachment of the cutter in the chuck of the machine and prevent the exhaustion of strength in the carbide cutting part of the cutter.

Keywords: end-cutting milling tools made of hard alloy, combined milling tool, machining accuracy.

Введение

Основные вопросы разработки конструкции составных твердосплавных концевых фрез и точности обработки ими решены и опубликованы ранее [1–3]. Составные фрезы разработаны как альтернатива монокристаллическим (цельным) твердосплавным концевым фрезам. У составных фрез режущая часть выполнена из инструментального твердого сплава, например, ВК8. С режущей частью сочленен хвостовик, выполненный из конструкционного материала, исключающего разрушение хвостовика у места крепления фрезы в патроне станка, что характерно для монокристаллических фрез [4–6]. Рассмотрены случаи исполнения хвостовика из конструкционной стали 40Х, инструментальной стали Р18, неинструментального твердого сплава марки Т30К4. Для удобства такие варианты исполнения составных фрез записаны следующим образом: ВК8 + 40Х; ВК8 + Р18; ВК8 + Т30К4. Конструкции

составных фрез защищены более чем 15 патентами (например [7, 8]).

Ранее на примере составной фрезы диаметром 16 мм показано [9], что при длине 92 мм они полностью способны заменить монокристаллические фрезы по точности изготовления деталей, при длине 123...180 мм они конкурируют с монокристаллическими фрезами и применимы на предприятиях общего машиностроения.

В данной работе приведены дополнительные результаты применения составных фрез по точности изготовления пазов в заготовках деталей и по эффективности их применения за счет нанесения на режущую часть покрытий. В качестве критерия оценки точности использована величина отклонения $Y_{откл}$ стенки обработанного паза от ее идеального положения. Отклонение $Y_{откл}$ рассмотрено как результат деформации (изгиба под действием радиальной составляющей силы резания) корпуса фрезы в зависимости от напряжений, возникаю-

щих в материалах корпуса составной фрезы при разных условиях эксплуатации [5–7]. Радиальная составляющая P_y силы резания нормирована 3000 Н и определена как часть от силы P_z [10]:

$$P_y = 0,85P_z.$$

Полученные результаты

Варьирование условий эксплуатации фрез выполнено за счет изменения ширины B фрезерования и длины L фрез. Под шириной B фрезерования здесь понимается длина участка режущей части фрезы, задействованная в резании (например, из 40 мм длины режущей части фрезы резание осуществляется только участком, равным 15 мм) (рис. 1).

Из методологических соображений глубину фрезерования оставляли постоянной. Для обработки методики исследований в качестве образцов использовали заготовки кубической формы с размерами $70 \times 70 \times 70$ мм, изготовленные из стали 12Х18Н10Т. Варьируемые параметры и режимы фрезерования приведены в табл. 1.

Для оценки адекватности определения прогнозируемых величин отклонения выполнены натурные эксперименты, схема измерений показана на рис. 2. На штативе 2 крепили измерительные головки 3. Используя угловую меру 1, измерительные головки выставляли на ноль, обеспечивали измерительное усилие для возможности фиксации как положительных, так и отрицательных отклонений.

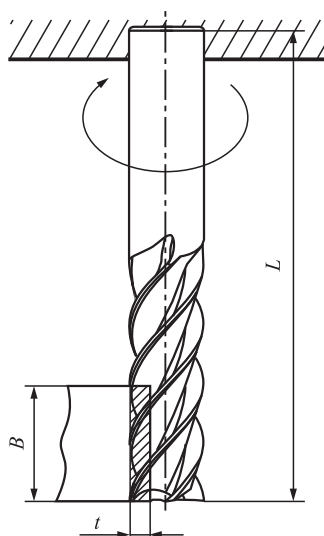


Рис. 1. Схема фрезерования:
 B — ширина фрезерования; t — глубина фрезерования; L — длина фрезы

Затем на поверочную плиту 4 вместо угловой меры 1 устанавливали контролируемую деталь 5 так, чтобы на верхней измерительной головке фиксировался нулевой отсчет, при этом значение на нижней измерительной головке являлось искомым отклонением. Результаты измерений представлены в табл. 2.

Все выявленные отклонения $Y_{откл}$ находились в пределах, допустимых для деталей общего машиностроения. Наиболее близкие показатели отклонения по сравнению с монолитной фрезой выявлены для составной фрезы с хвостовиком, выполненным из сплава Т30К4, расхождение составило 6...15 % в зависимости от ширины фрезерования и длины фрезы. Для составной фрезы

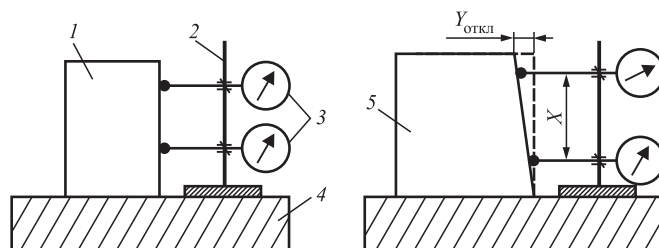


Рис. 2. Схема измерения отклонения $Y_{откл}$:
1 — угловая мера; 2 — штатив; 3 — измерительные головки; 4 — поверочная плита; 5 — контролируемая деталь; X — заданная длина (равна или пропорциональна длине консоли фрезы)

Таблица 1

Параметры фрезерования

Длина фрезы, мм	Ширина фрезерования, мм	Глубина фрезерования, мм	Частота вращения, мин ⁻¹	Подача S_z , мм/зуб
92	15	0,5	1000	0,02
123	40			0,01

Таблица 2

Величины отклонения $Y_{откл}$ обработанной поверхности стали 12Х18Н10Т при фрезеровании монолитной и составными фрезами

Длина фрезы, мм	Ширина фрезерования, мм	Величины отклонений, мкм, для фрез			
		ВК8 монолитная	ВК8 + Т30К4	ВК8 + Р18	ВК8 + 40Х
92	15	3,2	3,8	4,4	5,8
92	40	5,9	6,2	6,8	7,8
123	15	7,2	7,7	9,2	12,1
123	40	14,6	15,5	18,6	23,4

Таблица 3

Распределение напряжений σ_y вдоль оси y по передней и задней поверхностям зуба фрезы при фрезеровании стали 12Х18Н10Т

Поверхность инструмента	Материал	Напряжение σ_y , МПа, на расстоянии от вершины режущей кромки, мм								
		0,02	0,04	0,06	0,08	0,1	0,2	0,3	0,4	0,5
Передняя	ВК8 монолитная фреза	3300	3300	3300	3300	2600	1000	480	—	—
	Составная фреза ВК8 + TiN (5 мкм)	3240	3240	3240	3240	2000	900	400	—	—
Задняя	ВК8 монолитная фреза	3300	3300	3300	3300	3300	3000	2100	—	—
	Составная фреза ВК8 + TiN (5 мкм)	3240	3240	3240	3240	3240	3000	2100	—	—

Таблица 4

Распределение напряжений σ_z вдоль оси z по передней и задней поверхностям зуба фрезы при фрезеровании стали 12Х18Н10Т

Поверхность инструмента	Материал	Напряжение σ_z , МПа, на расстоянии от вершины режущей кромки, мм								
		0,02	0,04	0,06	0,08	0,1	0,2	0,3	0,4	0,5
Передняя	ВК8 монолитная фреза	980	870	800	780	700	930	970	700	—
	Составная фреза ВК8 + TiN (5 мкм)	970	830	790	770	750	800	900	900	800
Задняя	ВК8 монолитная фреза	980	920	870	820	780	250	—	—	—
	Составная фреза ВК8 + TiN (5 мкм)	970	910	830	780	770	300	—	—	—

с хвостовиком, выполненным из стали 40Х, расхождение составило 60...80 %.

Для исключения отказа необходимо определить критические напряжения в материале фрезы. Сопоставив полученные имитационным моделированием с использованием зависимостей напряжений от силы резания [11—14] результаты (без учета вероятностной оценки) с напряжениями (на уровне предела прочности) инструментального материала или хвостовика фрезы, можно судить о возможности отказа фрезы.

В табл. 3 и 4 показаны выявленные имитационным моделированием распределения напряжений, действующих на передней и задней поверхностях инструмента (подача 0,1 мм/зуб, скорость резания 70 м/мин, попутное фрезерование). В качестве примера рассмотрена фреза, изготовленная из сплава ВК8 с покрытием из нитрида титана толщиной 5 мкм, покрытие осаждено методом конденсации с ионной бомбардировкой КИБ.

Анализ данных табл. 3 и 4 показывает, что значения полученных напряжений для режущей части составной фрезы и для монолитной фрезы ниже допустимых для сплава ВК8 (ниже напряжений, исчерпывающих предел прочности твер-

дого сплава ВК8, который определяется как отношение нагрузки к площади приложения нагрузки и равен 1660 Н/мм²). Это означает:

1. Указанные параметры режима резания не создают напряжений, опасных для провоцирования разрушения составных и монолитных фрез.
2. Применение покрытия снижает напряжение и, тем самым, служит дополнительным фактором для повышения эффективности применения составных фрез.

Расчеты напряжений сделаны для хвостовиков составных фрез, выполненных из материалов 40Х, Р18, Т30К4. Их прочности достаточно для исключения отказа фрез сколом у места крепления фрезы в патроне.

Рассмотрены случаи применения для составных фрез других конструкций и состава (архитектуры) покрытий. Применение покрытий здесь рассмотрено не с позиций повышения периода стойкости фрез, а с позиций изменения условий протекания процессов на контактных поверхностях зубьев фрезы. Известно, что применение покрытий снижает силы трения на контактных поверхностях инструмента [15—21]. Это приводит к снижению радиальной составляющей силы ре-

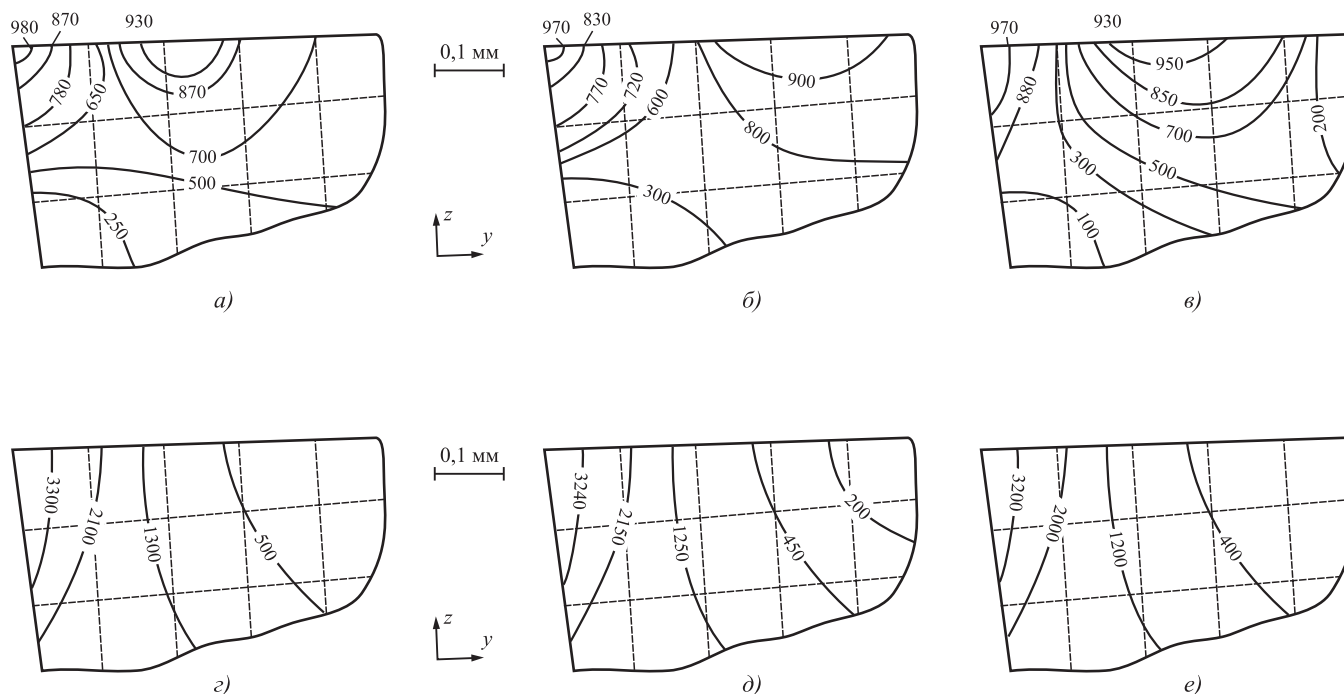


Рис. 3. Поля напряжений в материале режущего клина из разных инструментальных материалов (толщины слоев покрытий одинаковы) при обработке материала 12Х18Н10Т:
а–в — напряжений σ_z ; *г–е* — напряжений σ_y ; *а, г* — без покрытия; *б, д* — ВК8 с покрытием TiN; *в, е* — ВК8 с покрытием (TiAl)N

зания и, соответственно, к уменьшению отклонения $Y_{откл}$.

Пример полей напряжений в инструментальном материале с двумя разными покрытиями показан на рис. 3 (подача 0,1 мм/зуб, скорость резания 70 м/мин, попутное фрезерование). Значения напряжений при применении покрытий снижены на 7...9 %. Это дает дополнительное преимущество составным фрезам в повышении точности обработки за счет снижения напряжений в инструменте.

Рассмотрено еще несколько вариантов покрытий. Вывод подтвержден. При наноструктурированных многослойных покрытиях снижение напряжений достигает 12 %.

Вопросы повышения стоимости составных фрез из-за нанесения покрытий здесь не рассмотрены. Случай применения покрытий на монолитных фрезам тоже не рассмотрен. Они применяются в производстве, но используются не для снижения деформаций корпуса фрезы, а для повышения периода стойкости инструмента.

Заключение

Составные фрезы не уступают монолитным фрезам по точности изготовления деталей машин

при их меньшей стоимости. Применение покрытий на составных фрезам еще больше повышает конкурентность из-за снижения напряжений, действующих в инструментальном материале. Для рассмотренных условий эксплуатации возникающие напряжения исключают отказ составной фрезы из-за слома хвостовика или скола твердосплавной режущей части.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Совершенствование** твердосплавной концевой составной фрезы / М.А. Подойницын и др. // Вестник Брянского государственного технического университета. 2017. № 1 (54). С. 50—57. DOI: 10.12737/24892.
2. **Результаты** исследования процесса резания на основе моделирования с использованием программных сред / Б.Я. Мокрицкий и др. // Вестник Брянского государственного технического университета. 2017. № 2(55). С. 27—36, DOI: 10/1273/article_59353e29743f65.13333985.
3. **Мокрицкий Б.Я., Морозова А.В., Верещагин В.Ю.** Повышение эффективности фрезерования посредством применения концевых твердосплавных составных фрез // Вестник Брянского государственного технического университета. 2021. № 6. С. 4—9.
4. **Моделирование** как инструментарий оптимизации составной концевой фрезы / Б.Я. Мокрицкий и др. // Металлообработка. 2017. № 6. С. 53—59.

5. **Верещагин В.Ю., Мокрицкий Б.Я., Верещагина А.С.** Прогнозное моделирование архитектуры покрытия на металлорежущем инструменте // Упрочняющие технологии и покрытия. 2018. Т. 14. № 4. С. 147–155.

6. **Составные концевые фрезы** как альтернатива цельным и сборным твердосплавным концевым фрезам / Б.Я. Мокрицкий и др. // СТИН. 2016. № 6. С. 7–10.

7. **Патент № 176313 РФ. МПК В23 С5/10** на полезную модель "Фреза концевая составная твердосплавная" // Б.Я. Мокрицкий, М.А. Подойницын, Е.Б. Мокрицкая и др. Патентообладатель ФГБОУ Комсомольский-на-Амуре государственный технический университет. Заявка 2016145786 от 22.11.2016. Оpubл. 16.01.2018. Бюл. № 2.

8. **Патент № 196386 РФ. МПК В23С 5/10** на полезную модель Фреза составная / заявка 2019139184 от 03.12.2019 / Патентообладатель ФГБОУ ВО "Новосибирский государственный технический университет" / А.С. Верещагина, Б.Я. Мокрицкий, В.Ю. Верещагин. Оpubл. 27.02.2020. Бюл. № 6.

9. **Верещагин В.Ю., Мокрицкий Б.Я., Верещагина А.С.** Анализ результатов испытаний составных концевых фрез // Ученые записки КНАГТУ. 2016. 111-1(27). С. 53–56.

10. **Остафьев В.А.** Расчет динамической прочности режущего инструмента. М.: Машиностроение, 1979. 168 с.

11. **Petrushin S.I., Proskokov A.V.** Theory of Constrained Cutting: Chip Formation with a Developed Plastic Deformation Zone // Russian Engineering Research. 2010. Т. 30. № 1. С. 45–50 (10944362).

12. **Petrushin S.I.** Differential equation for tool wear // Russian Engineering Research. 2015. Vol. 34. No. 12. P. 756–762.

13. **Петрушин С.И., Воробьев А.В.** Моделирование процесса изнашивания лезвия режущего инструмента // Вестник машиностроения. 2005. № 12. С. 31–34.

14. **Петрушин С.И., Проскоков А.В.** Стружкообразование с развитой зоной пластических деформаций при

резании металлов // Известия Томского политехнического университета. 2009. Т. 314. № 2. С. 57–62.

15. **Верещака А.А., Верещака А.С., Григорьев С.Н.** Многослойно-композиционные наноструктурированные покрытия для режущих инструментов, работающих в тяжелых условиях // Упрочняющие технологии и покрытия. 2012. № 12. С. 3–11.

16. **Верещака А.С., Григорьев С.Н., Табаков В.П.** Методологические принципы создания функциональных покрытий для режущего инструмента // Упрочняющие технологии и покрытия. 2013. № 2. С. 18–32.

17. **Верещака А.С., Верещака А.А.** Повышение эффективности инструмента путем управления составом, структурой и свойствами покрытий // Упрочняющие технологии и покрытия. 2005. № 9. С. 9–19.

18. **Елкин М.С.** Исследование влияния износостойких покрытий режущего инструмента на параметры качества обработанной поверхности при фрезеровании концевыми фрезами лопаток и моноколес: дис. ... канд. техн. наук: 05.02.08. Рыбинск, 2015. 205 с.

19. **Курочкин А.В.** Повышение работоспособности монолитных твердосплавных концевых фрез путем оптимизации архитектуры многослойных наноструктурированных износостойких покрытий: автореф. дис. ... канд. техн. наук, г. Рыбинск. 2012. С. 16.

20. **Табаков В.П., Чихранов А.В.** Повышение работоспособности твердосплавного инструмента путем направленного выбора рациональных параметров состава износостойкого покрытия // СТИН. 2016. № 3. С. 14–18.

21. **Математическое** описание процессов трещинообразования в износостойких покрытиях режущего инструмента / В.П. Табаков и др. // Упрочняющие технологии и покрытия. 2007. № 6. С. 48–51.



ООО "Издательство "Инновационное машиностроение"
продолжает подписку на журнал

"УПРОЧНЯЮЩИЕ ТЕХНОЛОГИИ И ПОКРЫТИЯ"

- За наличный и безналичный расчет
- С любого номера и на любой срок
- Без почтовых наценок

Присылайте заказ и обращайтесь за дополнительной информацией в отдел продаж, маркетинга и рекламы:

107076, г. Москва, Колодезный пер., д. 2а, стр. 2,
тел.: (495) 785-6069,
e-mail: realiz@mashin.ru, www.mashin.ru

В.В. Жуков, канд. техн. наук, **С.А. Степанов**
(Московский государственный технический университет имени Н.Э. Баумана)
E-mail: zhukov-vv@yandex.ru

Влияние геометрических параметров маскирующих покрытий на точность изготовления дисков-кристаллов для полупроводниковых диодов

Рассмотрен квалификационный признак размерной струйно-абразивной обработки при разрезании маскированных полупроводниковых подложек на кремниевой основе на круглые диски-кристаллы. Этот подход используется при разделении пакетированных подложек на диски-кристаллы, которые имеют конусность боковых поверхностей и, соответственно, различие размеров диаметров на торцах кристалла. Описан процесс формирования дисков-кристаллов и выявлена зависимость конусности кристаллов от способа маскирования и параметров струйно-абразивной обработки. Показано, что диски-кристаллы одного размера с минимальной конусностью могут быть получены за счет увеличения времени обработки, изготовления маскирующих дисков из износостойких материалов и выбора оптимального расстояния между маскирующими дисками с учетом толщины подложки.

Ключевые слова: СВЧ-диод, кремниевая пластина, диск-кристалл, струйно-абразивная резка, маскирующие диски, абразивный порошок.

Considered is the qualification feature of dimensional abrasive jet processing when cutting masked semiconductor substrates on a silicon base into round discs-crystals. This approach is used when dividing stacked substrates into crystal disks, which have a tapered side surface and, accordingly, a difference in the size of the diameters at the ends of the crystal. The process of the formation of crystal disks is described and the dependence of the crystal taper on the masking method and the parameters of jet-abrasive processing is revealed. It is shown that crystal disks of the same size with a minimum taper can be obtained by increasing the processing time, manufacturing masking disks from wear-resistant materials, and choosing the optimal distance between the masking disks taking into account the substrate thickness.

Keywords: microwave diode, silicon plate, disk-crystal, jet-abrasive cutting, masking discs, abrasive material.

Введение

Производство полупроводниковых диодов с круглым диском-кристаллом, полученным разделением пакетированной полупроводниковой подложки, является одним из приоритетов развития отечественной электроники.

Для автоматической сборки полупроводниковых диодов классического типа традиционно используются диски-кристаллы цилиндрической формы, которые наилучшим образом соединяются пайкой с цилиндрическими штифтами диодов.

Однако разделить пакетированную подложку толщиной более 1 мм на диски-кристаллы оказалось затруднительно из-за отсутствия разработок по технологии резки "толстых" пластин и недостаточной производительности имеющегося оборудования [1, 2]. В настоящее время в отрасли используется струйно-абразивная (пескоструйная) технология и промышленное оборудование для резки тонких полупроводниковых подложек на диски-кристаллы для диодов [3]. Пескоструйной резке свойственна изменяемая по углу накло-

на клинообразная поверхность разделения-резки маскированной подложки между защитными дисками, задающая конусность боковой поверхности диска-кристалла [2, 3], в результате чего диск-кристалл имеет различные диаметры по торцам.

Для решения обозначенной выше проблемы необходимо минимизировать разность в диаметрах диска-кристалла, исходя из условий сборки конкретного типа диода. Исходя из технологических требований производства СВЧ-диодов, разница в размерах верхнего и нижнего основания диска-кристалла, изготовленного из тонкой подложки толщиной до 350 мкм, должна составлять 0,08...0,12 мм при номинальных диаметрах дисков-кристаллов 1,5; 2,0 и 3,2 мм.

Ранее авторами было показано, что при струйно-абразивной резке тонких маскированных подложек происходит поэтапное изменение формы поверхности резания маскированной подложки [2, 4].

На рис. 1 показаны основные этапы разделения подложки: I — предварительный этап — включает наклеивание кремниевой подложки на стеклянную основу и нанесение на подложку маскиру-

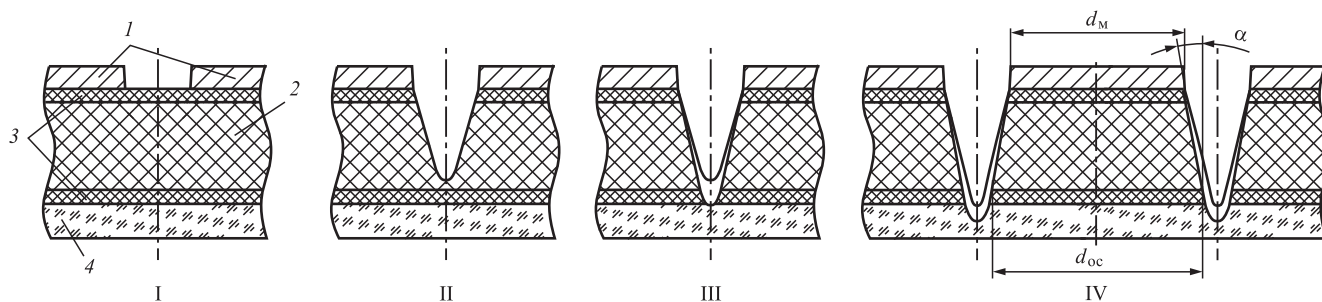


Рис. 1. Этапы разделения маскированной кремниевой пластины на диски-кристаллы при пескоструйной резке: I — предварительный этап: подготовка; II — начальный этап: прорезание между маскирующими экранами; III — этап разделения на диски: прорезание до стеклянного основания; IV — заключительный этап: корректировка конусности.

1 — маска; 2 — кремниевая пластина; 3 — клей; 4 — стеклянное основание; d_M — диаметр маски; d_{oc} — диаметр основания

ющего покрытия; II — непосредственная резка кремниевой пластины по линиям между маскирующими элементами с постепенным углублением в тело пластины; III — полное прорезание кремниевой пластины до стеклянного основания; IV — подрезание боковых граней дисков-кристаллов со стороны стеклянного основания для придания им необходимого угла наклона. В результате разница между "верхним" и "нижним" диаметрами диска-кристалла уменьшается до допустимых значений. При достижении стыка между кремниевой и стеклянной пластинами процесс углубления (резки) подложки замедляется, так как достигнута предельная глубина при выбранном зазоре между защитными дисками. Отработка последнего этапа требует столько же времени, сколько предшествующее полное разрезание кремниевой пластины.

В результате прорезания обработанная поверхность между защитными дисками имеет в сечении форму клина с углом при вершине. Этот угол изменяется в процессе резки подложки от начальных значений, равных ориентировочно 48...55°, до конечных — в два раза меньших. Конечные значения угла 2α могут меняться в зависимости от возможного износа маскирующих дисков, приводящего к увеличению зазора между дисками.

Величину минимального зазора между защитными дисками маски, равную $(0,35 \pm 0,025)$ мм, вычисляли как удвоенное произведение суммарной толщины полупроводниковой подложки с защитным диском, умноженной на тангенс угла $\alpha = 15^\circ$ (максимально допустимый угол конусности для технологических условий при сборке диода). В качестве маски использовали защитные диски диаметром 2,00 мм, изготовленные из листовой стали 15кп толщиной 0,20 мм методом холодной штамповки.

Материалы и методика эксперимента

В экспериментах исследовали износостойкость металлических и полимерных пленок под действием потока абразивных микрочастиц, а также влияние стойкости маскирующих дисков на размеры дисков-кристаллов в процессе разделения пакетированной полупроводниковой подложки пескоструйным способом.

В данном эксперименте струйно-абразивной обработке подвергали пакетированные полупроводниковые подложки суммарной толщиной 1,05 мм (с учетом толщины дисков маски и слоев клея), состоящие из трех полупроводниковых пластин толщиной (250 ± 20) мкм. Методика проведения экспериментов, контрольно-измерительные приборы, используемые в экспериментах, а также режим обработки образцов маскированных пластин на действующей пескоструйной установке ранее подробно изложены авторами в работе [2].

Исследовали три типа материалов для изготовления маскирующих защитных элементов: сталь 15кп по ГОСТ 1050—2013, листовую, толщиной 0,2 мм; пленку ЛКО-250 по ТУ636-015-07601211-01 толщиной 0,25 мм и обычную пленку ПВХ самоклеющуюся каландрованную толщиной 0,15 мм.

Защитные диски диаметром 2,00 мм из листовой стали 15кп изготавливали методом холодной штамповки. Трафареты из полимерных пленок с защитными дисками или квадратными пластинами изготавливали на режущих плоттерах с соблюдением следующих размеров: диаметры дисков $(2,00 \pm 0,025)$ мм и минимальный зазор между дисками $(0,65 \pm 0,05)$ мм; полимерные диски сохраняли на бумажной основе пленки до момента их переноса на обрабатываемую подложку.

В процессе экспериментов установлено, что маскирующие покрытия из пленок ЛКО-250 и ПВХ интенсивно изнашиваются из-за эрозии кромок пленки под действием потока абразивных частиц и в течении цикла обработки теряют в диаметре 0,20...0,25 мм, в связи с чем не могут быть использованы для решения задачи минимизации конусности дисков-кристаллов для полупроводниковых диодов.

На рис. 2 изображены контуры поверхности резки пакетированной подложки, полученные на начальной и заключительной стадиях разделения пакетированной подложки на диски-кристаллы для двух типов маскирующих покрытий: из листовой стали 15кп и полимерной пленки ЛКО-250.

На рис. 3 изображен эскиз диска-кристалла с минимальной конусностью, полученной в эксперименте разделения трехслойной подложки, маскированной металлическими дисками.

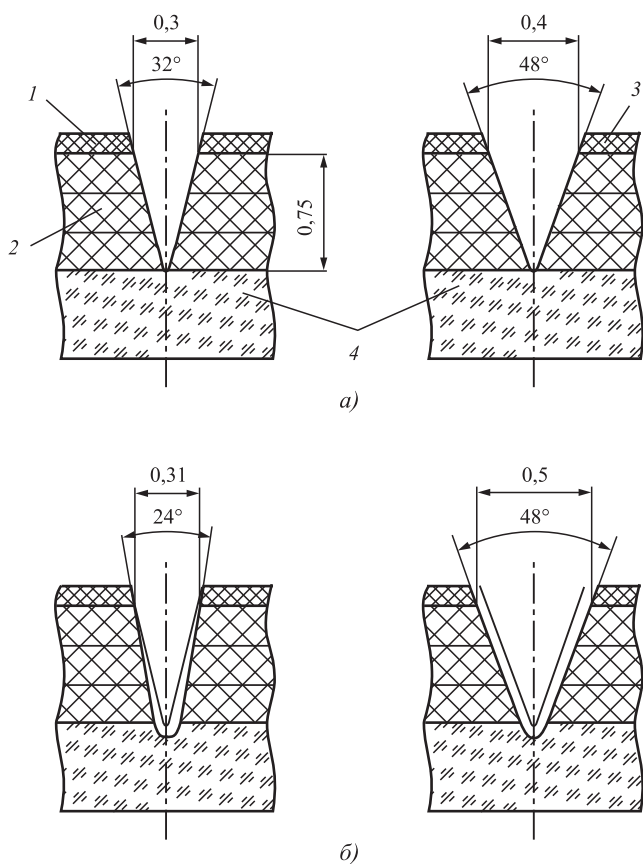


Рис. 2. Влияние износостойкости маски на форму поверхности и размеры диска-кристалла:

a — начальная стадия разделения пластины; продолжительность 4,5 мин; *б* — заключительная стадия получения дисков-кристаллов; продолжительность 4,5 мин; 1 — маска из стали 15кп; 2 — пакетированная кремниевая подложка; 3 — маска из пленки ЛКО-250; 4 — стеклянное основание

В следующем эксперименте изучали возможность разделения пакетов из кремниевых пластин и стекла, маскированных полимерными пленками, в случаях, когда не требуется соблюдения ограничения по минимальной конусности поверхности резания.

Для исследования выбрали несколько образцов — пластины толщиной 0,49; 0,55; 0,75; 0,85 и 1,05 мм. С помощью режущего плоттера подготовили несколько типов защитных масок из полимерной пленки толщиной 0,15 мм (пленка ПВХ) и 0,25 мм (ЛКО-250) с различными номинальными зазорами между прямоугольными экранами: от 0,6 до 2,1 мм и шагом 0,2 мм (рис. 4).

Экспериментальный трафарет разбит на четыре зоны, каждая из которых состоит из квадратных маскирующих экранов с различными зазорами между ними. Расстояния между экранами в разных зонах составляют: l_1 — 0,6; 0,7; 0,8; 0,9 мм;

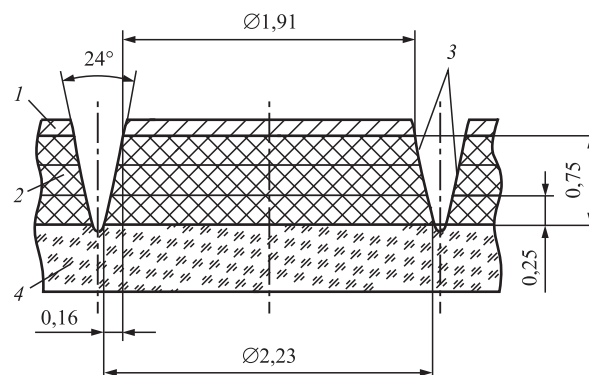


Рис. 3. Размеры диска-кристалла после резки трехслойной пакетированной подложки:

1 — маска из стали 15кп; 2 — трехслойная подложка; 3 — контур профиля резки; 4 — стеклянное основание

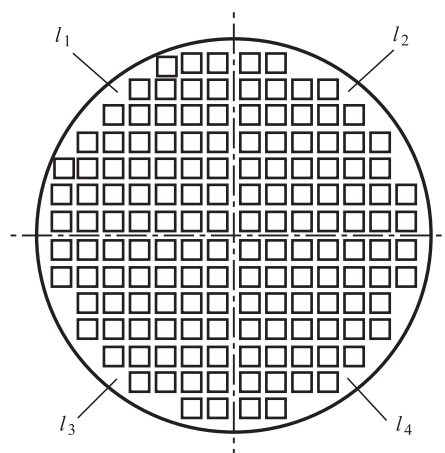


Рис. 4. Образец полимерной маски на бумажной основе: l_1 — l_4 — зоны с различными размерами зазоров для прорезания

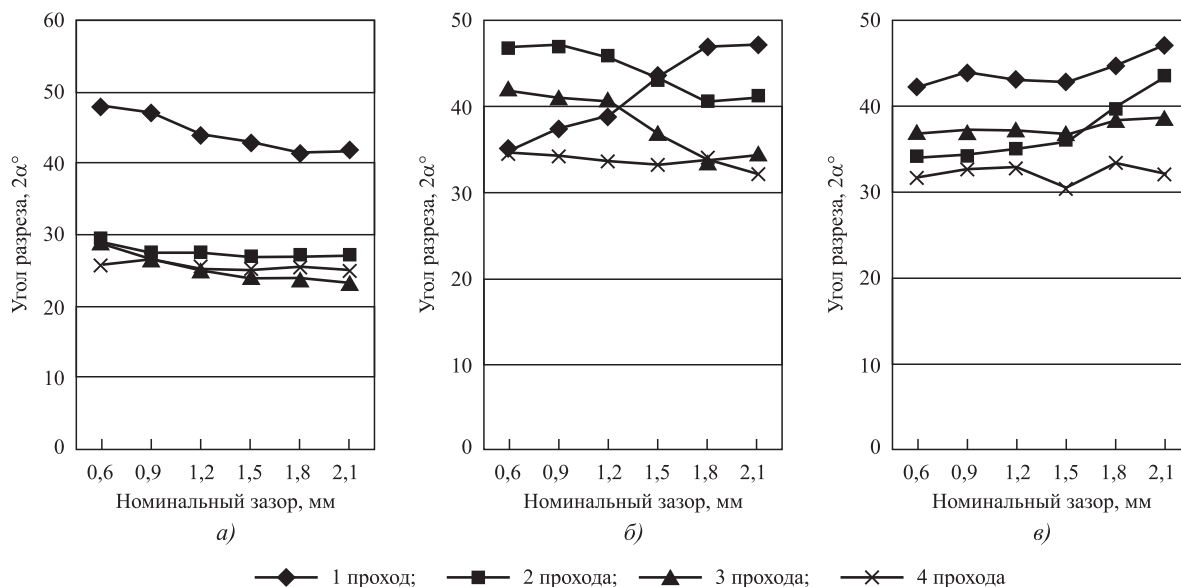


Рис. 5. Зависимость угла разреза от номинального зазора между маскирующими экранами для пластин различной толщины h :

a — 0,55 мм; b — 0,8 мм; v — 1,05 мм

l_2 — 1,0; 1,1; 1,2; 1,3 мм; l_3 — 1,4; 1,5; 1,6; 1,7 мм; l_4 — 1,8; 1,9; 2,0; 2,1 мм. Маскированные подложки обрабатывали на опытно-промышленной установке предприятия в штатном режиме резки обычных кремниевых подложек, при этом время обработки каждого из образцов, наклеенных на стеклянные подложки, варьировалось за счет повторных проходов образцов через установку.

При обработке кремниевых пластин режим резания пескоструйной установки оставался неизменным, а именно: диаметр активной зоны резания потоком абразивных частиц из сопел составлял на поверхности маски 10...12 мм; амплитуда сканирования сопел — 90 мм; время двойного хода шести рабочих сопел — 1 с; скорость подачи кассеты с заготовками — 0,24 мм/с. Расход абразивного порошка через одно сопло — 7...10 г/с.

Значения углов поверхности резания (углов "клина", углов разреза) измеряли по изготовленным шлифам на инструментальном микроскопе с ценой деления 0,2 мкм и дублировали соответствующими расчетами по линейным размерам.

На рис. 5 представлены результаты струйно-абразивной резки тонких кремниевых пластин через защитные диски, изготовленные из полимерных пленок. Для тонких кремниевых пластин толщиной 0,55 мм оптимальными параметрами можно считать номинальный зазор 1,5...2,1 мм, число проходов 3, угол разреза при этих условиях 23,2...24,0° (рис. 5, a); дальнейшая обработка вызывает увеличение угла, что может быть связано с износом маскирующего покрытия. Для кремние-

вых пластин толщиной 0,8 мм (рис. 5, b) и 1,05 мм (рис. 5, v) искомый номинальный зазор может быть равен 1,5 мм, а число проходов — 4; при этих условиях угол разреза составляет 33,5 и 30,5° соответственно.

Результаты исследований и их обсуждение

Из сравнительного анализа контуров поверхности резки пакетированной подложки, полученных на начальной и заключительной стадиях разделения пакетированной подложки на диски-кристаллы покрытий из листовой стали 15кп и полимерной пленки ЛКО-250 (см. рис. 2) видно, что:

- процессы формообразования и конусность дисков-кристаллов существенно различаются и основной причиной является недостаточная износостойкость полимерной пленки ЛКО-250;

- время разделения трехслойной подложки увеличилось в два раза по сравнению с резкой тонкой подложки; при обработке на опытно-промышленной установке общая длительность цикла резки тонкой подложки — 4,5 мин, трехслойной — 9 мин.

Выбор зазоров между защитными экранами маскирующего покрытия, исходя из требуемой глубины резки (см. рис. 3), является критически важным для минимизации конусности дисков-кристаллов, а также для обеспечения повторяемости размерных параметров дисков-кристаллов в режиме групповой пескоструйной обработки пакетированных пластин.

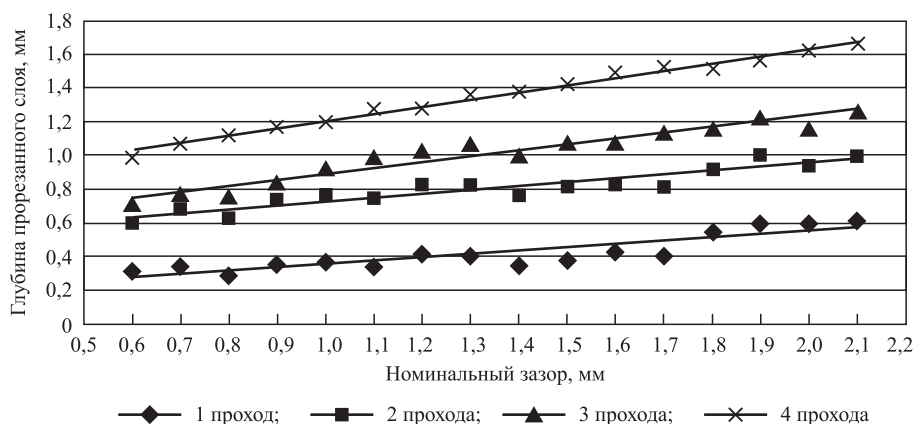


Рис. 6. Зависимость глубины прорезаемого слоя от номинального зазора и времени обработки

Требования к размерам конусности дисков-кристаллов и, соответственно, к зазорам между маскирующими экранами обусловлены технологией сборки полупроводниковых диодов и предполагают весьма трудоемкое маскирование подложек дискретными металлическими дисками. Когда не требуется соблюдать ограничения по наклону боковой грани элементов разделяемой пластин, можно использовать упрощенную технологию маскирования пластины полимерными пленками. Полимерные маски целесообразно применять, в частности, при декоративно-художественной обработке стеклопакетов.

Выявлена зависимость глубины прорезаемого слоя от номинального зазора между защитными дисками и времени обработки (рис. 6). Относительно номинального зазора между защитными дисками зависимость глубины резания имеет линейный характер. Пластины толщиной 0,55 мм при номинальном зазоре более 1,8 мм прорезаются уже после 1-го прохода, при зазоре менее 1,8 мм — после 2-го прохода; пластины толщиной 0,8 мм при зазоре более 1,5 мм — после 2-го прохода, при зазоре менее 1,5 мм — после 3-го прохода; пластины толщиной 1,05 мм при зазоре более 1,4 мм прорезаются после 3-го прохода, а при зазорах менее 1,4 мм прорезаются только после 4-го прохода, при этом при зазоре менее 0,7 мм за 4 прохода пластины до конца прорезаны не будут.

Заключение

Величину минимального зазора между защитными дисками при резке пакетированной подложки на кремниевой основе следует принимать равной удвоенному произведению суммарной толщины подложки с защитным диском, умноженной на тангенс угла 15° (максимально допустимый угол конусности по условиям технологии автоматической сборки диодов).

Для изготовления защитных дисков маскирующего покры-

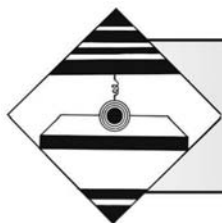
тия пакетированных подложек при производстве полупроводниковых диодов следует использовать листовую сталь 15кп толщиной не менее 0,2 мм.

При маскировании полимерными пленками (защитные диски или экраны другой формы) кремниевых пластин толщиной от 0,55 до 1,05 мм продолжительность процесса прорезания пластин увеличивалась в 1,2...2 раза.

Глубина прорезаемого слоя маскированной подложки из кремния прямо пропорциональна зазору между маскирующими элементами.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Пономарев В.Б., Лошкарев А.Б. Оборудование заводов материалов электронной техники. Методические указания. Курс лекций: учебное электрон. текст. изд. / научный редактор В.Я. Дзюзер. Екатеринбург: УГТУ — УПИ, 2008. 87 с.
2. Жуков В.В., Степанов С.А. Исследование точности пескоструйной резки пакетированных кремниевых пластин // Сборка в машиностроении, приборостроении. 2015. № 6. С. 3—7.
3. Жуков В.В., Степанов С.А., Горничев А.А. Исследование процесса формообразования при пескоструйной обработке пакетированных кремниевых подложек // Сборка в машиностроении, приборостроении. 2016. № 3. С. 9—12.
4. Жуков В.В., Дощечкин Е.Д. Технология изготовления полимерных маскирующих покрытий с использованием клеевых соединений при пескоструйной резке полупроводниковых материалов // Сборка в машиностроении, приборостроении. 2005. № 10. С. 20—23.



¹В.В. Алтухова, ¹Р.Ф. Крупский, канд. техн. наук,
²А.А. Кривенко, канд. техн. наук, ¹О.Г. Шакирова, д-р хим. наук
(¹Комсомольский-на-Амуре государственный университет,
²Комсомольский-на-Амуре авиационный завод имени Ю.А. Гагарина)
E-mail: zhizn-vita@bk.ru

Повышение долговечности титановых сплавов за счет модификаций упрочненного поверхностного слоя виброабразивной обработкой

Показано, что виброабразивная обработка упрочненных образцов из титанового сплава способствует повышению их долговечности. Данный эффект объяснен удалением дефектного поверхностного слоя, содержащего микротрещины и подверженного влиянию остаточных растягивающих напряжений. Показано, что предлагаемый этап виброабразивной обработки керамическими гранулами позволяет практически полностью удалить железо, внедренное после виброударного поверхностного упрочнения, и исключить из технологического процесса операцию травления в азотной кислоте. Кратко представлено современное состояние исследований долговечности в мировой науке.

Ключевые слова: долговечность, виброударное упрочнение, виброабразивная обработка.

It is shown that vibroabrasive treatment of hardened titanium alloy specimens contributes to an increase in their durability. This effect is explained by the removal of a defective surface layer containing microcracks and subject to the influence of residual tensile stresses. It is shown that the proposed stage of vibro-abrasive processing with ceramic granules makes it possible to almost completely remove iron introduced after vibro-impact surface hardening, which makes it possible to exclude the operation of etching in nitric acid from the technological process. The current state of research on durability in world science is briefly presented.

Keywords: durability, vibro-impact hardening, vibro-abrasive treatment.

Введение

Для обеспечения выполнения требований безопасной эксплуатации летательных аппаратов в течение заданного ресурса с учетом требований по весовой эффективности конструкции применяются высокопрочные титановые сплавы, которые выдерживают более высокие нагрузки, чем алюминиевые сплавы, и имеют меньшую плотность, чем стали. При этом высокопрочные титановые сплавы характеризуются пониженной пластичностью и высокой чувствительностью к конструкционным, технологическим и эксплуатационным концентраторам напряжений. Элементы шасси пассажирских самолетов, выполняемые из титановых сплавов, испытывают регулярные динамические нагрузки, влияющие на их долговечность. Долговечность определяется

состоянием поверхностного слоя, так как очаги разрушения от усталости материала зарождаются именно на поверхности деталей.

Значимый вклад в обеспечение долговечности материала вносит технология обработки, особенно на заключительных этапах изготовления. Современное развитие авиастроения характеризуется применением на финишных операциях упрочняющих технологий, направленных на формирование поверхностного слоя с хорошим сопротивлением образованию и развитию усталостных трещин при циклическом нагружении за счет повышения поверхностной твердости, образованию в поверхностных слоях остаточных напряжений сжатия и благоприятному изменению микрогеометрии поверхности.

В машиностроении, в частности, в авиастроении на финишных операциях технологического

процесса изготовления деталей сложной формы взамен операций окончательной обработки резанием лезвийным или абразивным инструментом применяют обработку поверхностным пластическим деформированием, обеспечивающим необходимые сопротивление усталости, ресурс и надежность. А для деталей, имеющих сложную форму с неоднородным расположением поверхностей для закрепленных обрабатывающих инструментов, вибрационная ударная обработка является единственным эффективным отделочно-упрочняющим способом.

Основная часть поверхностного слоя титанового сплава после упрочнения по принципу поверхностного пластического деформирования при вибрационной ударной обработке характеризуется сжимающими остаточными напряжениями с благоприятной структурой микронеровностей и пониженной пористостью. Использование упрочняющей технологии по принципу поверхностного пластического деформирования в виде вибрационной ударной обработки, основанной на формировании в поверхностном слое в том числе наклепа, не всегда приводит к ожидаемому результату: повышение поверхностной твердости, как правило, снижает пластичность и устойчивость к трещинам, а релаксационные процессы, протекающие при переменных нагрузках, в сочетании с микроразрушениями, возникающими при пластическом деформировании, могут приводить к значимому снижению усталостных характеристик.

Вибрационное ударное упрочнение возникает в результате контакта рабочей среды, состоящей из стальных шариков, с обрабатываемой поверхностью закрепленных заготовок из титанового сплава, при этом наблюдается внедрение железных частиц рабочих тел (осколков, стружки и т. д.) в приповерхностный слой заготовок. Образование в приповерхностном слое титанового сплава контактно-осажденного железа негативно влияет на коррозионную стойкость, так как контактно-осажденное железо взаимодействует с алюминием, входящим в состав титановых сплавов, например ВТ6, по механизму электрохимической коррозии и провоцирует вымывание алюминия из титанового сплава. При этом чем больше влажность и выше концентрация диоксида серы в слоях атмосферы (что характерно для условий эксплуатации авиационной техники), тем быстрее происходит такая коррозия.

Такое присутствие микротрещин с внедренными в приповерхностный слой частицами контактно-осажденного железа снижает эффект упрочнения и уменьшает долговечность титанового сплава.

Дефекты, оставляемые стальными шариками, и нанесенное железо обычно удаляются кислотным

травлением. Однако кислотное травление имеет ряд недостатков. В качестве альтернативного решения проблемы долговечности титановых сплавов авторы провели исследования метода виброабразивной обработки упрочненной поверхности керамическими гранулами. Результаты показали, что виброабразивная обработка способствует не только успешному удалению следов железа, но и повышает долговечность из-за удаления дефектного верхнего слоя.

Современное состояние исследований долговечности в мировой науке

Надежность и ресурс авиакосмической техники обуславливаются, главным образом, сопротивлением усталости материалов конструктивных элементов изделий. Мнение о том, что долговечность материалов в значительной степени определяется состоянием поверхностного слоя, считается неоспоримым учеными А.М. Сулимой, А.Г. Суловым, В.К. Беловым, а также зарубежными авторами, в числе которых П.К. Шарп, И. Сю, С. Джозеф, П.С. Карамчед, К. Фокс. Влияние качества поверхностного слоя на усталость различных конструкционных материалов установлено ведущими отечественными учеными С.В. Серенсенем, И.В. Кудрявцевым, С.И. Кишкиной, Б.Е. Авчинниковым, И.А. Биргером, Б.Ф. Балашовым, И.Г. Гринченко.

По результатам исследований А.М. Сулимой, В.С. Мухина, А.А. Маталина, М.А. Елизаветина, А.В. Подзея известно, что сопротивление усталости зависит от размера и знака поверхностных остаточных напряжений или степени наклепа, глубины их залегания и закона распределения.

Влияние микронеровности поверхности деталей на сопротивление усталости предложено оценивать Г. Нейбером с помощью теоретического коэффициента концентрации напряжений, учитывающего метод обработки, высоту неровностей поверхности и радиус впадин. И.А. Одинг предложил оценивать изменение сопротивления усталости в зависимости от шероховатости поверхности с помощью эмпирического коэффициента, определяемого через предел выносливости при изгибе с учетом метода обработки. В работах А.М. Сулимой коэффициент концентрации напряжений выражается через вероятностные показатели гармоник амплитуды и шага профиля микронеровностей.

Требуемые параметры качества поверхности могут быть обеспечены упрочнением путем поверхностного пластического деформирования, которое приводит к повышению поверхностной твердости, образованию в поверхностных слоях

остаточных напряжений сжатия и благоприятному изменению микрогеометрии поверхности.

В работах [1, 2] указывается, что обработка поверхностным пластическим деформированием создает остаточные напряжения, которые являются результатом воздействия двух основных факторов — упругопластической деформации, за счет которой возникают остаточные сжимающие напряжения в поверхностном слое, и тепловых процессов, происходящих при ударе, за счет которых у поверхности возникают остаточные растягивающие напряжения [3]. Отмечается, что только сжимающие напряжения улучшают прочностные свойства деталей [2]. При этом наблюдается формирование максимума деформационных напряжений в глубине слоя за счет того, что область максимальных касательных напряжений, в которой начинается пластическая деформация, располагается на некоторой глубине от поверхности, а пластическая деформация в лежащей выше области, непосредственно примыкающей к поверхности, начинается позже и протекает менее интенсивно [1].

Для деталей машиностроения, в частности авиастроения, имеющих сложную форму с недоступным расположением поверхностей для обработки закрепленным инструментом, процесс ударного воздействия рабочей среды на обрабатываемый материал с упругопластическим внедрением рабочих тел в поверхность упрочняемой детали является единственным эффективным способом упрочнения. Среди известных ударных способов в последнее время активно используются обработка дробью и виброударная обработка.

Исследованиям ударных методов поверхностного пластического деформирования и связи с эксплуатационными свойствами деталей посвящены работы ученых А.П. Бабичева, П.Д. Мотренко, М.А. Тамаркина, В.А. Лебедева, Ю.Р. Копылова, Ю.В. Димова, В.П. Кольцова, А.П. Субача, А.П. Сергиева, К. Ахлувалия, Г. Фельдманна, В. Чана, А. Гопината, Д.А. Девидсона, Е. Холзкнехта, Ф. Хашимото и ряда других авторов.

А.П. Бабичев — основоположник одной из отечественных научных школ по вибрационным технологиям, вывел закономерности и дал обоснование технологическим и конструкторским аспектам практического применения вибрационных технологий. Совместно с П.Д. Мотренко рассмотрел особенности формирования поверхностного слоя в условиях виброударного воздействия многоконтактным инструментом. Параллельно исследованиям А.П. Бабичева развито научное направление отделочно-упрочняющей обработки в гранулированных рабочих средах под руковод-

ством М.А. Тамаркина: установлены зависимости для определения параметров качества поверхностного слоя для различных динамических методов обработки, определено время обработки, разработана методика оптимизации по критерию оптимальной интенсивности деформаций.

В.А. Лебедевым исследованы математическая модель взаимодействия единичных зерен абразивной инструментальной среды с обрабатываемой деталью, формирование поверхностного слоя, определен съем материала, микрорельеф и остаточные напряжения, изложена методика оптимизации параметров и режимов. Также В.А. Лебедевым предложена кинетическая модель деформационного упрочнения, энергетическая интерпретация процесса поверхностного пластического деформирования.

Ю.Р. Копыловым исследована динамика процессов и технология виброударного упрочнения деталей сложной формы с закреплением. В продолжение своих исследований Ю.Р. Копыловым применена методика интегральных оценок, послепайнового компьютерного моделирования при переменной амплитуде, вращении и угловых колебаниях детали.

Ю.В. Димовым исследована математическая модель взаимодействия инструмента с обрабатываемой деталью, в результате которого формируется поверхностный слой, исследованы процессы съема материала, формирования микрорельефа и остаточных напряжений первого рода, изложена методика оптимизации режимов обработки.

В.П. Кольцовым разработана математическая модель формирования параметров шероховатости поверхности при реализации технологической последовательности "дробеударное формообразование — зачистка лепестковым кругом". А.П. Субачом исследованы механика процессов и динамика вибрационных и центробежных машин объемной обработки деталей без закрепления. А.П. Сергиевым и Е.И. Антипенко сформулированы основные условия обеспечения эффективности виброобработки без закрепления деталей, раскрыта физическая сущность процесса формообразования поверхности.

В процессе упрочнения, как правило, снижается пластичность материала, что влияет на снижение устойчивости к образованию трещин. В работе [4] показано, что для ряда материалов контактный удар шариком сопровождается значительными пластическими деформациями и при динамическом контактом нагружении на поверхности образуются радиальные трещины, которые не уходят далеко вглубь материала — трещины Пальмквиста, а распространяются на глубину, не превышающую глубину внедрения шарика. При многократном приложении динамической нагрузки (ударно-цикли-

ческое нагружение) происходит образование между радиальными неполных кольцевых (сегментных) трещин. В дальнейшем их смыкание приводит к образованию осколков (фрагментов разрушения).

Нежелательное внедрение частиц стальных рабочих тел в поверхностный слой обрабатываемого материала упоминается в работах [5–7]. При этом решение данной проблемы предлагается в источнике [7], посвященном вибрационной ударной обработке, согласно которому с целью удаления с поверхности упрочненных деталей контактно-осажденного железа предлагается обработка в растворе азотной кислоты. Недостатком такого способа является вредное воздействие технологического процесса на окружающую среду, для снижения которого необходимо выполнять целый ряд дополнительных мероприятий. Еще один недостаток такого способа — сложность организации технологического процесса, так как в одном технологическом процессе необходимо использовать разнотипное оборудование: для зачистки и формирования упрочняющего поверхностного слоя — вибрационные машины, а для удаления контактно-осажденного железа — линию химической обработки, состоящую из нескольких технологических ванн. К тому же раствор азотной кислоты при концентрации, температуре и времени обработки, предложенных в работе [7], вместо растворения части поверхностного слоя с включениями частиц железа, пассивирует алюминий и титан, входящие в состав титанового сплава [8].

При обработке дробью заготовок из алюминиевых сплавов, для устранения негативного влияния от внедрения частиц железа в поверхность заготовок и исключения огрубления микрорельефа поверхности, группой японских ученых [9] предложены два способа обработки:

1) проводить обработку дробью меньшего размера, а нежелательное внедрение частиц стальной дроби в обрабатываемую поверхность устранять последующей обработкой частицами, не содержащими металлические включения;

2) первым этапом проводить обработку поверхности заготовок из алюминиевых сплавов частицами из неметаллического или нежелезистого твердого материала сферической формы диаметром не более 200 мкм, вторым этапом формировать пленку на поверхности металла химической конверсионной обработкой.

Первый способ позволяет удалить железо только с поверхности легких алюминиевых сплавов, при упрочнении которых происходит слабое контактное взаимодействие рабочих тел и поверхности детали. Недостаток первого способа — невоз-

можность удалить внедренное в поверхностный слой железо, обладающее высоким контактным взаимодействием, необходимым при обработке деталей из титановых сплавов. Недостаток второго способа — возможность его использования только на изделиях из алюминиевых сплавов. Указанный способ обработки хоть и избавляет от вероятности внедрения в обрабатываемую поверхность фракции железа, но не может быть использован для обработки изделий из титановых сплавов, так как не обеспечит необходимого уровня упрочнения в силу недостаточной величины создаваемого пластического деформирования поверхности.

Методика проведения исследований

Исследованию подвергали технологические плоские образцы корсетного типа из деформируемого титанового сплава высокой прочности ВТ6ч (ОСТ 1 90013). Заготовки образцов толщиной 6 мм вырезали в высотном — долевом направлении из плиты толщиной 40 мм на ленточнопильном станке. Вырезанные заготовки подвергали черновому фрезерованию в размер 170 × 38 мм, а затем шлифованию по толщине в размер 3,1 мм. Концентраторы R30 были вырезаны на проволочном электроэрозионном станке. Прошедшие механическую обработку образцы подвергали неполному вакуумному отжигу при температуре 850 °С в течение 2 ч.

На российских авиастроительных предприятиях вибрационное ударное поверхностное упрочнение происходит в соответствии с требованиями отраслевых документов, разработанных ОАО "Национальный институт авиационных технологий" (НИАТ) и ФГУП "Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов" (ВИАМ). В соответствии с нормативной документацией вибрационное упрочнение деталей из титановых сплавов проводится в три этапа:

1) подготовка поверхности упрочняемой детали путем вибрационной ударной обработки абразивными керамическими чипсами в целях снижения шероховатости поверхности, скругления острых кромок и удаления следов предыдущих технологических операций (фрезерной, токарной или термической обработки);

2) создание упрочняющего слоя путем поверхностного пластического деформирования вибрационной ударной обработкой стальными шариками;

3) удаление с поверхности упрочненных деталей контактно-осажденного железа посредством кислотной обработки.

С учетом вышеуказанных требований перед упрочнением произвели виброабразивную обра-

ботку (зачистку) всех технологических образцов керамическими гранулами RXX 15/15 на установке Rosler R550/4000 в течение 80 мин.

Виброударное упрочнение образцов КТ-1 — КТ-6 и КТ-8 — КТ-11 выполняли на установке ВУД-4000, при разведении дебалансов на угол 110° (амплитуда колебаний по виброскопу составила ~4,5 мм).

Для определения оптимального времени виброударной обработки оценивали интенсивность воздействия при поверхностном пластическом деформировании по степени прогиба контрольных пластин на установке ВУД-4000 в соответствии с производственной инструкцией НИАТ ПИ 1.4.2207. При отработке режимов виброударной обработки в контейнер ВУД-4000 устанавливается оснастка с закрепленными на ней образцами в горизонтальном положении, и контрольными пластинами в четырех направлениях (сверху, снизу и по бокам). Доступ рабочей среды к образцам и контрольным пластинам осуществляется со всех сторон. Виброударное упрочнение технологических образцов выполняли на установке ВУД-4000 в течение 40 мин. Прогибы контрольных пластин составили 0,95...1,53 мм со средним значением 1,18 мм, что соответствует требованиям производственной инструкции.

Контроль наличия следов железа на поверхности образцов проводили наложением на нее плотно прилегающей фильтровальной бумаги, смоченной в растворе, содержащем калий железосинеродистый в соответствии с требованиями производственной инструкции [7].

Количественный химический состав поверхности образцов был получен посредством сканирующего электронного микроскопа SEM S-3400N Hitachi с приставкой энергодисперсионного анализа EDX Thermo.

После виброударного упрочнения и контроля наличия следов железа часть образцов подвергли

различным технологическим операциям, представленным в табл. 1.

Испытания образцов на коррозионную стойкость поверхностного слоя проводили в климатической камере в течение 6 циклов. Для оценки качества поверхности образцов, подвергшихся различным видам обработки, исследовали их шероховатость на приборе Mitutoyo Surftest SJ-210 с отсечкой шага 0,8 мм и длиной трассы 4 мм.

Для определения влияния технологии обработки на долговечность провели испытания технологических образцов на малоцикловую усталость на установке LFV 63-НН: одноосное растяжение с синусоидальным циклом нагружения; частота циклирования 8 Гц; максимальное напряжение 810 МПа; коэффициент асимметрии 0,1.

Результаты исследований и их обсуждение

Исследуемые образцы крепили в контейнере установки ВУД-4000 неподвижно с горизонтальным расположением их плоских поверхностей. По прогибу контрольных пластин определили, что интенсивность обработки поверхности образцов, обращенной ко дну контейнера (нижняя сторона образца), примерно в 1,2 раза выше интенсивности обработки поверхности верхней стороны образцов. Вследствие чего интенсивность контактного осаждения железа на нижней стороне образцов выше, чем на верхней стороне. В связи с этим контроль наличия железа проводили на одной из сторон, подвергшейся наиболее интенсивной обработке.

Контролировали наличие следов железа на поверхности образцов наложением на нее плотно прилегающей фильтровальной бумаги, смоченной в растворе, содержащем калий железосинеродистый (3 г/л) и натрий хлористый (10 г/л) в течение 15 мин. После промывки упрочненных образцов и проведения контроля на содержание железа установлено железистое загрязнение поверхностей всех образцов: при наличии железа на бумаге образуются отпечатки синего цвета.

Контроль осажденного железа на поверхности образцов после виброабразивной и химической обработки. Очистку поверхности образцов КТ-1 — КТ-3 осуществляли виброабразивной обработкой образцов на установке Rosler R550/4000 керамическими гранулами RXX 15/15 в течение 80 мин, образцов КТ-4 — КТ-6 в течение 160 мин с контролем толщины снимаемого слоя (рис. 1).

По результатам контроля образцов, прошедших виброабразивную обработку, выявлено присутствие следов железа на образцах КТ-1 — КТ-3, прошедших обработку в течение 80 мин (табл. 2, см. обложку).

Таблица 1

Виды обработки образцов после упрочнения

Обозначение образца	Обработка
КТ-1, КТ-2, КТ-3	Виброабразивная зачистка на установке Rosler R550/4000 керамическими гранулами Rxx 15/15 в течение 80 мин
КТ-4, КТ-5, КТ-6	Виброабразивная зачистка на установке Rosler R550/4000 керамическими гранулами Rxx 15/15 в течение 160 мин
КТ-8, КТ-9	Травление в растворе азотной кислоты в течение 60 мин

Удаление следов железа с поверхности упрочненных образцов КТ-8 и КТ-9 проводили обработкой в растворе, содержащем 400 г/л азотной кислоты, в течение 1 ч с промежуточным контролем на содержание железа через 30 мин. По результатам контроля образцов, прошедших травление в течение 1 ч, выявлено присутствие следов железа на образце КТ-8 (табл. 3, см. обложку).

Результаты исследования количественного химического состава поверхности образцов (рис. 2)

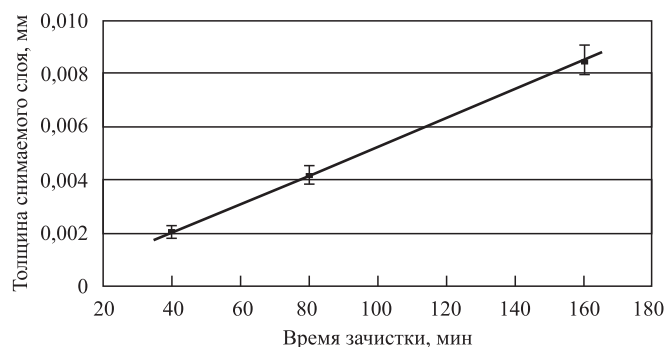


Рис. 1. Изменение толщины снимаемого слоя в зависимости от времени виброабразивной обработки керамическими гранулами деталей из сплава ВТ6ч

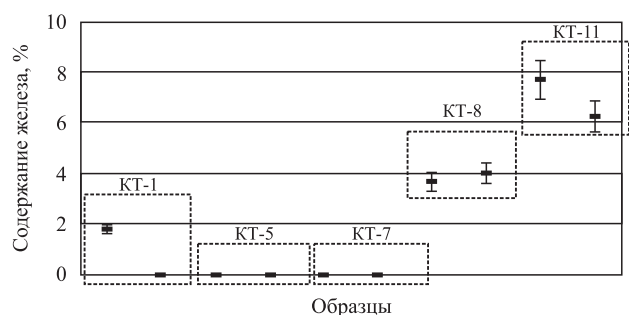


Рис. 2. Содержание железа, %, по отношению к содержанию остальных элементов на поверхности образцов

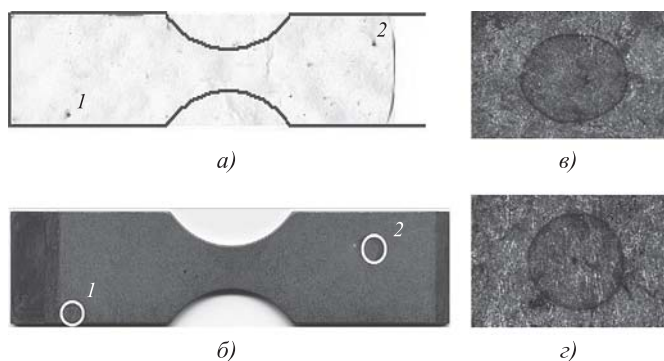


Рис. 3. Следы железа на поверхности образца КТ-3: а — фильтровальная бумага; б — поверхность образца; в — увеличенный вид поверхности в области 1; г — увеличенный вид поверхности в области 2; 1, 2 — места обнаружения следов железа

позволяют провести сравнительную оценку эффективности удаления железа с поверхности образцов: после виброабразивной обработки керамическими гранулами на поверхности образцов КТ-1 и КТ-5 выявлено железо в количестве, составляющем до 2 % от содержания остальных элементов на поверхности этих образцов; при этом после химического удаления железа с поверхности образца КТ-8 фиксируется содержание железа в количестве, составляющем около 4 % от содержания остальных элементов на поверхности этого образца. Поверхность образца КТ-7, не подвергавшаяся виброударному упрочнению, практически не содержит железа; а поверхность образца КТ-11, упрочненная виброударной обработкой, для которой не проводилось удаление следов железа, содержит данный элемент в количестве, составляющем около 7 % от содержания остальных элементов на поверхности образца.

Получается, что большая часть контактно-осажденного железа удаляется механической виброабразивной обработкой (см. табл. 2) и обработкой кислотным раствором (см. табл. 3), но и после этих процедур обнаруживаются места на поверхности со следами железа (рис. 3). При рассмотрении таких следов при увеличении обнаружилось, что они представляют собой вдавленные на глубину до 6 мкм частицы железа — осколки стальных шариков округлой формы. Мелкодисперсные частицы железа легко удаляются кислотным раствором, а более крупные частицы, отколовшиеся от стальных шариков, внедряются при ударе рабочих тел в обрабатываемую поверхность. Такие внедренные частицы слабо поддаются удалению кислотным раствором, но удаляются при виброабразивной обработке поверхности.

Оценка результатов климатических испытаний проведена визуальным осмотром (ГОСТ 9.311): на образцах КТ-1 — КТ-6 слабо выраженные пятна темного цвета; на образцах КТ-8 — КТ-11 отчетливо видны пятна темного цвета. Выявленные пятна характерны для налета от высыхания конденсата.

После протирки образцов хлопчатобумажным ватным диском, смоченным в растворителе на основе 96%-ного этилового спирта, наблюдали следующее: на образцах КТ-1 — КТ-6 налет от конденсата полностью удален; на образцах КТ-8, КТ-9 налет от конденсата стирается, а на поверхности образцов остаются незначительные пятна, которые просматриваются только под определенным углом в отраженном свете. При проверке налета на хлопчатобумажном диске раствором согласно п. 9.8 инструкции (ПИ 1.4.2188) наличие железа не обнаружено. На образцах КТ-10, КТ-11 налет от конденсата стирается, на поверхности образцов остаются незначи-

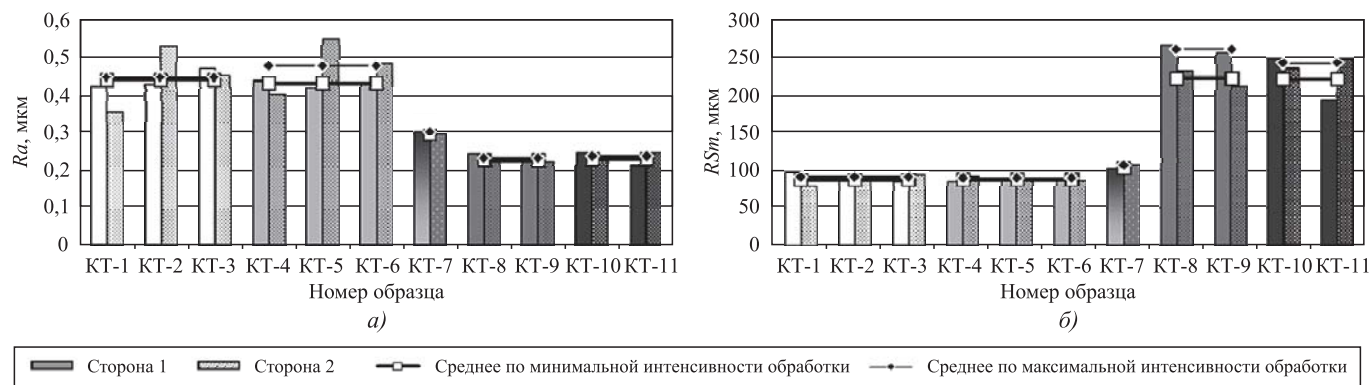


Рис. 4. Шероховатость поверхностей образцов:
 а — высотный параметр Ra , мкм; б — шаговый параметр RSm , мкм

Таблица 4

Результаты испытаний на долговечность

Номер образца	Изготовление образцов	Зачистка	Упрочнение	Зачистка	Климатические испытания	Ra , мкм	Число циклов до разрушения
КТ-1	Фрезерование, шлифование, электроэрозионная обработка, отжиг	80 мин на Rosler	40 мин на ВУД-4000	80 мин на Rosler	+	0,38	23 613
КТ-2					+	0,46	21 675
КТ-3					+	0,45	20 373
КТ-4				160 мин на Rosler	+	0,40	21 059
КТ-5					+	0,48	21 938
КТ-6					+	0,46	19 855
КТ-8				Раствор азотной кислоты	+	0,23	20 425
КТ-9					+	0,22	19 207
КТ-10					—	0,23	20 289
КТ-11				—	0,21	18 723	

тельные пятна, которые просматриваются только под определенным углом в отраженном свете. При проверке налета на хлопчато-бумажном диске раствором согласно п. 9.8 инструкции (ПИ 1.4.2188), обнаружены единичные следы железа.

При контроле шероховатости поверхности выявили, что для поверхностей образцов, зачищаемых после упрочнения керамическими гранулами, значение параметра Ra больше в среднем на 0,2 мкм, а параметра RSm меньше в среднем на 150 мкм, чем значения соответствующих параметров для поверхностей образцов, полученных упрочнением стальными шариками без последующей механической виброабразивной обработки (рис. 4). Наблюдались отличия в значениях параметров шероховатости поверхностей верхней и нижней сторон образцов.

Предварительные исследования влияния виброабразивной обработки на долговечность по-

казали, что после виброабразивной обработки (зачистки) упрочненных образцов происходит увеличение числа циклов до разрушения (табл. 4, рис. 5).

Выводы

1. Виброабразивная обработка керамическими гранулами на установке Rosler, как и травление в азотной кислоте, позволяет практически полностью удалить железо, внедренное после виброударного поверхностного упрочнения. Единичные включения железа остаются при любых видах обработки. По результатам климатических испытаний образцов (прошедших упрочнение, упрочнение и виброабразивную обработку, упрочнение и травление) явных признаков продуктов коррозии железа не выявлено. Присутствие следов железа определяется только при применении аналитических химических реагентов



Рис. 5. Влияние технологии обработки образцов из сплава ВТ6ч на их долговечность:

1 — фрезерование + шлифование + электронная обработка + отжиг; 2 — фрезерование + шлифование + электроэрозионная обработка + отжиг + зачистка 80 мин; 3 — фрезерование + шлифование + электроэрозионная обработка + отжиг + зачистка 80 мин + упрочнение 40 мин; 4 — фрезерование + шлифование + электроэрозионная обработка + отжиг + зачистка 80 мин + упрочнение 40 мин + травление; 5 — фрезерование + шлифование + электроэрозионная обработка + отжиг + зачистка 80 мин + упрочнение 40 мин + зачистка 80 мин; 6 — фрезерование + шлифование + электроэрозионная обработка + отжиг + зачистка 80 мин + упрочнение 40 мин + зачистка 160 ми

с высокой чувствительностью. После виброабразивной обработки упрочненных образцов происходит увеличение числа циклов до разрушения.

2. Проведение операции виброабразивной обработки керамическими гранулами титановых деталей, прошедших виброударное поверхностное упрочнение стальными шариками, позволяет удалить контактно-осажденное железо с поверхностного слоя детали, что позволяет исключить из технологического процесса операцию травления в азотной кислоте.

3. Режимы виброабразивной обработки керамическими гранулами титановых деталей для удаления контактно-осажденного железа необходимо выбирать таким образом, чтобы толщина удаляемого слоя не превышала толщины поверхностного слоя с остаточными растягивающими напряжениями. Для титанового сплава ВТ6ч рекомендуемая толщина удаляемого слоя составляет 4,5...6 мкм.

4. Неудаляемыми частицами железа являются осколки шариков с объемными показателями, превышающими значения толщины удаляемого слоя. Данные фрагменты не удаляются и при химической обработке.

5. По результатам климатических испытаний образцов (прошедших упрочнение, упрочнение и

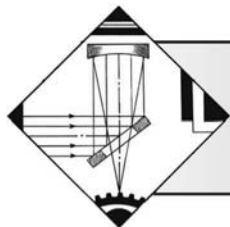
виброабразивную обработку, упрочнение и травление) явных признаков продуктов коррозии железа не выявлено. Ухудшение внешнего вида не происходит. Присутствие следов железа определяется только при применении аналитических химических реагентов с высокой чувствительностью.

6. Предварительные исследования влияния виброабразивной обработки на долговечность показали, что виброабразивная обработка упрочненных образцов способствует повышению долговечности. Данный эффект можно объяснить удалением поверхностного слоя, содержащего микротрещины и подверженного влиянию остаточных растягивающих напряжений.

7. Виброабразивная инженерия поверхности высокоресурсных титановых деталей летательных аппаратов, прошедших виброударное упрочнение, позволяет получить удовлетворительные коррозионные свойства без применения химического травления и повысить ресурсные характеристики изделий.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Папшев Д.Д. Отделочно-упрочняющая обработка поверхностным пластическим деформированием. М.: Машиностроение. 1978. 152 с.
2. Зык Е.Н., Плешаков В.В. Аналитическая оценка распределения эпюры остаточных напряжений по глубине поверхностного слоя деталей из высокопрочных сталей при поверхностном пластическом деформировании // Известия высших учебных заведений. Поволжский регион: Технические науки. Машиностроение и машиноведение. 2016. № 2 (38). С. 136—147.
3. Разработка математической модели процесса поверхностного наклепа ударами шариков / Ю.В. Дьяченко и др. // Открытые информационные и компьютерные интегрированные технологии. 2017. № 76. С. 39—51.
4. Колесников Ю.В., Морозов Е.М. Механика контактного разрушения. М.: Изд-во ЛКИ. 2007. 224 с.
5. Полуфабрикаты из титановых сплавов / В.К. Александров и др. М.: Металлургия. 1979. 512 с.
6. Одинцов Л.Г. Упрочнение и отделка деталей поверхностным пластическим деформированием: справочник. М.: Машиностроение. 1987. 328 с.
7. ПИ 1.4.2188-2005. Вибрационная ударная обработка деталей. Введ. 2006-01-01. М.: ОАО НИАТ, 2005. 69 с.
8. Усова В.В., Плотникова Т.П., Кушакевич С.А. Травление титана и его сплавов. М.: Металлургия. 1984. 128 с.
9. Mechanism of Fatigue Life Improvement due to Fine Particle Shot Peening in High Strength Aluminum Alloy / Akiko Inoue et al. // Journal of the Japan Institute of Metals and Materials. 2010. Vol. 74(6). P. 370-377. DOI: <https://doi.org/10.2320/jinstmet.74.370>.



Е.В. Агеев, *д-р техн. наук*, **А.С. Переверзев**
(Юго-Западный государственный университет, г. Курск)
E-mail: ageev_ev@mail.ru

Структура и свойства электроэрозионных материалов из отходов свинцовистой бронзы БрС30, полученных в кислород- и углеродсодержащих средах*

Представлены результаты экспериментальных исследований структуры и свойств электроэрозионных материалов из отходов свинцовистой бронзы БрС30, полученных в кислород- и углеродсодержащих средах. Показано влияние химического состава жидкостей и технологических параметров диспергирования на свойства получаемых электроэрозионных материалов. В частности, на поверхности частиц, полученных в дистиллированной воде, присутствует часть кислорода, в керосине осветительном — часть углерода. Средний размер частиц, полученных в керосине осветительном, в 1,2 раза превышает средний размер частиц, полученных в дистиллированной воде. Частицы диспергированного электроэрозией сплава БрС30 имеют правильную сферическую, эллиптическую форму и агломераты.

Ключевые слова: свинцовистая бронза, электроэрозионное диспергирование, свойства, структура, частицы.

The results of experimental studies of the structure and properties of electroerosive materials from lead bronze waste BrS30 obtained in oxygen- and carbon-containing media are presented. The influence of the chemical composition of liquids and technological parameters of dispersion on the properties of the resulting electroerosive materials is shown. In particular, a part of oxygen is present on the surface of particles obtained in distilled water, and part of carbon is present in lighting kerosene. The average particle size obtained in lighting kerosene is 1.2 times higher than the average particle size obtained in distilled water. The particles of the BrS30 alloy dispersed by electroerosion have a regular spherical, elliptical shape and agglomerates.

Keywords: lead bronze, electroerosive dispersion, properties, structure, particles.

Введение

Свинцовистая бронза БрС30 обладает высокими антифрикционными свойствами, позволяющими применять ее в наиболее ответственном оборудовании при высоких нагрузках и скоростях. Однако прочность и твердость свинцовистой бронзы БрС30 невысоки, поэтому она применяется в составе биметалла, получаемого заливкой слоя бронзы на стальной корпус подшипника. Благодаря биметаллической конструкции подшипники могут работать при больших удельных и циклических нагрузках ударного характера [1–5].

В последнее время бронзы широко используются как компоненты порошковых антифрикционных материалов или тонкостенных пористых покрытий, пропитанных твердыми смазочными материалами. Пудру из бронзы используют в производстве фильтров, при производстве деталей машин (подшипники скольжения) методом спекания, для нанесения износостойких, антифрикционных, коррозионно-стойких и противозадирных покрытий в целях восстановления и упрочнения деталей машин горно-металлургической промышленности, автомобильного, трамвайно-троллейбусного и судового транспорта, энергетического и нефтегазового оборудования, а также для напыления декоративных покрытий [1–5].

Большинство изделий из порошковых антифрикционных материалов — самосмазывающиеся

*Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 19-33-90039.

(смазывающий компонент содержится в порах матричной основы). Оптимальную структуру антифрикционных материалов в виде твердой матричной основы с заполняющим ее мягким смазывающим компонентом возможно получить лишь с применением порошковой металлургии [1–5].

Существующие промышленные технологии получения металлических порошков отличаются крупнотоннажностью, высокими затратами энергии и экологическими проблемами. Одним из перспективных, но не применяемых промышленно способов измельчения любого электропроводного материала, является электроэрозионный способ [6–8].

Для разработки технологий повторного использования электроэрозионных порошков и оценки эффективности их использования требуется проведение комплексных теоретических и экспериментальных исследований.

Цель работы — исследование структуры и свойств электроэрозионных материалов из отходов свинцовой бронзы БрС30, полученных в кислород- и углеродсодержащих средах.

Материалы и методы проведения исследований

Для получения электроэрозионных материалов в качестве исходных при диспергировании были выбраны отходы свинцовой бронзы марки БрС30 в виде стружки.

Отходы перерабатывали на установке электродиспергирования [11]. В качестве рабочей жидкости для получения электроэрозионных материалов были выбраны вода дистиллированная (ГОСТ 6709–72) и керосин осветительный (ГОСТ 4753–49). Процесс диспергирования проводили при емкости разрядных конденсаторов 65,5 мкФ, напряжении 200 В, частоте следования импульсов 200 Гц [12]. Схема процесса электродиспергирования представлена на рис. 1.

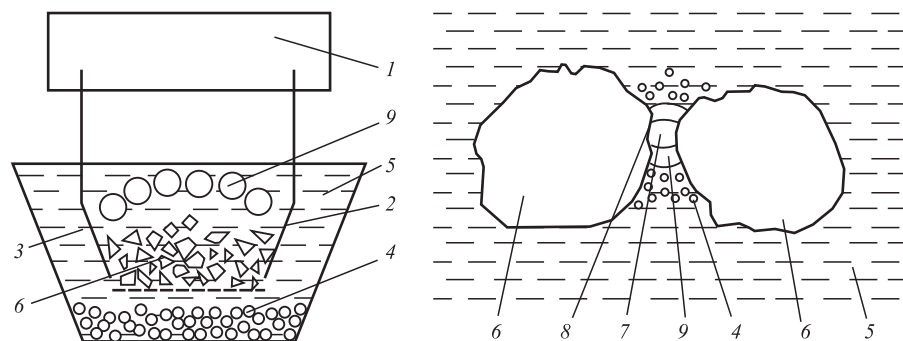


Рис. 1. Схема процесса электроэрозионного диспергирования:

1 — генератор импульсов; 2, 3 — электроды; 4 — капли расплавленного материала; 5 — рабочая жидкость; 6 — пластины твердого сплава; 7 — канал разряда; 8 — точка разряда; 9 — газовый пузырь

Исследование гранулометрического состава электроэрозионных материалов проводили на лазерном анализаторе размеров частиц Analysette 22 NanoTec. Форму и морфологию получаемых электроэрозионных материалов исследовали на электронно-ионном сканирующем микроскопе Quanta 600 FEG.

Рентгеноспектральный микроанализ выполняли на энергодисперсионном анализаторе рентгеновского излучения фирмы EDAX, встроенном в растровый электронный микроскоп QUANTA 200 3D. Фазовый состав материалов исследовали методом рентгеновской дифракции на дифрактометре Rigaku Ultima IV.

Результаты исследований

Обобщенные данные по результатам исследования морфологии, элементного и фазового составов электроэрозионных материалов, полученных в дистиллированной воде, представлены на рис. 2, в керосине осветительном — на рис. 3.

Экспериментально установлено, что частицы диспергированного электроэрозией сплава БрС30 имеют правильную сферическую и эллиптическую форму и агломераты, что связано с условиями быстрой кристаллизации в жидкой среде.

На поверхности частиц, полученных в дистиллированной воде, присутствует часть кислорода, в керосине осветительном — часть углерода. Установлено, что основными элементами в диспергированных электроэрозией частицах сплава БрС30 в дистиллированной воде являются Cu, Pb, O, в керосине осветительном — Cu, Pb, C, что связано с различием химических составов рабочих жидкостей.

Отмечено, что диспергирование электроэрозией сплава БрС30 в дистиллированной воде приводит к образованию фаз Cu, Pb, Pb(Cu₂O₂), PbO, Pb₅O₈, в керосине осветительном — фаз Cu, Pb, Pb(Cu₂O₂), PbO.

Результаты исследования гранулометрического состава диспергированных электроэрозией частиц сплава БрС30 в дистиллированной воде и керосине осветительном представлены на рис. 4.

Экспериментально установлены средние размеры частиц, полученных в керосине осветительном и в дистиллированной воде; они составляют 53,88 и 44,19 мкм соответственно. Превышение в 1,2 раза размеров частиц, полученных в керосине, связано

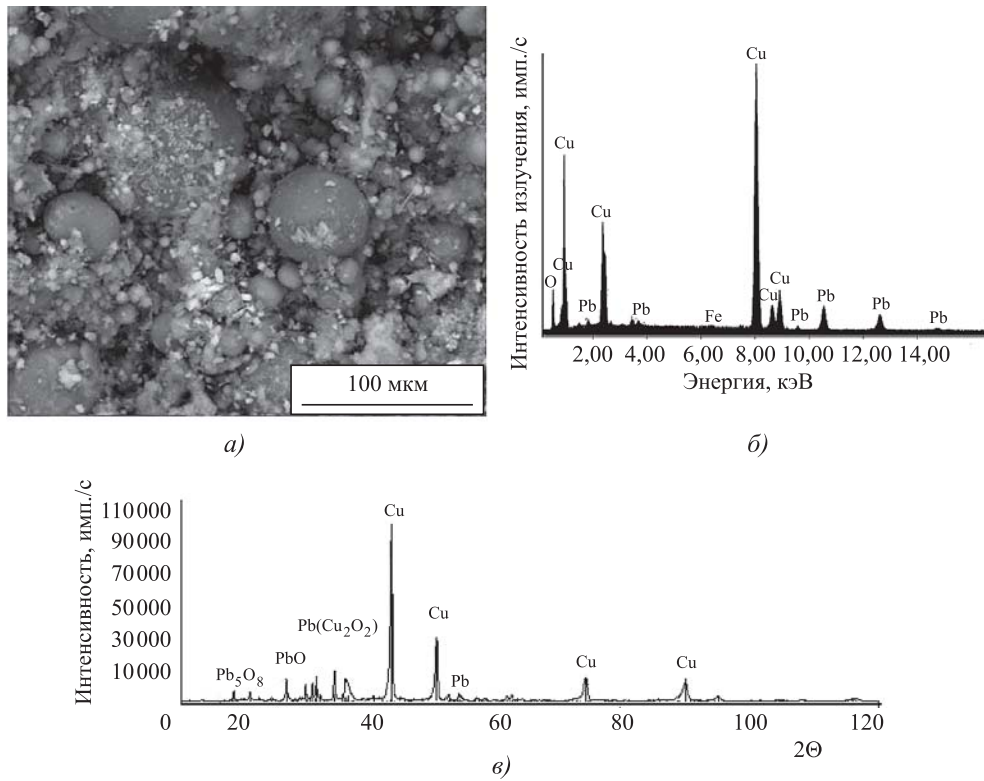


Рис. 2. Свойства электроэрозионных материалов из отходов БрС30, полученных в дистиллированной воде: а — морфология; б — спектрограмма; в — дифрактограмма

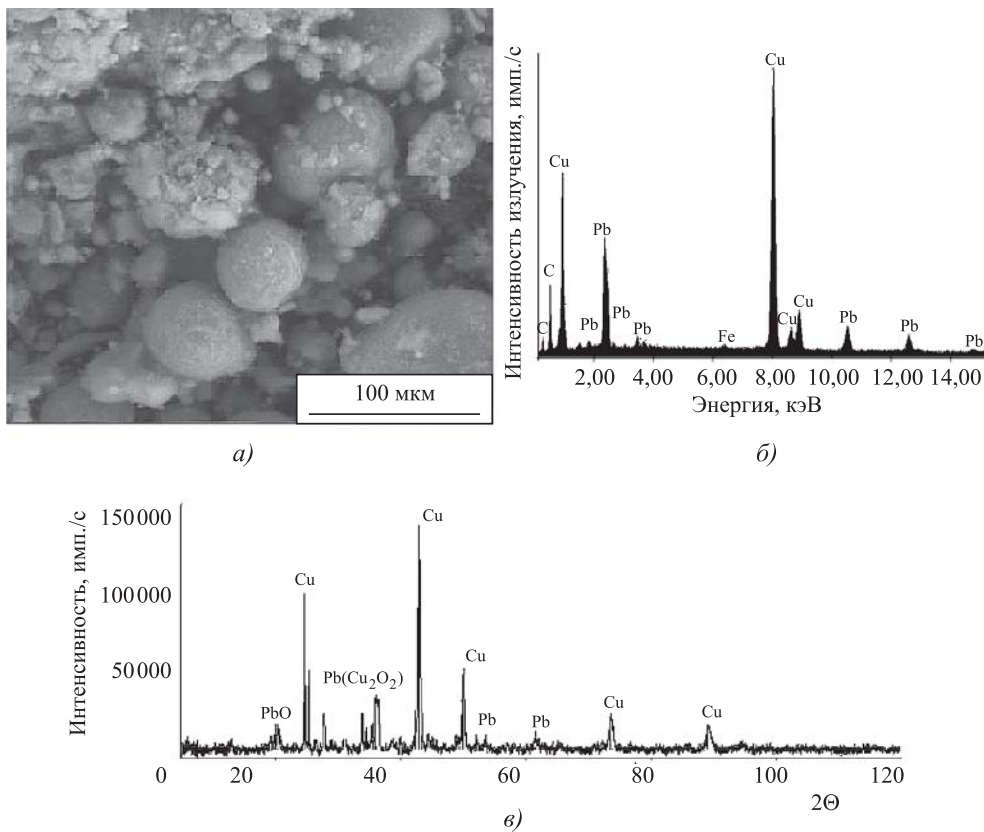


Рис. 3. Свойства электроэрозионных материалов из отходов БрС30, полученных в керосине осветительном: а — морфология; б — спектрограмма; в — дифрактограмма

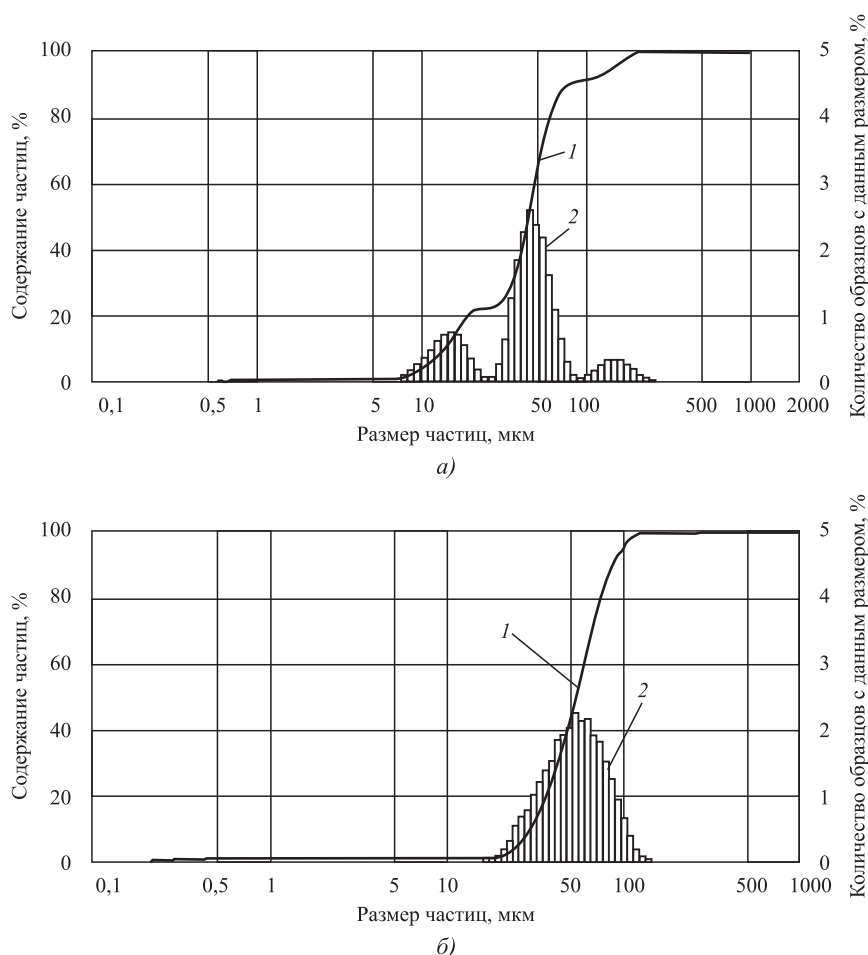


Рис. 4. Распределение по размерам микрочастиц образца:
а — вода дистиллированная; *б* — керосин осветительный; *1* — интегральная кривая; *2* — гистограмма

с большими потерями энергии электрического разряда на пробой рабочей жидкости из-за разности диэлектрических проницаемостей воды и керосина.

Таким образом, на основании экспериментальных исследований структуры и свойств электроэрозионных материалов из отходов свинцовистой бронзы БрС30, полученных в кислород- и углеродсодержащих средах, показано влияние химического состава рабочих жидкостей и технологических параметров диспергирования на свойства получаемых электроэрозионных материалов.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Бабец Н.В., Васильев Б.Н., Исмаилов М.А.** Улучшение антифрикционных свойств композиционных порошковых материалов на основе железа // *Металлург.* 2012. № 6. С. 68–70.

2. **Арисова В.Н., Трудов А.Ф.** Структура и свойства порошкового антифрикционного материала из никелированного графита и бронзы // *Перспективные материалы.* 2004. № 2. С. 89–91.

3. **Безнак М., Чаус А.С.** Использование порошковой быстрорежущей стали в качестве антифрикционного материала // *Литье и металлургия.* 2011. № 3S (62). С. 43–46.

4. **Щербаков И.Н., Сербиновский М.Ю., Иванов В.В.** Изменение антифрикционных свойств порошковых композиционных материалов при прессовании // *Современные наукоемкие технологии.* 2015. № 1-1. С. 54–55.

5. **Рябичева Л.А., Никитин Ю.Н.** Получение и свойства порошкового антифрикционного материала на основе меди // *Порошковая металлургия.* 2008. № 5-6. С. 44–51.

6. **Ageev E.V., Latypov R.A.** Fabrication and investigation of carbide billets from powders prepared by electroerosive dispersion of tungsten-containing wastes // *Russian Journal of Non-Ferrous Metals.* 2014. Vol. 55. No. 6. P. 577–580.

7. **Elemental composition of the powder particles produced by electric discharge dispersion of the wastes of a VK8 hard alloy / R.A. Latypov et al. // Russian metallurgy (Metally).** 2017. T. 2017. № 12. С. 1083–1085.

8. **Properties of the coatings fabricated by plasma-jet hard-facing by dispersed mechanical engineering wastes / R.A. Latypov et al. // Russian metallurgy (Metally).** 2018. T. 2018. № 6. С. 573–575.

9. **Состав и свойства порошков, полученных электроэрозионным диспергированием отходов твердых сплавов: монография / Е.В. Агеев и др. / Юго-Зап. гос. ун-т Курск.** 2011. 123 с.

10. **Агеев Е.В.** Исследование и практическое применение порошков, полученных электроэрозионным диспергированием отходов вольфрамсодержащих твердых сплавов: дис. ... д-ра техн. наук: 05.16.09. Материаловедение (металлургия) / Агеев Евгений Викторович. М., 2012. 250 с.

11. **Пат. 2449859,** Российская Федерация, С2, В22F9/14. Установка для получения нанодисперсных порошков из токопроводящих материалов / Агеев Е.В.; заявитель и патентообладатель Юго-Западный государственный университет. № 2010104316/02; заяв. 08.02.2010; опубл. 10.05.2012. 4 с.

12. **Спиридонов А.А.** Планирование эксперимента при исследовании технологических процессов. М.: Машиностроение, 1981. 184 с.

¹С.А. Будинский, д-р техн. наук, ¹О.Н. Доронин, канд. техн. наук,
²А.А. Ляпин, канд. техн. наук, ¹А.С. Бенклян
(¹Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов
(ФГУП "ВИАМ" ГНЦ РФ), Москва,
²Московский государственный технический университет имени Н.Э. Баумана)
E-mail: benklyanartem@yandex.ru

Повышение эффективности использования промышленных установок ионно-плазменного нанесения покрытий типа МАП в условиях серийного производства

Приведена оценка влияния вращения катода на скорость осаждения покрытия для вакуумно-дугового испарителя с протяженной зоной испарения на опытно-промышленной ионно-плазменной установке типа МАП. Выполнен анализ экспериментальных данных, эмпирически определена зависимость скорости осаждения покрытия от тока вакуумно-дугового разряда для испарителя с протяженной зоной испарения. Проведено сравнение скоростей осаждения покрытия полученных с вращением катода вакуумно-дугового испарителя и без вращения катода.

Ключевые слова: ионно-плазменная технология, вакуумный дуговой разряд, установка типа МАП, лопатки турбин.

The article provides an assessment of the influence of the presence of cathode rotation on the deposition rate of the coating for a vacuum-arc evaporator with an extended evaporation zone at the MAP experimental-industrial ion-plasma installation. The analysis of experimental data is carried out, the dependence of the coating deposition rate on the vacuum arc discharge current for an evaporator with an extended evaporation zone is empirically determined. A comparison is made of the rates of deposition of the coating obtained with the rotation of the cathode of the vacuum-arc evaporator and without rotation of the cathode.

Keywords: ion-plasma technology, vacuum arc discharge, MAP-2 installations, turbine blades.

Введение

При производстве авиационных газотурбинных двигателей различного назначения РД-33, АЛ-31, ПС-90, ПД-14 и т.д. в России, а также в ряде зарубежных стран, широко применяют защитные ионно-плазменные покрытия и серийную промышленную технологию их нанесения с использованием установки МАП-1 и ее модификаций МАП-1М, МАП-2 и МАП-3. Многолетний опыт эксплуатации показал высокую надежность установок и стабильность ионно-плазменной технологии в условиях серийного производства [1–4]. Для нанесения металлических защитных жаростойких и коррозионно-стойких ионно-плазменных покрытий применяются дорогостоящие трубные катоды из никелевых, кобальтовых и алюминиевых сплавов, стоимость которых может достигать несколько сотен тысяч рублей [5–10]. Поэтому анализ возможностей повышения производительности установки и снижения стоимости нанесения покрытий представляет большой интерес с практической точки зрения.

В работе представлены результаты исследований, направленных на повышение производительности установки МАП-2 и увеличение коэффициента использования массы катодов из материала покрытий. Исследование проводили

на установке МАП-2, однако результаты испытаний распространяются как на ее базовый вариант МАП-1, так и на другие модификации установки типа МАП, поскольку они идентичны в технологической части и различаются только системами управления.

Методы и материалы

Генерация плазмы осаждаемого вещества в установке МАП-2 осуществляется в вакуумном дуговом разряде с внешней поверхности катода, изготовленного из материала покрытия, которым может быть любой металл или сплав. Катод эродирует под действием катодных пятен вакуумной дуги, плотность теплового потока в которых достигает $10^9 \dots 10^{10}$ Вт/м². В установке использована комбинированная система стабилизации траекторий движения катодных пятен, сочетающая воздействие магнитным полем арочной конфигурации и электростатическим экраном. Магнитное поле необходимой величины и конфигурации создается на поверхности катода цилиндрическим электромагнитным фиксатором катодных пятен вакуумной дуги, расположенным внутри катодной оправки. Катодные пятна перемещаются перпендикулярно к тангенциальной от-

носителю поверхности катода составляющей магнитного поля в направлении, обратном действию силы Ампера и одновременно смещаются в сторону тех участков поверхности, где нормальная составляющая магнитного поля минимальна. В результате все существующие на поверхности катодных пятен перемещаются по траекториям в пределах достаточно узкой зоны испарения, представляющей собой кольцевой участок шириной 10...20 мм, центр которого совпадает с проекцией вершины магнитных силовых линий от центральной секции электромагнитного фиксатора катодных пятен. При уходе из этой зоны катодные пятна гасятся электростатическими экранами.

Перемещение катода относительно неподвижно фиксатора и деталей, установленных в оснастке на карусельном приводе вращения, позволяет сканировать зоны испарения по всей поверхности катода. Это обеспечивает его испарение на рабочем участке длиной до 300 мм при ресурсе работы катода без его замены 70...100 ч. Перечисленные выше особенности работы установки МАП-2 определяются ее конструкцией и являются общими, независимо от типа получаемого защитного покрытия.

В литературных источниках, посвященных получению покрытий из плазмы вакуумного дугового разряда, практически отсутствуют сведения о свойствах конденсированных слоев из многокомпонентных сплавов и особенностях их осаждения. Связано это с тем, что вакуумно-дуговое осаждение применяется в основном для получения износостойких и твердых покрытий на инструменте. В работе были проведены исследования влияния основных параметров процесса осаждения — тока вакуумной дуги и напряжения U (отрицательного электрического потенциала) на покрываемой подложке на скорость нанесения покрытия и его состав. Другие параметры рабочего процесса установки МАП-2, такие как токи намагничивающей электромагнитных катушек, напряжение горения вакуумного дугового разряда, как правило, выбираются из соображений организации стабильной работы установки, имеют второстепенный характер и не влияют на производительность установки.

Поскольку покрытия при ионно-плазменном процессе наносятся из сильно ионизованной плазмы, то очевидно, что осаждение происходит в условиях катодного распыления конденсата под действием ионной бомбардировки. Пороговые значения энергии ионов, бомбардирующих поверхность, при которых наблюдается начало ее распыления, составляет около 10 эВ, а интенсивный характер распыления приобретает при энергиях ионов в сотни электрон-вольт. При $U = 0$ В энергия ионов составляет несколько десятков электрон-вольт и получает незначительное приращение в двойном

электрическом слое, отделяющем подложку от плазмы. При подаче на подложку потенциала более 10 В энергия иона в двойном слое увеличивается до уровня, превосходящего пороговое значение энергии распыления металлической подложки. Это приводит к заметному снижению скорости нанесения покрытия и изменению состава конденсата по сравнению с составом испаряемого катода из многокомпонентного сплава.

В работе исследовали распределение скорости осаждения покрытия из никелевого сплава СДП-2 (Ni—20Cr—12Al—Y) и изменения его состава по высоте зоны напыления. В качестве подложки использовали цилиндрические образцы диаметром 25 мм и высотой 20 мм. Образцы располагали на различной высоте H в зоне напыления установки МАП-2 на оси вращения карусельного привода покрываемых деталей. Состав покрытий после их нанесения и отделения от подложки из коррозионно-стойкой стали определяли методами аналитической химии. Для определения содержания в покрытии иттрия использовали количественный спектральный анализ. Скорость осаждения покрытий определяли расчетным методом по изменению массы образцов после нанесения покрытий с помощью аналитических весов Sartorius BP 221S с точностью взвешивания 0,0001 г.

Результаты исследований и их обсуждение

Результаты измерения скорости осаждения покрытия из сплава СДП-2 на образцах, размещенных на оси вращения на различных высотах, при токах разряда 300...900 А, представлены на рис. 1.

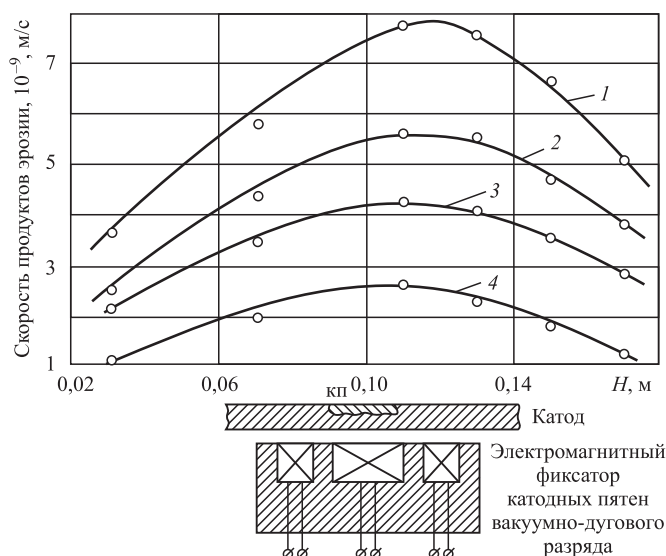


Рис. 1. Распределение скорости осаждения покрытия СДП-2 по высоте зоны напыления установки МАП-2 при токах дуги 300 (1), 500 (2), 700 (3) и 900 А (4)

Видно, что действие электромагнитных сил на плазму вакуумной дуги установки, связанное с наличием в разрядном промежутке скрещенных электромагнитных полей, имеет ряд особенностей. Плазма разряда смещается вверх под действием электромагнитной силы, являющейся результатом взаимодействия тока разряда с собственным азимутальным магнитным полем. С увеличением тока разряда возрастает величина этого поля и, соответственно, сила, смещающая поток продуктов эрозии с поверхности катода вверх относительно зоны испарения. Распределение продуктов эрозии катода по высоте зоны напыления имеет четкий экстремум, смещенный относительно середины кольцевой зоны испарения на катоде на 25...30 мм при токе дуги 700 А и более.

Результаты экспериментов по определению состава покрытия по сравнению с составом катода представлены на рис. 2. Для удобства анализа элементный состав дан в относительных единицах по сравнению с содержанием алюминия и хрома в сплаве катода.

Видно, что на подложке имеет место избирательное распыление элементов, входящих в состав покрытия, и связанное с этим изменение его элементного состава по сравнению с составом испаряемого катода. С увеличением тока разряда степень снижения доли алюминия в покрытии по сравнению с исходным сплавом катода снижается (рис. 3), что связано, по-видимому, с увеличением доли капельной фазы в плазме вакуумного дугового разряда.

Полученные результаты распределения скорости осаждения покрытия и его химического состава по высоте зоны напыления установки МАП-2 позволяют предложить ряд мероприятий, позволяющих повысить эффективность использования установки МАП-2 в условиях серийного нанесения защитных покрытий на рабочие лопатки газотурбинных двигателей. Нанесение покрытий ионно-плазменным методом дает возможность "конструировать" покрытие на поверхности пера с учетом действующих в условиях эксплуатации температур и напряжений. Например, на входной кромке — там, где температуры максимальны и требуется наибольшая жаростойкость, целесообразно иметь покрытие большей толщины, с большим запасом в слое алюминия, хрома, кремния и т.д. В то же время на выходной кромке пера, где срок службы покрытия определяется в основном не жаростойкостью слоя, а временем образования трещин термической усталости, преимущество будет иметь покрытие того же состава, что и на входной кромке пера, но меньшей толщины. В связи с этим выполнены исследования по обработке технологии нанесения профилиро-

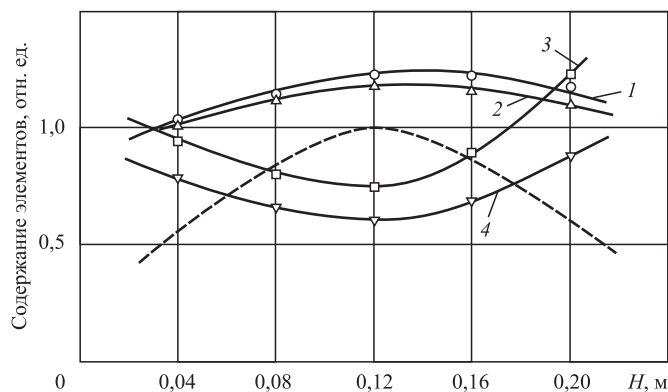


Рис. 2. Зависимость состава покрытия из сплава СДП-2 на различных по высоте участках зоны осаждения установки МАП-2 и электрическом потенциале подложки: 1, 2 — Cr; 3, 4 — Al

Al, % мас.

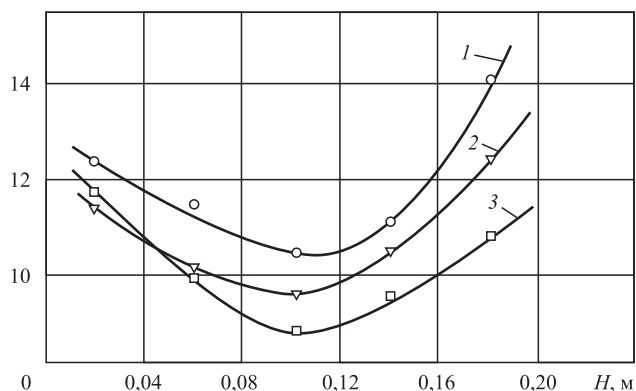


Рис. 3. Зависимость содержания алюминия в покрытии СДП-2 от расположения подложки в зоне осаждения установки МАП-2 при токах разряда вакуумной дуги 650 (1), 550 (2) и 400 А (3)

ванных ионно-плазменных покрытий с использованием групповой технологической оснастки.

Были выполнены эксперименты по определению влияния геометрии покрываемой поверхности и расположения образцов относительно оси вращения лопатки на скорость осаждения (толщину) покрытия. Скорость осаждения покрытия на поверхности образцов из нержавеющей стали Г-образной формы с длиной плеча 15 мм определяли с использованием сплава СДП-2. Схема проведения эксперимента и полученные в результате скорости нанесения покрытий в относительных единицах представлены на рис. 4.

Образцы располагали на вращающемся диске диаметром 120 мм. При расположении детали на оси вращения геометрия поверхности заметно влияет на толщину наносимого покрытия. Разница в толщине покрытия на внешних и внутренних поверхностях профиля напыления составила 25 %. Оптимальной с точки зрения получения

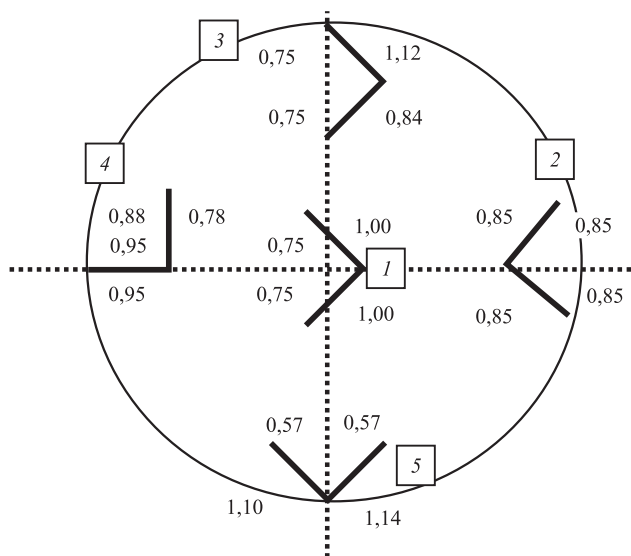


Рис. 4. Схема расположения профильных образцов на многоместной оснастке для нанесения покрытий на установке МАП-2



Рис. 5. Многоместная оснастка для нанесения профилированных по толщине покрытий на рабочих лопатках турбин

равномерного по толщине слоя является позиция 2. Наихудшей, с неравномерностью по толщине покрытия более 40 %, является позиция 5. Для получения профилированных по толщине покрытий наиболее приемлемо расположение лопаток в позициях 3 и 4.

Внешний вид опытного образца многоместной оснастки для рабочих лопаток ТВД представлен на рис. 5. Карусельный привод вращения обрабатываемых деталей на установках типа МАП позволяет в одном технологическом процессе наносить покрытие на 24 лопатки турбины с высотой пера 45...50 мм. Многоместная оснастка, устанавливаемая на приводе через позицию, дает возможность одновременно наносить профилированное по тол-

щине покрытие на 96 лопаток, что существенно повышает производительность установки и снижает стоимость нанесения покрытия на одну лопатку.

Применение многоместной двухъярусной оснастки хорошо согласуется с характером распределения скорости осаждения покрытия по высоте зоны напыления установки МАП-2 (см. рис. 1). Толщина покрытия на верхней части пера лопаток, которая является наиболее горячей при работе в составе двигателя, имеет максимальное значение по сравнению с призматической частью пера; это справедливо как для верхних, так и для нижних лопаток, расположенных в многоместной оснастке.

На установках типа МАП применяется цилиндрический магнитный фиксатор катодных пятен (рис. 6, а), расположенный соосно катоду и обеспечивающий стабильное удержание горения катодных пятен в кольцевой зоне, расположенной коаксиально с катодом. Однако такой электромагнитный фиксатор не позволяет достаточно равномерно вырабатывать катод по всей его длине. Из-за реверса направления движения катода он останавливается на доли секунды, что приводит к образованию кольцевых канавок в верхней и нижней частях катода, в результате чего на поверхности катодов образуется характерная выработка, показанная на рис. 6, б.

На рис. 7, а изображен эллипсоидный электромагнитный фиксатор катодных пятен. Подобный фиксатор создает арочное магнитное поле, вытянутое вдоль оси катода и обеспечивает стабильную фиксацию движения катодных пятен

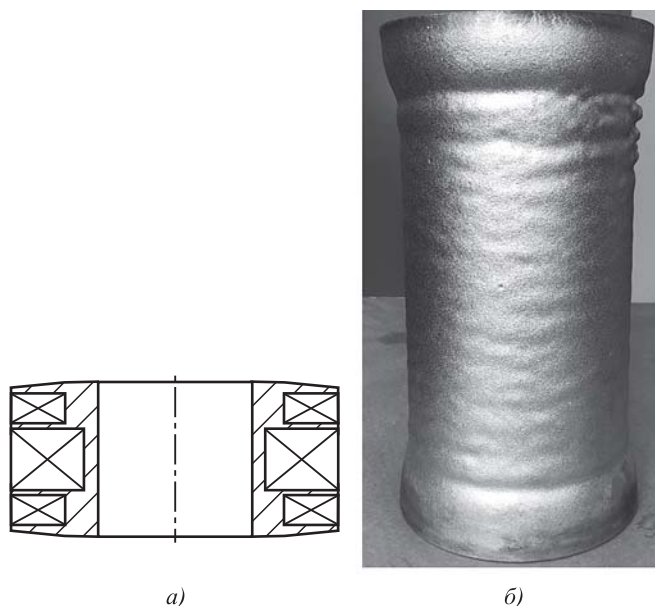


Рис. 6. Внешний вид стандартного цилиндрического электромагнитного фиксатора установки МАП-2 (а) и катода (б) из никелевого сплава после 50 ч работы

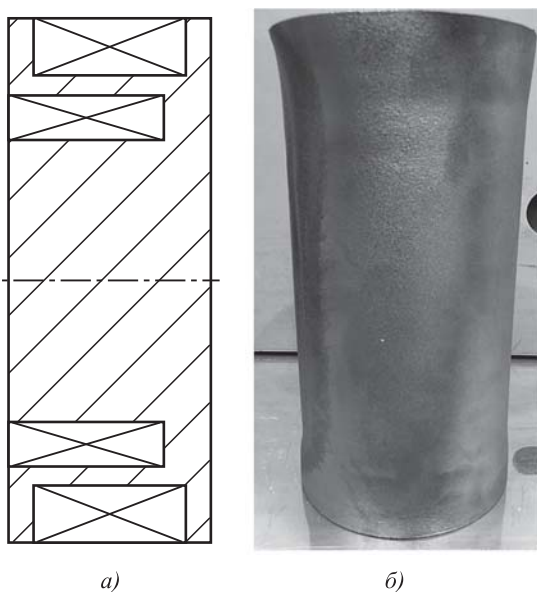


Рис. 7. Внешний вид стандартного эллипсоидного электромагнитного фиксатора установки МАП-2 (а) и катода (б) из никелевого сплава после 50 ч работ

дуги в зоне испарения эллипсоидной формы, вытянутой вдоль поверхности катода, что значительно увеличивает коэффициент использования его массы, а также позволяет наносить покрытия на детали большего размера. Вращение катода вокруг своей оси обеспечивает равномерную выработку катода (см. рис. 7, б).

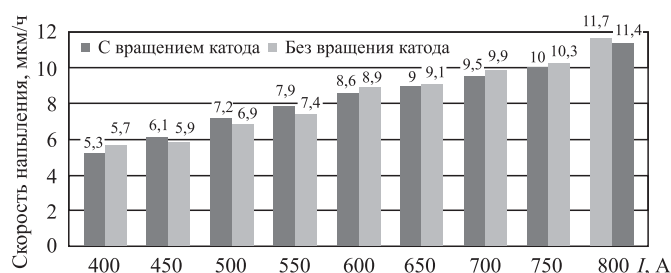


Рис. 9. Сравнение скоростей осаждения покрытия с вращением катода и без вращения катода

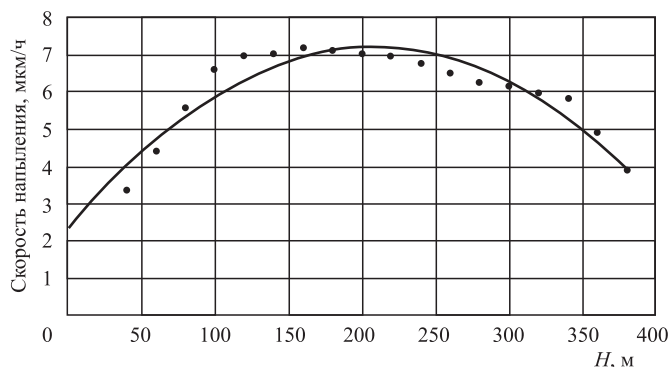


Рис. 10. Распределение скорости осаждения покрытия по высоте при токе дуги 500 А

На рис. 8 (см. обложку) показана зона испарения на катоде с эллипсоидным электромагнитным фиксатором, выработка катода (получена при отсутствии вращения катода вокруг своей оси) и конфигурация силовых линий магнитного поля данного фиксатора.

Для определения скорости осаждения покрытия на установке с протяженным эллипсоидным электромагнитным фиксатором была проведена серия экспериментальных пусков в диапазоне токов разряда 400...800 А с вращением и без вращения катода. На рис. 9 представлена диаграмма, демонстрирующая разницу в скоростях осаждения покрытия на образцы для пусков с вращением катода и без него при равных токах вакуумно-дугового разряда.

Видно, что разница в скорости осаждения покрытия на образцы в случаях пусков с вращением и без вращения катода составляет не более $\pm 10\%$.

На рис. 10 представлено распределение скорости осаждения покрытия по высоте для испарителя с эллиптическим фиксатором. На высоте 350 мм максимальное отклонение скорости осаждения от среднего составило порядка 40 %, а на высоте 300 мм — 25 %. Полученные данные следует учитывать при разработке технологической оснастки и размещения обрабатываемых деталей относительно испарителя.

Выводы

1. По результатам проведенных исследований распределения скорости осаждения покрытия и его элементного состава по высоте зоны нанесения на установке МАП-2 предложено использовать многоместную оснастку для получения профилированных по толщине покрытий на рабочих лопатках турбин, что существенно повышает производительность установки и снижает затраты на единицу продукции.

2. Показано, что переход от цилиндрического электромагнитного фиксатора катодных пятен вакуумной дуги к фиксатору эллиптической формы обеспечивает стабильную фиксацию движения катодных пятен дуги в зоне испарения эллипсоидной формы, вытянутой вдоль поверхности катода, что значительно увеличивает коэффициент использования массы катода, а также позволяет наносить покрытия на детали большего размера.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

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. С. 3—34. DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-1-3-33.

2. **Никелевые** литейные жаропрочные сплавы нового поколения / Е.Н. Каблов и др. // *Авиационные материалы и технологии*, 2012. № 5. С. 36–52.

3. **Каблов Е.Н., Мубояджян С.А.** Эрозионностойкие покрытия для лопаток компрессора газотурбинных двигателей // *Электротехнология*. 2016. № 10. С. 23–38.

4. **Каблов Е.Н., Мубояджян С.А.** Теплозащитные покрытия с керамическим слоем пониженной теплопроводности на основе оксида циркония для лопаток турбины высокого давления перспективных ГТД // *Сб. докл. конф. "Современные достижения в области создания перспективных неметаллических композиционных материалов и покрытий для авиационной и космической техники"*. М.: ФГУП ВИАМ. 2015. С. 3.

5. **Александров Д.А., Артеменко Н.И.** Износостойкие покрытия для защиты деталей трения современных ГТД // *Труды ВИАМ: электрон. науч.-техн. журн.* 2016. № 10. Ст.06. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения 25.02.2021). DOI: 10.18577/2307-6046-2016-0-10-6-6.

6. **Артеменко Н.И., Мубояджян С.А.** Инженерная методика оценки величины и характера внутренних напряжений в однослойных упрочняющих конденсированных покрытиях // *Труды ВИАМ: электрон. науч.-техн. журн.* 2016. № 1. Ст.04. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения 25.02.2021). DOI:10.18577/2307-6046-2016-0-1-25-35.

7. **Исследование** влияния подготовки поверхности и ассистированного осаждения на структуру и свойства эрозионностойкого ионно-плазменного покрытия / С.А. Мубояджян и др. // *Труды ВИАМ: электрон. науч.-техн. журн.* 2018. № 10. Ст. 08. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения 20.04.2020). DOI: 10.18577/2307-6046-2018-0-10-62-73.

8. **Упрочнение** поверхности титановых сплавов методом ионной имплантации и ионного модифицирования / С.А. Мубояджян и др. // *Авиационные материалы и технологии*. 2018. № 2. С. 33–39. DOI: 10.18577/2071-9140-2018-0-2-33-39.

9. **Косьмин А.А., Будиновский С.А., Мубояджян С.А.** Жаро- и коррозионностойкое покрытие для рабочих лопаток турбины из перспективного жаропрочного сплава ВЖЛ21 // *Авиационные материалы и технологии*. 2017. № 1. С. 17–24. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-1-17-24.

10. **Артеменко Н.И., Симонов В.Н.** Инженерная методика прогнозирования величины модуля упругости однослойных ионно-плазменных конденсированных покрытий, полученных методом плазмохимического синтеза // *Труды ВИАМ: электрон. науч.-техн. журн.* 2016. № 7. Ст.05. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения 25.02.2021). DOI: 10.18577/2307-6046-2016-0-7-5-5.

УДК 519.237:669.018.25

DOI: 10.36652/1813-1336-2021-17-7-318-324

К.В. Малютин, В.В. Овчинников, *д-р техн. наук*
(Московский политехнический университет)
E-mail: vikov1956@mail.ru

Изнашивание образцов стали 08X14H5M2ДЛ после аргонодуговой наплавки сплавом X25H10B8

В ряде конструкций используются элементы из стали 08X14H5M2ДЛ (ВНЛ-3), на рабочую поверхность которых нанесен наплавкой антифрикционный слой из сплава X25H10B8. В процессе аргонодуговой наплавки наблюдается образование дефектов в виде трещин в наплавленном слое. Нанесение износостойкого покрытия путем наплавки снижает долговечность основного материала ВНЛ-3 более чем на порядок. Трещина в наплавке не проникает в основной материал до начала циклического нагружения, а остается в пределах толщины наплавленного слоя. Показано, что при трибологических испытаниях, особенно при повышенных температурах (700...900 °С), наличие трещин в наплавленном слое приводит к увеличению массового износа примерно в 3,1–3,3 раза.

Ключевые слова: аргонодуговая наплавка, сталь ВНЛ-3, долговечность, износ, частицы износа.

A number of structures use elements of steel 08X14H5M2ДЛ (VNL-3), on the work surface of which is layered anti-frictional layer made of alloy X25H10B8. In the process of argon-arc surfacing there is a formation of defects in the form of cracks in the weld deposited layer. Applying a wear-resistant layer by fusion coating reduces the durability of the main material VNL-3 by more than an order of magnitude. The crack in the surfacing does not penetrate the main material the start of cyclic loading, but remains within the thickness of the deposited layer. It is shown that in tribological tests, especially at high temperatures (700...900 °C), the presence of cracks in the weld deposited layer leads to an increase in mass wear by about 3,1–3,3 times.

Keywords: argon-arc surfacing, VNL-3 steel, durability, wear, wear particles.

Введение

При изготовлении ряда конструкций из стали 08X14H5M2ДЛ (ВНЛ-3), работающих в услови-

ях трения при высокой температуре нагрева до 900...1100 °С и значительных нагрузок, применяется износостойкая наплавка из сплава на основе кобальта X25H10B8.

Таблица 1

Химический состав стали 08X14H5M2ДЛ (ВНЛ-3), % мас.

C	S	P	Mn	Cr	W	V	Ti	Si	Ni	Nb	N	Mo	Cu
0,08	0,03	0,03	1,0	13,0...14,0	0,2	0,05	0,05	0,70	4,5...5,5	0,1	0,05	1,5...2,0	1,2...1,75

Формирование износостойкого слоя выполняется ручной аргодуговой наплавкой. При нанесении износостойкого слоя примерно на 50 % изготовленных деталей образуются трещины различной длины и конфигурации. Исследованиями установлено, что причиной образования трещин является неблагоприятное сочетание низкой пластичности материала наплавки и сложной формы (двойной кривизны) наплавляемой поверхности башмака [1, 2]. Данные трещины практически не поддаются ремонту.

Для увеличения выхода годных деталей рассматривались два предложения:

- заменить материал наплавки на более технологичный сплав;
- допустить эксплуатацию башмака при наличии в нем трещин.

В качестве замены применяемого материала наплавки X25H10B8 был предложен сплав на никелевой основе — стеллит марки ВХН-1, преимуществом которого являлись:

- большая, чем у сплава на основе кобальта, стойкость против образования горячих и холодных трещин;
- достаточно высокая теплостойкость (до 1100 °С) и удовлетворительная твердость (30 HRC);
- изготовление прутков для наплавки освоено промышленностью.

Цель исследований — определение начала страгивания трещины усталости при наличии уже имеющегося концентратора; определение долговечности изделий при наличии трещины, а также изучение влияния трещин на износостойкость наплавленного слоя при повышенных температурах.

Материалы и методика проведения экспериментов

Для испытаний в качестве подложки для осуществления наплавки была выбрана сталь 08X14H5M2ДЛ (ВНЛ-3) — это сталь коррозионно-стойкая высокопрочная мартенситного класса, поставляемая по ОСТ 1 90090—79. Сталь ВНЛ-3 применяют для деталей ответственного назначения авиационной промышленности.

Таблица 2

Механические свойства стали 08X14H5M2ДЛ (ВНЛ-3)

σ_b , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ_5 , %	ψ , %	НВ
1226	883	12	35	311...415

Химический состав стали ВНЛ-3 представлен в табл. 1, механические свойства данной стали — в табл. 2.

Нагрев отливок до температур выше 900 °С должен производиться либо с эмалевым покрытием, либо в защитной среде (гелий, аргон, с точкой росы 52 °С согласно ГОСТ 10157—79).

Стали мартенситного класса в условиях сварочного термического цикла в околошовных участках закаляются на мартенсит с высокой твердостью и низкой деформационной способностью [3]. В результате деформаций, сопровождающих наплавку, а также длительного действия высоких остаточных и структурных напряжений, имеющихся в наплавленных слоях в исходном состоянии после наплавки, в таком металле возможно образование холодных трещин.

Трещины образуются на последней стадии непрерывного охлаждения или при выдержке металла при комнатной температуре. Водород, находящийся в наплавленных слоях и диффундирующий даже при низких температурах, способствует охрупчиванию металла и образованию холодных трещин.

Предварительный и сопутствующий разогрев подогрева обычно предотвращает образование трещин. Для хромистых сталей мартенситно-ферритных классов, как правило, рекомендуется общий подогрев до 200...450 °С. Температура подогрева назначается большей с увеличением склонности материала к закалке и жесткости изделия. При любом сопутствующем подогреве опасно охлаждение ветром, так как при этом усиливается вероятность появления трещин [4].

Наилучшие свойства могут быть получены, когда после наплавки с температуры сопутствующего подогрева производят "подстуживание" примерно до 100 °С, выдержку при этой температуре в течение 2 ч (для завершения распада аустенит—

Химический состав наплавочных материалов

Сплав	Содержание легирующих элементов, % мас.								
	Fe	C	Si	Mn	Ni	S	P	Cr	Co
X25H10B8	Ост.	0,08...0,10	0,8...1,3	0,3...0,45	9,0...10,0	До 0,07	До 0,03	23...25	7,5...8,0
VXH-1	4,5...5,0	1,0...1,25	2,0...2,75	0,4...0,5	50...58	До 0,07	До 0,03	35...40	...

мартенсит, без образования трещин) и посадку в печь для термической обработки всего изделия.

Химический состав наплавляемых материалов (по основным компонентам) приведен в табл. 3.

Сплавы на основе кобальта — это наиболее известные и широко применяемые сплавы с "универсальными" свойствами. Кобальтовые сплавы обладают превосходной сопротивляемостью к абразивному износу, износу при трении скольжения и эрозии.

Возникновение трещин в процессе наплавки, высокое содержание основного материала детали в покрытии, неоднозначность поведения покрытий при различных температурах из-за изменения атомной структуры кобальта — все это порой перекрывает достоинства кобальтовых сплавов, поэтому необходимы глубокие исследования структурного формирования покрытий из этих сплавов, а также исследований покрытий из кобальтовых сплавов в условиях, близких к реальным условиям эксплуатации деталей.

Наплавку образцов осуществляли ручной аргоно-дуговой сваркой неплавящимся вольфрамовым электродом. Режим наплавки: ток дуги — 100...110 А; число проходов — 5; расход аргона — 10...12 л/мин; диаметр электрода X25H10B8 — 4 мм; VXH-1 — 6 мм. Питание дуги осуществлялось постоянным током от источника "Форсаж-315".

Наплавку выполняли на полностью термообработанный и газостатированный материал без последующей термообработки.

Для отработки технологии нанесения покрытий были использованы образцы из стали ВНЛ-3 толщиной 20 мм и размером 100 × 100 мм.

Испытывали образцы, имитирующие реальное изделие, в четырех вариантах:

А — основной материал сталь ВНЛ-3 без наплавки;

Б — основной материал сталь ВНЛ-3 с наплавкой X25H10B8 без трещины;

В — основной материал сталь ВНЛ-3 с наплавкой VXH-1;

Г — основной материал сталь ВНЛ-3 с наплавкой X25H10B8 с трещиной.

Испытания проводили на машине ЕДЦ-100 с пульсатором. Образцы А1, В1, В1 и В2 были испытаны статически, остальные — на усталость до разрушения при нормальной температуре. Частота нагружений составляла 4 Гц, нижний предел нагружения — 39,2 Н. На образцах Г1—Г5 развитие трещины непрерывно контролировали электропотенциальным методом. Максимальную нагрузку цикла определяли исходя из площади сечения "нетто" (по основному материалу).

При расчете максимальной нагрузки цикла напряжение "нетто" принимали равным 800 МПа. На разрушенном образце определяли действительные площадь сечения и напряжения цикла. Два образца (Г4 и Г5) испытывали при максимальном напряжении "нетто" цикла 600 МПа. На образце В1 проводили тензометрирование в целях выяснения распределения напряжений между основным материалом и наплавкой.

По результатам статических испытаний были определены значения предела прочности σ_B для образцов без наплавки и с наплавкой. По результатам усталостных испытаний была определена долговечность образцов и рассчитаны средние значения для каждого типа образцов. Так как истинные значения напряжений отличались от заданных, был произведен пересчет долговечностей образцов, приведенных к отнулевому циклу нагружения. Статические испытания не показали снижения прочности основного материала, вызванного наплавкой.

Одними из основных характеристик получаемых покрытий на валах энергетических установок являются трибологические. В работе были установлены коэффициент трения и износ поверхности.

Трибологические испытания выполняли на образцах в виде стержней диаметром 20 мм высотой 50 мм, на торцевую поверхность которых наплавляли исследуемые материалы. Покрытие состояло из одного слоя одиночных валиков с расстоянием между их осями 2,3 мм. Поверхность нанесенного покрытия имела значительную шероховатость, поэтому перед испытаниями проводили ее механическую обработку.

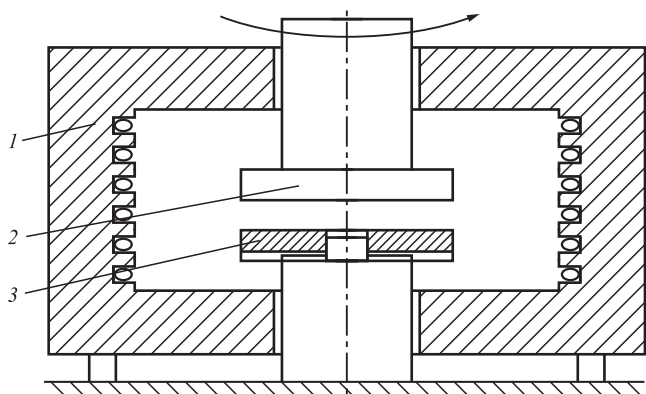


Рис. 1. Схема трибологических испытаний наплавленных образцов при повышенной температуре:
1 — печь; 2 — контртело; 3 — испытуемый образец

Трибологические испытания образцов при комнатной температуре проводили методом измерительного скольжения на автоматизированной машине трения (трибометре) TRIBOMETER фирмы CSM Instruments (Швейцария), № 44739-10 в Государственном реестре средств измерений (ГРСИ), с возвратно-поступательным движением по схеме стержень—пластина в соответствии с Методикой выполнения измерений коэффициента трения f и износа I на трибометре Tribometer фирмы CSM (Швейцария) МВИ КТИ/1.

Данные испытания соответствуют международным стандартам (ASTMG99-05(2010), ASTMG133-05(2010), DIN50324) и могут быть использованы для оценки износостойкости образца и контртела.

Для исследования износа наплавленных образцов при повышенных температурах контртело из чугуна и испытуемый образец помещали в нагревательную печь (рис. 1). Испытуемый образец фиксировали неподвижно, а контртело закрепляли в патроне испытательного стенда с возможностью вращения с заданной частотой. Испытательный стенд оснащен системой контроля силы прижима контртела к испытываемому образцу.

Путь трения задавали временем вращения контртела при определенной частоте, а величину износа определяли по разности массы образца до и после испытаний.

Результаты испытаний и их обсуждение

Исследование распределения напряжений в наплавленных образцах показало, что напряжения в наплавленном слое выше, чем в основном материале на 22...25 %.

В зависимости от применяемого наплавляемого металла наблюдалось снижение средней приведенной долговечности, которое составило по сравнению с исходным вариантом: при наплавке ВХН-1 — в 7 раз, при наплавке Х25Н10В8 — в 19 раз. Наличие трещины в наплавке Х25Н10В8 приводит к снижению долговечности в 1,6...1,9 раза.

При отсутствии значительных по размеру дефектов (несплавления, оксидные пленки, раковины) в наплавленном слое характер разрушения образцов без трещины на поверхности — многоочаговый (рис. 2). На образцах с трещиной последняя является инициатором разрушения, причем долговечность до момента страгивания трещины составляет 25...81 % от общей долговечности образца.

Влияние крупных дефектов наплавки на долговечность соизмеримо с влиянием трещины. Проконтролировать наличие таких дефектов, если они не выходят на поверхность, практически невозможно.

После страгивания трещины долговечность образца составляет в среднем 900 циклов (эквивалентно отнулевому циклу нагружения).

С определенной степенью вероятности можно утверждать, что имеется некоторый безопасный ресурс, ориентировочно около 240 циклов, позволяющий эксплуатировать элемент с технологической трещиной в наплавке. Это подтверждается также тем, что после страгивания трещина развивается в пластичном материале с вязким доломом.

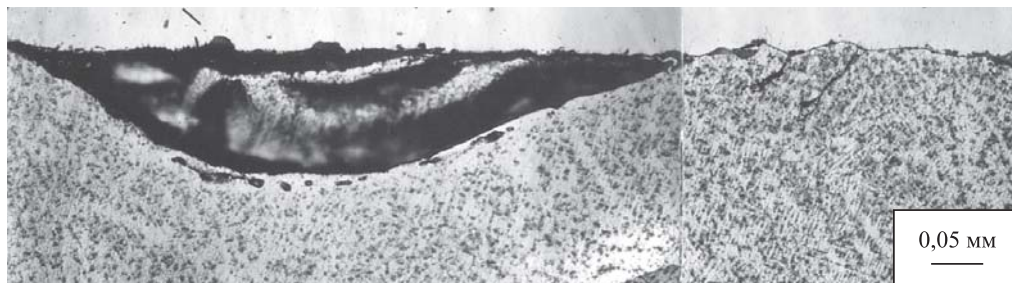


Рис. 2. Дефекты на границе наплавленного слоя и основного металла

На основании полученных результатов механических и усталостных испытаний можно заключить, что:

— нанесение износостойкого покрытия путем наплавки снижает долговечность основного материала ВНЛ-3 более чем на порядок;

— образцы с наплавленным слоем из материала ВХН-1 показали большую долговечность, чем с наплавкой из материала Х25Н10В8 в одинаковых условиях испытаний.

Непрерывный контроль образцов с трещиной в наплавке из Х25Н10В8 в процессе испытаний электропотенциальным методом показал:

1) трещина в наплавке не проникает в основной материал до начала циклического нагружения, а остается в пределах наплавленного слоя;

2) долговечность образцов от момента достижения трещиной основного материала до разрушения составляла в среднем 900...920 циклов при уровне напряжений 800 МПа;

3) долговечность от начала нагружений до момента страгивания трещины составляет от общей долговечности образца:

25...28 % при $\sigma_{\max} = 800$ МПа (240...300 циклов);
64...81 % при $\sigma_{\max} = 600$ МПа (1800...4300 циклов).

То есть имеется некоторый безопасный ресурс, позволяющий эксплуатировать элемент с технологической трещиной в наплавленном слое.

Так как при контакте тормозного троса с поверхностным наплавленным слоем на тормозном устройстве наблюдается интенсивное выделение теплоты и нагрев наплавленного слоя примерно до 850...900 °С, то весьма актуальным являются исследование износа наплавленного слоя при повышенных температурах и влияние дефектов в наплавке на износ.

Износ и интенсивность изнашивания рабочих поверхностей деталей сопряжений для большинства материалов с повышением температуры увеличиваются. Это объясняется тем, что при значительном повышении температуры происходит нарушение правильности строения кристаллической решетки на поверхности металла. В результате образуются свободные узлы, способствующие схватыванию поверхностей.

При одновременном воздействии нагрузки и температуры увеличивается подвижность атомов и вместе с тем возрастает вероятность схватывания и повреждения поверхности.

Механическая составляющая силы трения металлических поверхностей при повышении температуры изменяется в основном вследствие уменьшения твердости материала.

Таким образом, при повышении температуры происходит снижение твердости трущихся поверхностей, сопровождающееся интенсификацией деформирования и износа неровностей контактирующих поверхностей.

Испытания проводили при нагреве наплавленных образцов и контртела в печи до требуемой температуры в диапазоне 100...900 °С при частоте вращения контртела 310 мин⁻¹. Длительность испытаний составила 1 мин. Удельное давление в контакте контртела с испытуемым образцом составило $0,6 \cdot 10^6$ Па.

Испытания при комнатной температуре позволили получить исходные базовые значения коэффициента трения для наплавленных образцов, который составил 0,29...0,32. Массовый износ наплавленных образцов без дефектов в наплавленном слое при полном цикле испытаний в условиях нормальной температуры (20 °С) был на уровне 55,8...75,2 мг.

Экспериментально полученная зависимость массового износа наплавленных образцов от температуры испытаний представлена на рис. 3. Примерно до температуры испытаний 350...400 °С наблюдается некоторое снижение массового износа с ростом температуры. Дальнейшее увеличение температуры испытаний приводит к увеличению массового износа, значение которого наиболее интенсивно увеличивается, начиная с температуры нагрева испытуемых образцов и контртела до температуры 650 °С.

Наибольший износ отмечен при температуре испытания 900 °С и составил 567,4 мг. Полученные результаты относятся к варианту испытаний наплавленных образцов без дефектов в наплавленном слое.

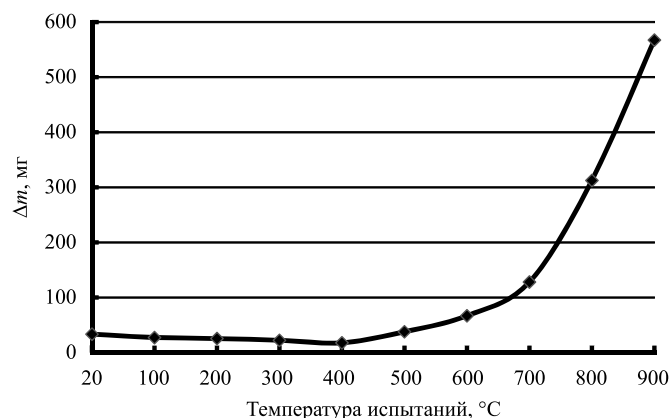


Рис. 3. Износ наплавленных образцов стали ВНЛ-3 в зависимости от температуры испытаний (материал наплавленного слоя Х25Н10В8, частота вращения контртела 310 мин⁻¹, удельная нагрузка в трибологическом контакте $0,6 \cdot 10^6$ Па)

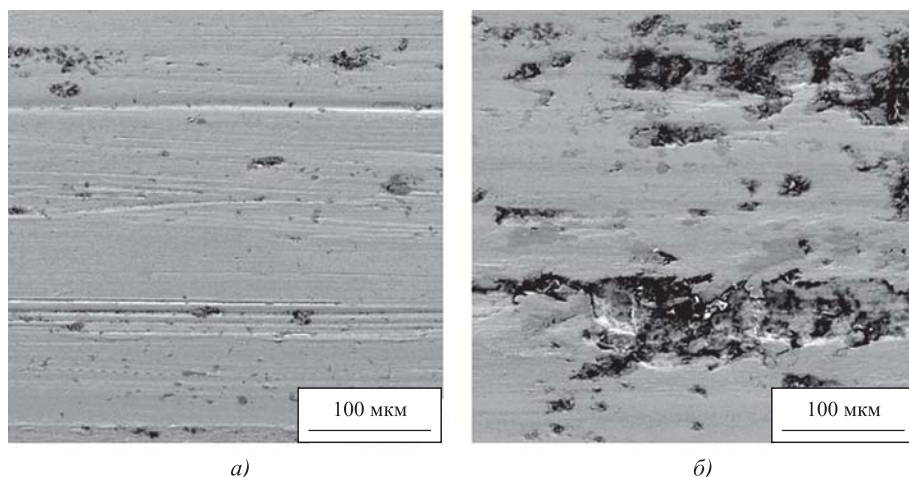


Рис. 4. Поверхность трения наплавленного слоя на образцах после трибологических испытаний при 200 (а) и 700 °С (б)

Анализ поверхности износа наплавленных образцов показал, что при испытаниях с температурой нагрева не выше 400 °С на поверхности трения отмечают-ся равномерные канавки износа с отдельными участками переноса материала контртела на поверхность образца (рис. 4, а).

Повышение температуры испытаний до 650...900 °С характеризуется интенсификацией износа поверхности трения образца с появлением бороздок, свидетельствующих о переносе материала наплавленного слоя на поверхность контртела (рис. 4, б).

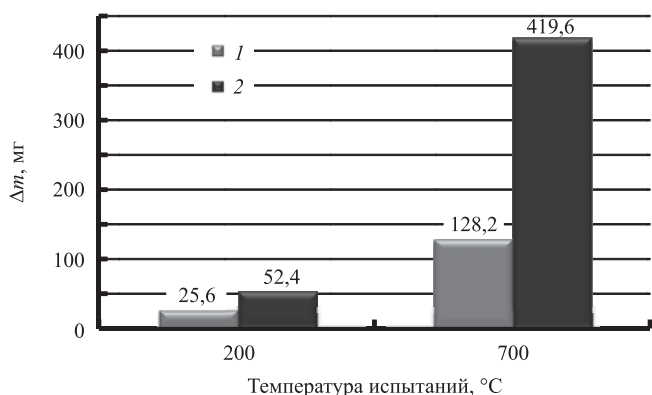


Рис. 5. Влияние дефектов в наплавленном слое на износ образцов при температурах испытаний 200 и 700 °С: 1 — без дефектов; 2 — с трещинами в наплавленном слое

Помимо образцов без дефектов в наплавленном слое трибологическим испытаниям подвергали образцы с дефектом в наплавке в виде трещин, которые были выявлены рентгеновским просвечиванием и ультразвуковым контролем. При этом необходимо учитывать, что количественную оценку наличия таких дефектов выполнить не представлялось возможным. Испытания образцов с дефектами в наплавленном слое проводили при температурах 200 и 700 °С. Полученные результаты приведены на рис. 5.

Наличие трещин как при температуре 200 °С, так и особенно при температуре испытаний 700 °С вызывает увеличение массового износа наплавленных образцов. При испытаниях с нагревом до 200 °С наблюдается увеличение износа примерно в 2...2,1 раза. Повышение температуры испытаний до 700 °С выявляет более сильное влияние дефектов в наплавке на повышение износа. В этом случае отмечается увеличение массового износа в 3,1...3,3 раза.

Изучение поверхности трения показало, что наличие трещин в слое наплавки при повышенной температуре испытаний (700 °С) приводит к интенсивному изнашиванию наплавленного слоя (область 1, рис. 6), а также к отслоению наплавленного слоя и выходу на поверхность подложки из стали ВНЛ-3 (область 2, рис. 6).

Влияние трещин в наплавленном слое из сплава Х25Н10В8 проявляется также в увеличении размеров частиц износа. Так, средний размер частиц износа при трибологических испытаниях с нагревом до 700 °С образцов без трещин в слое наплавки составляет 10...50 мкм. Частицы износа имеют гладкую поверхность с отдельными ямками.

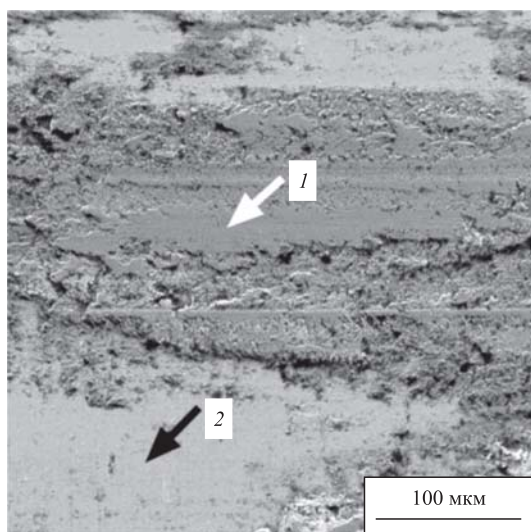


Рис. 6. Поверхность трения наплавленного слоя, содержащего трещины, на образцах после трибологических испытаний при 700 °С

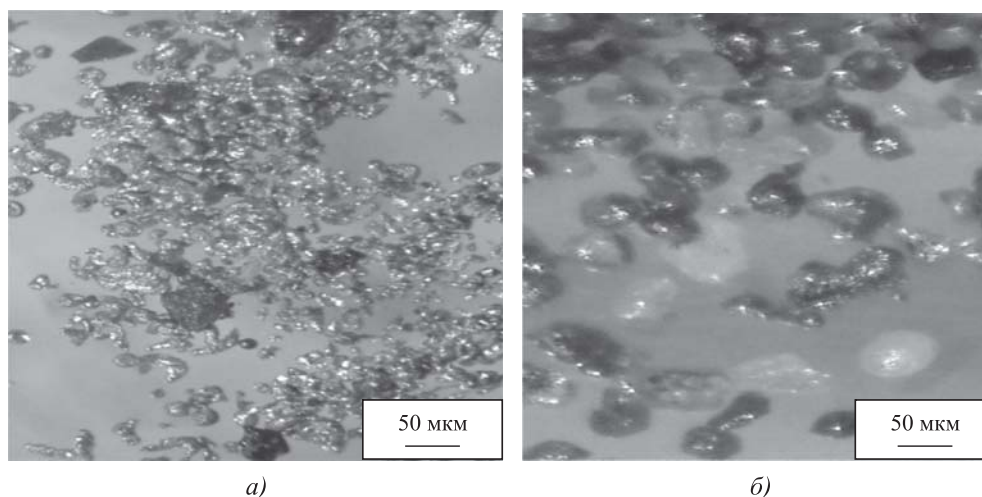


Рис. 7. Частицы износа при испытании образцов без трещины (а) и с трещинами (б) в наплавленном слое

При испытаниях образцов с трещинами в наплавленном слое отмечается появление частиц неправильной вытянутой формы с извилистым и зубчатым контуром. Размер таких частиц находится в диапазоне 40...100 мкм, хотя отмечается появление отдельных частиц размером до 110...350 мкм (рис. 7).

Выводы

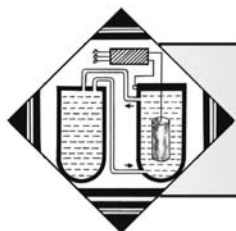
Таким образом, на основании полученных результатов испытаний можно констатировать:

- долговечность образцов от момента достижения трещиной основного материала до разрушения составляла в среднем 900...920 циклов при уровне напряжений 800 МПа;
- имеется некоторый безопасный ресурс, позволяющий эксплуатировать наплавленную деталь с технологической трещиной в наплавленном слое;
- наличие трещин в наплавленном слое существенно (примерно в 3 раза) увеличивает износ

при трении образцов по сравнению с образцами без трещин в наплавленном слое при испытаниях при температурах выше 700 °С. При испытаниях образцов с трещинами в наплавке отмечен рост размеров частиц износа и изменение их формы.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Малютин К.В., Овчинников В.В. Исследование причин образования трещин в наплавленном слое стали 08X14H5M2ДЛ при аргонодуговой наплавке сплавом X25H10B8 // Электротехнология. 2018. № 12. С. 10—22.
2. Малютин К.В., Овчинников В.В. Причины образования трещин в наплавленном слое стали ВНЛ-3 при аргонодуговой наплавке износостойкого слоя // Современные материалы, техника и технологии. 2020. № 1 (28). С. 10—19.
3. Рябцев И.А., Сенченков И.К. Теория и практика наплавочных работ. Киев: Екотехнологія. 2013. 400 с.
4. Восстановление и повышение износостойкости и срока службы деталей машин / под ред. В.С. Попова. Запорожье: ОАО "Мотор Сич". 2000. 394 с.



С.И. Желонкина

(Нижегородский государственный технический университет имени Р.Е. Алексеева)

E-mail: svetic_luch@mail.ru

Обзор современных способов подготовки поверхности алюминиевых сплавов под нанесение металлопокрытий (часть 2)*

Представлены обзор и сравнительная характеристика современных методов подготовки поверхностей различных марок алюминиевых сплавов для нанесения металлопокрытий. Некоторые виды подготовки поверхностей могут быть использованы из непосредственного осаждения покрытий. Особое внимание уделено технологиям создания оксидной пленки в качестве основы под гальванопокрытия.

Ключевые слова: оксидирование, анодирование, микродуговое оксидирование, МДО, магнетронное распыление, вакуумное напыление, химическое осаждение покрытия из паровой фазы, ионно-ассистируемое осаждение, ионно-стимулированное осаждение, физическое осаждение из паровой фазы, иммерсионная подготовка, цинкатная обработка, никелевое покрытие, медное покрытие, оксид алюминия, алюминий, алюминиевые сплавы.

Here is an overview and comparative characteristics of modern methods of surface preparation of various grades of aluminum alloys for the application of metal coatings. Moreover, some types of preparation can be used for direct metal deposition. Particular attention is paid to technologies for creating an oxide film as a basis for electroplating.

Keywords: oxidation, anodizing, MAO, micro-arc oxidation, CVD, chemical vapor deposition, PVD, physical vapor deposition, IBAD, ion beam assisted deposition, magnetron sputtering, vacuum deposition, immersion preparation, zincate pretreatment, nickel plating, copper plating, aluminum oxide, aluminum, aluminum alloys.

2. Методы формирования оксидных пленок

Методы электрохимического оксидирования

Микродуговое оксидирование. МДО-процесс является электрохимическим процессом модификации алюминиевой поверхности в водных электролитах в целях получения оксидных слоев и берет свое начало от анодирования. Однако МДО проводится при большем напряжении, в результате чего алюминиевая поверхность начинает контактировать уже с плазмой. Помимо этого, за счет высоких температур внутри формируемой пленки образуется градиентный переходный слой на границе металл—оксидное покрытие. Этот слой

обеспечивает прочное сцепление микродугового оксидного покрытия с подложкой, что обеспечивает высокую адгезию наносимых на поверхность детали последующих металлопокрытий.

В последнее время все большее количество работ посвящено МДО-методу [38–41]. Его основное достоинство заключается в возможности управлять структурой оксидной пленки [38, 39], что обеспечивает адгезию металлопокрытия с алюминиевой основой.

Недостатки МДО-метода:

1. Можно использовать только для деформируемых сплавов, отсутствует информация о возможности применения этого метода для получения оксидных пленок на литейных сплавах и силуминах.

2. Высокое напряжение процесса (до 1000 В) требует сравнительно дорогих источников питания,

*Часть 1 см. № 5 за 2021 год.

что ведет к значительному удорожанию себестоимости единицы продукции.

Анодирование. Согласно работам [1, 42] анодирование в водных электролитах также дает возможность получить надежное сцепление гальванических покрытий с алюминием. На оксидированную поверхность лучше всего осаждается никель из обычных или медь из пиррофосфатных электролитов, после чего на них можно осаждать и другие металлы [43].

Для анодного оксидирования алюминия предлагаются как кислые, так и щелочные растворы, а также многочисленные добавки к ним, но более удобны в эксплуатации кислые растворы на основе H_2SO_4 и H_3PO_4 .

Оксидные пленки, сформированные в H_2SO_4 , являются универсальными и могут быть использованы для последующего нанесения как защитно-декоративных, так и функциональных покрытий. Недостаток сернокислого электролита анодирования в том, что такой состав обладает высоким травящим действием, поэтому непригоден для оксидирования сложнопрофильных, сварных и клепаных деталей [5].

Самой распространенной подготовкой алюминия и его сплавов перед нанесением гальванопокрытий является *оксидирование в H_3PO_4* .

В исследовании [44] заявлено, что очень тонкая пленка, сформированная в процессе анодирования в H_3PO_4 20...30 % об. обеспечивает отличную адгезию между никелевым покрытием и алюминиевой подложкой. Это связано с тем, что на тонких оксидных пленках оказывается больше пор и дефектов, выступающих точками зародышеобразования. С ростом толщины пленки Al_2O_3 адгезия гальванического никеля значительно ухудшается.

Главным достоинством оксидной пленки, сформированной в H_3PO_4 , являются равномерно расположенные крупные воронкообразные поры, при этом их диаметр несколько больше пор Al_2O_3 , полученных в других кислотах. Такая пористая структура является хорошим основанием для сцепления с последующим металлическим покрытием [7].

Недостатки такого анодирования:

1. Концентрация H_3PO_4 и режим анодирования зависят от обрабатываемого сплава.

2. Высокая чувствительность к изменениям в составе обрабатываемых сплавов, что резко проявляется при последующем никелировании в присутствии блескообразователей. При анодировании в H_3PO_4 встречается тем больше затруднений, чем чище алюминий; для нелегированного алюминия такая обработка не обеспечивает положительных результатов при последующем

нанесении гальванического покрытия. Также не дает должного эффекта и при гальваническом покрытии литых сплавов.

Анодирование в смеси кислот H_2SO_4 и H_3PO_4 позволяет проводить процесс при более низком напряжении до 4 В благодаря наличию в электролите анодирования H_2SO_4 , имеющей высокую электропроводность, а H_3PO_4 обеспечивает достаточную пористость оксида.

Особого внимания для анодной обработки алюминия и его деформированных сплавов с последующим нанесением медного покрытия заслуживает электролит состава, г/л: 275 H_2SO_4 , 300 H_3PO_4 и 15 F, содержащая активирующую добавку [45]. Сформированные в нем оксидные пленки можно использовать для осаждения мелкокристаллического медного [45] и никелевого [22, 46] покрытий.

Отмечу, что в проводимых мной исследованиях [22] для повышения выхода по току никеля до 80...86 % в специальном кислом электролите никелирования необходимо на этапе предварительной подготовки заранее сформировать центры кристаллизации никеля, что может быть достигнуто в результате дополнительной химической обработки в хлоридно-фосфатном растворе после процесса анодирования. Однако ввод в технологическую схему данной ванны требует дополнительной операции промывки образцов от H_3PO_4 и Cl^- .

Позже было установлено, что для электроосаждения никеля можно использовать оксидную пленку, сформированную из разбавленного по кислотам электролита анодирования, а сформировать центры кристаллизации — непосредственной выдержкой алюминиевых образцов в ванне никелирования в течение 9...10 мин [47]. Такая технология обеспечивает необходимое сцепление никелевого покрытия с основой и высокий выход по току никеля (79...82 %). Предложенный разбавленный электролит анодирования также можно использовать для формирования оксидной пленки для последующего осаждения медного покрытия [36, 48].

Сократить время выдержки анодированных образцов в растворе никелирования до 1...2 мин можно введением в состав разбавленного электролита анодирования не менее 1,7 г/л Ni^{2+} . При этом были достигнуты высокие значения катодных выходов по току для никеля (80...83 %) при катодной плотности 4...5 А/дм², как и в ранее предложенном варианте технологии нанесения гальванопокрытий [47, 49].

Достоинства:

1. Оксидированные детали из различных марок алюминиевых сплавов, в том числе нагарто-

ванные, отожженные, плакированные, можно использовать под осаждение металлопокрытий.

2. Подходит для сложнопрофильных деталей.

На основании вышеизложенного материала можно сделать вывод о следующих положительных чертах анодирования как подготовительной операции под нанесение гальванопокрытий:

— позволяет унифицировать поверхность различных алюминиевых сплавов для последующего осаждения металлопокрытий;

— относительная простота и невысокая стоимость технологии, позволяющие формировать пористую оксидную пленку;

— управление свойствами и структурой пор оксидной пленки [50]. Благодаря этому анодирование дает возможность получить надежное сцепление гальванических покрытий с алюминиевой основой.

Общие ограничения применения оксидной пленки:

1. Ограничения, накладываемые на составы растворов и режимы их работы, для последующего нанесения гальванических покрытий.

2. Использование концентрированных растворов кислот.

3. Многостадийность процесса осаждения металлопокрытий, но число технологических операций и их длительность меньше, чем в случае применения цинкатной обработки.

3. Химическое осаждение покрытий из паровой фазы

CVD-метод представляет собой метод синтеза материалов, при котором летучие компоненты газовой фазы формируют на поверхности подложки твердую пленку посредством химических реакций. Осаждение пленок обычно проводится в проточных камерах, где газ-носитель (обычно H_2 или N_2), содержащий соответствующие реагенты, пропускается над нагретой подложкой [31].

CVD-метод практически не имеет ограничений по химическому составу наносимых пленок. Первые CVD-покрытия были однослойные толщиной 4...7 мкм, сейчас можно осаждавать многослойные пленки толщиной до 22...25 мкм [51].

Такой метод подходит для непосредственного формирования металлических слоев. Часто в CVD-технологии используются β -дикетонатные комплексы, известные для многих металлов. Они подвергаются реакции диспропорционирования, что приводит к осаждению металлических пленок, в том числе и медных. Никелевую пленку можно осадить на алюминиевую подложку, применяя низкотемпературное разложение карбонильного никеля.

Достоинства группы CVD-методов:

1. Относительно простая конструкция установки, которую можно достаточно быстро подготовить к следующему циклу осаждения [31, 52].

2. Процесс осаждения можно проводить с высокой скоростью (8...10 мкм/мин).

3. При получении пленок химических соединений легко регулировать их состав [31].

4. Возможно осаждение многокомпонентных сплавов [31].

5. Возможно выращивание эпитаксиальных слоев с высокой степенью совершенства структуры и низким содержанием примесей [31].

6. Покрытия могут наноситься на алюминиевые детали сложной конфигурации [31].

7. Непосредственно перед процессом осаждения возможно проведение химического газового травления подложек [31].

8. Высокая прочность сцепления с основой до 260 МПа.

9. Технологическая возможность организации процесса в замкнутом цикле и возможность полной автоматизации всего процесса.

10. Низкие эксплуатационные расходы [52].

Недостатки CVD-метода:

1. Для случаев мелкосерийного изготовления небольших партий данная технология не применима [51].

2. Высокая сложность (с точки зрения термодинамики и кинетики реакций) процессов, происходящих при осаждении пленки, и их недостаточное понимание [31].

3. Необходимость нагрева подложки до более высокой температуры, чем при PVD [31].

4. Высокая токсичность, взрывоопасность и коррозионная активность реакционных газов, используемых в процессе осаждения, и продуктов химических реакций [31].

5. Малое количество серийно выпускаемых в России реагентов.

6. Возможность взаимодействия коррозионно-активных паров с алюминиевой подложкой, осаждаемой пленкой или материалами, из которых изготовлено оборудование, а также их внедрение в растущую пленку.

7. Необходимо учитывать большое количество параметров, сильно влияющих на качество слоя, [52], в том числе и состав алюминиевых сплавов из-за непосредственного воздействия материала подложки на протекание химических реакций при высокой температуре.

8. Трудности контроля осаждения однородной пленки [31].

4. Метод ионно-ассистированного осаждения

IBAD-метод объединяет процесс нанесения тонких пленок с облучением высокоэнергетичными ионами от автономного источника ионов газа. Применение независимых друг от друга источников ионов и пара обуславливает управляемость, воспроизводимость и гибкость данной технологии. Аппаратура для IBAD состоит из испарителя металла (магнетрона) и источника высокоэнергетичных ионов (газа или металла) для одновременного или последовательного облучения осаждаемого материала [53].

Распыление проводят в специальной рабочей среде, представляющей из себя чистые газы Ar, N₂, O₂, CH₄ с широким интервалом температур 60...6000 °С. Варьируя содержание реактивного газа и скорости напыления удается получать пленки разной толщины, химического и фазового составов. Известно, что таким методом можно формировать различные нанокристаллические покрытия: однокомпонентные (Al, Ni, Cu, Cr, V, Ti, Mo, Ta, Nb), бинарные (TiN, MoN, TaN, NbN) и трехкомпонентные (Cr—V—N, Cr—Al—N). Скорость осаждения покрытий при этом 1,0...1,5 нм/с; неравномерность плотности покрытия по площади 100×100 мм — 0,5 % при толщине покрытий 1 мкм [53].

Такие покрытия являются высококачественными по таким показателям, как толщина, пористость, адгезия. Получаемые слои обладают плотной микро- и нанокристаллической структурой при полном отсутствии капельной фазы, что является важным, например, для осаждения медного, никелевого, хромового покрытий.

В настоящее время ведутся работы по осаждению каталитических слоев Pt на алюминиевую поверхность IBAD-методом [54]. Также непосредственно на подложки из чистого алюминия после предварительной шлифовки и полировки, используя рассматриваемый метод, наносили хромсодержащее покрытие толщиной до 700 нм в течение 12 ч [55].

В работе [56] проводили осаждение медных покрытий, стойких к воздействию щелочной среды, на предварительно обезжиренные алюминиевые пластины при использовании комбинированной ионно-плазменной технологии. В технологию входят предварительная очистка поверхности алюминия ионным пучком, нанесение плотного промежуточного слоя в стационарном магнетронном разряде с ионным ассистированием начального этапа осаждения, способствующее уплотнению осаждаемого медного покрытия, и нанесение дополнительного слоя в магнетронном разряде с расплавленным катодом. Авторами установ-

лено, что глубокая ионная очистка поверхности алюминия является необходимым условием получения хорошей адгезии металлопокрытий, при этом энергия ионов должна быть не менее 2кэВ. Также в этой работе методом магнетронного распыления на алюминиевую поверхность наносили покрытие титана. В работе отмечено, что механическая предварительная полировка алюминиевых образцов отрицательно сказывалась на защитных свойствах наносимых металлопокрытий в агрессивной щелочной среде.

Достоинства IDAD-метода:

1. Адгезия с подложкой у пленок, полученных магнетронным способом, существенно выше, чем у таких же пленок, полученных газотермическим напылением. Это связано с более высокой энергией конденсирующихся частиц при магнетронном распылении и дополнительной активацией поверхности действием плазмы.

2. Возможность послойного синтеза новых структур, но всегда необходимо учитывать, что в поверхностных слоях подложки происходят сложные физико-химические процессы, способные существенно изменить распределение элементов по глубине, а также структуру и свойства поверхности.

Недостатки IBAD-метода:

1. Применим для тонких пленок толщиной до 2 мкм, при этом процесс формирования продолжителен по времени.

2. Дороговизна ионного источника и расходных материалов к нему. Необходимый высокий вакуум тоже не является пока доступной опцией [52]. Следует отметить, что несмотря на это магнетронные установки стали применяться как в CVD-, так и PVD-методах.

3. Процесс нельзя проводить в едином автоматизированном цикле.

Исходя из этого, применение данного метода является целесообразным для специальных приложений, и не подходит для массового производства.

5. Методы вакуумного напыления

Технологиями вакуумного напыления, являющимися разновидностью PVD-метода, можно формировать оксидный слой на алюминиевой поверхности и непосредственно осаждают металлопокрытия.

Газотермическое напыление — стремительно развивающаяся технология модификации поверхности [57, 58]. Эта группа методов основана на способе нанесения покрытия, при котором смешивают и сжигают O₂ с горючим газом, а расходный материал (проволоку или порошок) подают

в горелку. В микроне зоне удара о покрываемую поверхность частиц расплава происходит их деформация, растекание, последовательное соединение друг с другом и затвердевание в плоский слой. Связь напыляемых частиц с основой происходит за счет тепловой и кинетической энергии, которая определяется температурой и скоростью этих частиц. Связь покрытия с основой — адгезионная, осуществляемая за счет межмолекулярных сил и механического сцепления с неровностями развитой шероховатой поверхности [59].

Напылять на деталь возможно разнообразные виды покрытий: металлы, сплавы, оксиды, карбиды, нитриды, бориды, пластмассы [59], поэтому данная группа методов подходит для напыления на алюминиевую поверхность оксидной пленки и непосредственно медного и никелевого покрытий.

Известны следующие методы газотермического напыления: электродуговая металлизация, газопламенное напыление, плазменное напыление, высокоскоростное напыление, а также высокоскоростное напыление наноструктурированных покрытий. Адгезия напыленного покрытия к материалу основы не менее 20 МПа, а с помощью высокоскоростного напыления может достигать и более 80 МПа [57]. Следует отметить, что покрытие может иметь заданную пористость, в перечисленном ряду ее значение уменьшается, соответственно, 5...25 %, 3...15 %, 0,5...10 %, 0,1...2 %, <0,1 %.

Чаще всего данную группу методов используют для восстановления и упрочнения сопрягаемых поверхностей, работающих в условиях абразивного износа, для повышения сопротивления эрозии и кавитации, устойчивости при высоких температурах и газовой коррозии и как покрытия для защиты от коррозии в активных средах [57—59].

Достоинством метода вакуумного напыления является то, что можно наносить толстые покрытия — толщиной 100...15 000 мкм, при этом оптимальным значением считается 500...3000 мкм [58, 59]. Именно для толстых пленок применение такой группы методов является рентабельным и можно согласиться с высказыванием о том, что группа газотермических методов является "альтернативой "гальваники"" [59].

Недостатки вакуумного напыления:

1. Не представляется возможным осаждение тонких беспористых покрытий и их применения для целей микроэлектроники, что связано с недостаточно плотной структурой формируемого слоя [60]. Конечно, газотермическим напылением можно создавать центры кристаллизации для последующего осаждения металлопокрытий, но вряд ли такой способ можно назвать рентабельным.

2. После напыления на алюминиевую поверхность покрытий из различных порошковых материалов газопламенным или газоплазменным методами предполагает применение последующей механической обработки, что неприемлемо для алюминиевых деталей с точными геометрическими размерами [26].

3. Нет возможности осуществления полной автоматизации процесса осаждения покрытий в едином неразрывном производственном цикле. Но здесь следует заметить, что обрабатываемые алюминиевые детали после предварительной подготовки поверхности можно вручную погружать непосредственно в установку напыления или для потоковой подачи в рабочую камеру заранее укомплектовать установку специализированной конвейерной лентой, представляющей из себя планетарную карусель для крепления изделий.

Заключение

Из литературных источников, в которых рассмотрены способы предварительной подготовки алюминиевой основы конкретных готовых изделий перед нанесением гальванических покрытий, видно, что пока наиболее часто применяемым на практике способом подготовки для различных целей на данный момент является цинкатная обработка [61]. Такие же данные указаны и в ГОСТ 9.302—88. Однако представленный материал позволяет сделать вывод о разнообразии способов обработки алюминиевых поверхностей, связанном как с появлением новых алюминиевых сплавов, так и развитием технической научной и производственной базы. При этом следует отметить, что анодирование является отличной альтернативой процессу цинкатной обработки, а методы напыления покрытий применимы для специальных приложений.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Климаков В.М., Каушпедас З.П., Тиминскас А.С. Технология подготовки поверхности и нанесения электрохимических покрытий на алюминий и его сплавы: Обзор // М.: ЦНИИТИКПК, 1989. С. 32.
2. Baiocco G., Rubino G., Ucciardello N. Pretreatment effects on mechanical and morphological features of copper coatings // Surface and interface. 2020. Vol. 20. No. 100625.
3. Фадаиян А.Р., Зажогин А.П. Исследования процессов образования наночастиц и фракталов на поверхности оксидированного алюминия при лазерном напылении тонких пленок меди сдвоенными лазерными импульсами // Известия Гомельского государственного университета. 2021. Т. 17. № 7.

- ного университета имени Ф. Скорины. 2011. № 6 (69). С. 149–152.
4. **Electrolytic** deposition of metals on aluminium and its alloys / Yu.Ya. Lukomskii, G.M. Priyatkin, T.V. Mulina et al. // *Russian Chemical Reviews*. 1991. Vol. 60. No. 5. P. 539–554.
 5. **Скопинцев В.Д.** Оксидирование алюминия и его сплавов. М.: Российский химико-технологический ун-т им. Д.И. Менделеева, 2015. 119 с.
 6. **Скопинцев В.Д., Марголин Л.Н., Фарафонов В.В.** Развитие технологии анодного оксидирования алюминия и его сплавов // *Гальванотехника и обработка поверхности*. 2019. Т. 27. № 2. С. 9–22.
 7. **Мирзоев Р.А., Давыдов А.Д.** Анодные процессы электрохимической и химической обработки металлов. СПб.: Лань. 2016. С. 384.
 8. **Дуюнова В.А., Козлов И.А., Оглодков М.С., Козлова А.А.** Современные тенденции анодного оксидирования алюминий-литиевых и алюминиевых сплавов // *Труды ВИАМ*. 2019. № 8 (80). С. 79–89.
 9. **Runge J.M.** The Metallurgy of Anodizing Aluminum. Connecting science to practice // Springer International Publishing AG, 2018. 473 p.
 10. **Токарева И.А., Байрачный Б.И.** Наноструктурированные анодные оксидные покрытия на вентилях металлах — задачи и возможности // *Nanosistemi, Nanomateriali, Nanotehnologii*. 2017. Т. 15. № 4. С. 713–740.
 11. **Monitoring** of zincate pre-treatment of aluminium prior to electroless nickel plating / S. Court, C. Kerr, C. Ponce de León et al. // *Transactions of the IMF*. 2017. Vol. 95. No. 2. P. 97–105.
 12. **Кудрявцев В.Н., Мамаев В.И., Харламов В.И., Скопинцев В.Д.** Гальванотехника и подготовка поверхности. 2012. Т. 20. № 3. С. 22–25.
 13. **Effect** of Zincate Treatment on Adhesion of Electroless Nickel-Phosphorus Coating for Commercial Pure Aluminum / K. Murakami, M. Hino, M. Hiramatsu et al. // *Materials Transactions*. 2006. Vol. 47. No. 10. P. 2518–2523.
 14. **Othman I.S., Starink M.J., Wang S.C.** Impact of single and double zincating treatment on adhesion of electrodeposited nickel coating on aluminium alloy 7075 // *Journal of Advanced Manufacturing Technology*. 2018. Vol. 12. No. 1 (3). P. 179–192.
 15. **Гамбург Ю.Д.** Гальванические покрытия. Москва: Техносфера 2006. С. 213.
 16. **Анодное оксидирование** алюминия и его сплавов для получения качественных гальванических покрытий / Т.И. Девяткина, М.М. Спасская, А.Н. Москвичев и др. // *Вестник Нижегородского государственного университета им. Н.И. Лобачевского*. 2013. № 4—1. С. 109–114.
 17. **Лайнер В.И.** Защитные покрытия металлов. М.: Металлургия, 1974. 559 с.
 18. **Попилов Л.Я.** Советы заводскому технологу: справочное пособие. Л.: Лениздат, 1975. 264 с.
 19. **Юдина Т.Ф., Симунова С.С., Строгая Г.М.** Поверхностная модификация алюминиевых сплавов перед химическим никелированием // *Радиопромышленность*. 1996. № 4. С. 43–45.
 20. **Симунова С.С., Ершова Т.В., Юдина Т.Ф.** Гальванические и лакокрасочные покрытия на алюминиевых изделиях радиотехнической и электронной промышленности // *Мир гальваники*. 2008. № 4 (08). С. 8–10.
 21. **Пат. 2661695 РФ.** Способ нанесения никелевых покрытий на алюминиевые сплавы / Т.И. Девяткина, С.И. Лучнева, А.Е. Борисова и др. Опубл. 19.07.2018. Бюл. № 20.
 22. **Нанесение** защитно-декоративных покрытий на алюминиевые сплавы / Т.И. Девяткина, С.И. Лучнева, А.Е. Борисова и др. // *Журнал прикладной химии*. 2017. Т. 90. № 7. С. 861–868.
 23. **Safonov A.N.** Basic directions of effective use of laser equipment for heat treatment of alloys // *Metal Science and Heat Treatment*. 1997. Vol. 39. No. 7–8. P. 275–279.
 24. **Vreeling J.A., Ocelik V., T Pei Y., Van Agterveld D.T.L., De Hosson J. Th. M.** Laser melt injection in aluminum alloys: on the role of the oxide skin // *Acta Materialia*. 2000. Vol. 48. No. 17. P. 4225–4233.
 25. **Effect** of laser ablation surface treatment on performance of adhesive-bonded aluminum alloys / Y. Wu, J. Lin, B.E. Carlson et al. // *Surface and Coatings Technology*. 2016. Vol. 304. P. 340–347.
 26. **Пат. 2218425 РФ.** Способ создания упрочненного поверхностного слоя на деталях из металлических сплавов и композиционных материалов / Б.А. Чудинов. Опубл. 10.12.2003.
 27. **Tolpygo V.K., Clarke D.R.** Morphological evolution of thermal barrier coatings induced by cycling oxidation // *Surface and Coatings Technology*. 2003. Vol. 163–164. P. 81–86.
 28. **National research council.** Coatings for high-temperature structural materials: trends and opportunities. Washington, DC: National Academy Press, 1996. 102 p.
 29. **Evans A.G., Mumm D.R., Hutchinson J.W.** Mechanism controlling the durability of thermal barrier coatings // *Progress in Materials Science*. 2001. Vol. 46. P. 505–553.
 30. **Barron A.R.** Chemical Vapor Deposition of Alumina // *Chemistry of Electronic Materials*. Houston, Texas: Rice University, 2011. P. 218–223.
 31. **Чопра К., Дас С.** Тонкопленочные солнечные элементы. М.: Мир, 1986. С. 38–133.
 32. **Денкер И.И., Кулешова И.Д.** Защита изделий из алюминия и его сплавов лакокрасочными покрытиями. М.: Химия, 1985. С. 23–27.
 33. **King R.G.** Surface treatment & finishing of aluminium. Oxford: Pergamon press, 1988. P. 41–46.
 34. **Гриликес С.Я., Тихонов К.И.** Электролитические и химические покрытия. Теория и практика. Л.: Химия, 1990. С. 288.
 35. **Ротинян А.Л., Тихонов К.И., Шошина И.А.** Теоретическая электрохимия. Л.: Химия, 1981. С. 424.
 36. **Подготовка** поверхности алюминиевых сплавов для нанесения гальванических покрытий / Т.И. Девяткина, С.И. Лучнева, Е.Н. Васин и др. // *Журнал прикладной химии*. 2020. Т. 93. № 9. С. 1323–1331.
 37. **Насонова Д.И., Воробьева Т.Н., Позняк С.К.** Электрохимическое осаждение покрытий Cu—SnO₂ на алюминий // *Свиридовские чтения*. Минск: БГУ, 2013. С. 121–131.
 38. **Дударева Н.Ю., Бутусов И.А., Кальщик Р.В.** Влияние режимов микродугового оксидирования на

механические свойства образцов из алюминиевого сплава // Вестник ПНИПУ. 2014. № 4. С. 102—117.

39. **Shigang X., Lixin S., Ronggen Z., Xingfan H.** Influence of cathodic current on composition, structure and properties of Al_2O_3 coatings on aluminum alloy prepared by micro-arc oxidation process // *Thin Solid Films*. 2006. Vol. 515. No. 1. P. 326—332.

40. **Characterisation** of ceramic coatings produced by plasma electrolytic oxidation of aluminum alloy / W.-C. Gu, G.-H. Lv, H. Chen et al. // *Materials Science and Engineering: A*. 2007. Vol. 447. No. 1—2. P. 158—162.

41. **Pan M.-Q., Chi G.-X., Wei D.-B., Di S.-C.** Current status of research and application of micro-arc oxidation of aluminum alloys and magnesium alloys in China // *Materials Protection*. 2010. Vol. 43. No. 4. P. 10—14.

42. **Александров Я.И.** К вопросу о причинах сцепляемости электролитически осажденного металла с алюминием и его сплавами через анодный окисел // Тезисы докладов к совещанию "Новая технология гальванических покрытий". Киров, 1974. С. 47—49.

43. **Ажогин Ф.Ф., Белевский М.А.** Гальванотехника: Справочник / под ред. А.М. Гинберга и др. М.: Металлургия, 1987. 736 с.

44. **Application** of anodizing as a pre-treatment for nickel plating on aluminum / M. Mehmood, J. Ahmad, M. Aslam et al. // *The nucleus*. 2003. Vol. 40. No. 1—4. P. 123—135.

45. **Пат. 2471020.** Способ нанесения медного гальванического покрытия на детали из алюминия и его сплавов / Т.И. Девяткина, В.В. Рогожин, О.А. Большакова и др. Опубл. 27.12.2012. Бюл. № 36.

46. **Modification** of nickel-plating electrolyte for deposition of coatings onto aluminum and its alloys / T.I. Devyatkina, S.I. Luchneva, S.V. Fomicheva et al. // *Russian Journal of Applied Chemistry*. 2016. Vol. 89. No. 8. P. 1245—1251.

47. **Совершенствование** технологии подготовки алюминиевых сплавов перед нанесением гальванопокрытий / С.И. Лучнева, Т.И. Девяткина, В.В. Рогожин и др. // *Химия. Экология. Урбанистика*. 2018. С. 718—724.

48. **Девяткина Т.И., Зюзина Н.С., Беляев Е.С., Рогожин В.В.** Меднение алюминиевых сплавов // *Химия. Экология. Урбанистика*. 2020. № 4. С. 55—60.

49. **Усовершенствование** технологии нанесения никелевого покрытия на алюминиевые сплавы / С.И. Желонкина, Т.И. Девяткина, В.В. Рогожин и др. // *Химия. Экология. Урбанистика*. 2019. Т. 2. С. 283—288.

50. **Holze R.A.** Nanostructured materials in electrochemistry // *Journal of Solid State Electrochemistry*. 2009. 13 (10). P. 1621—1622.

51. **Максимов М.** Износостойкие покрытия как движитель инновационного процесса в технологии инструментальных материалов и современной металлообработке // *Echemistry*. Электрохимический портал. Союз машиностроителей России. 2010. URL: <http://echemistry.ru/literatura/stati/iznosostojkie-pokrytiya-kak-dvizitel-innovacionnogo-processa-v-tehnologii-instrumentalnih-materialov-i-sovremennoj-metalloobrabotke.html> (дата обращения: 16.01.2021).

52. **Самойленков С.В.** ВТСП материалы 2-го поколения. Методы изготовления ВТСП-провода 2-го поколения: краткий обзор // *Сверхпроводники для электроники*. 2011. Т. 8. № 3. С. 1—6.

53. **Технологическая** установка ионно-стимулированного осаждения покрытий АРГО-2 / А.Г. Гугля, Ю.А. Марченко, Н.В. Перун и др. // *Приборы и техника эксперимента*. 2007. № 3. С. 136—139.

54. **Poplavskii V.V., Mishchenko T.S., Matys V.G.** Composition and electrocatalytic properties of the coatings formed by the ion-beam-assisted deposition of platinum from a pulsed arc-discharge plasma onto aluminum // *Technical Physics*. 2010. Vol. 55. No. 2. P. 296—302.

55. **Тулъев В.В.** Ионно-ассистируемое осаждение хромсодержащих покрытий на алюминий // *Материалы 12-й Международной конференции "Взаимодействие излучений с твердым телом"*. Минск, 2017. С. 348—350.

56. **Создание** защитных металлических покрытий на алюминии методом магнетронного распыления / М.С. Зибров, Г.В. Ходаченко, А.В. Тумаркин и др. // *Поверхность. Рентгеновские, синхротронные и нейтронные исследования*. 2013. № 12. С. 45—51.

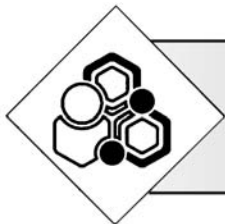
57. **Кравченко И.Н., Карелина М.Ю., Зубрилина Е.М., Коломейченко А.А.** Ресурсосберегающие технологии получения функциональных наноструктурированных покрытий высокоскоростными методами нанесения // *Вестник Донского государственного технического университета*. 2015. № 3 (82). С. 19—27.

58. **Селизнев О.В.** Назначение и применение газотермического напыления // Портал о металлообработке. URL: <https://wikimetall.ru/metalloobrabotka/gazotermicheskoe-napylenie.html> (дата обращения: 21.12.2020).

59. **Газотермическое** напыление / Рудетранс. Промышленное сварочное оборудование. URL: <https://www.rudetrans.ru/o-svarke/gazotermicheskoe-napylenie/> (дата обращения: 21.12.2020).

60. **Иванов А.** Технология напыления тонких пленок // *Современная светотехника*. 2010. № 1. С. 45—48.

61. **Davis J.R.** Corrosion of aluminum and aluminum alloy. *Materials park ASM Int.*, 1999. P. 211—214.



А.А. Верещака, канд. техн. наук
(Московский государственный технологический университет "СТАНКИН"),
В.П. Табаков, д-р техн. наук
(Ульяновский государственный технический университет)
E-mail: vpt1947@yandex.ru

Влияние наноструктуры функциональных слоев многослойного покрытия на изнашивание твердосплавного инструмента

Представлены результаты исследований влияния толщины нанослоев на изнашивание твердосплавного инструмента. Показано влияние толщин нанослоев на микротвердость и стойкость к разрушению многослойного покрытия при скретч-тестировании. Выявлена роль наноструктуры в процессах трещинообразования в многослойных покрытиях в процессе резания.

Ключевые слова: изнашивание, твердосплавный инструмент, многослойное покрытие, толщина нанослоя, наноструктура, разрушение покрытий.

The results of studies of the effect of nanolayer thickness on the wear of carbide tools are presented. The effect of nanolayer thicknesses on microhardness and fracture resistance of a multilayer coating during scratch testing is shown. The role of nanostructure in the processes of crack formation in multilayer coatings during cutting is revealed.

Keywords: wear, carbide tool, multilayer coating, nanolayer thickness, nanostructure, destruction of coatings.

Введение

Разрушение износостойких покрытий в процессе резания имеет хрупкий характер [1, 2], который определяется составом и структурой износостойкого покрытия, а в случае многослойных покрытий — еще и его архитектурой [1, 3—7]. Исследованиями установлено [5—8], что нанослойная структура покрытий изменяет характер трещинообразования по сравнению с монолитным однослойным покрытием. Процесс трещинообразования покрытий с нанослойной структурой характеризуется формированием различных типов трещин (поперечных, продольных и деляминаций на границах нанослоев или функциональных слоев в случае многослойных покрытий), в то время как для монолитных покрытий характерно образование поперечных трещин.

Границы между нанослоями и функциональными слоями в случае многослойных покрытий могут являться факторами торможения поперечных трещин и снижения интенсивности их развития. Для монолитных покрытий отсутствие таких границ

способствует развитию поперечных трещин покрытия и последующему их прорастанию в твердосплавную основу. Влияние абсолютных значений и соотношения толщин износостойкого и адгезионного слоев на процесс разрушения многослойных покрытий при скретч-тестировании подробно рассмотрен в работе [9]. Показано, что разрушение многослойного покрытия при малых толщинах износостойкого слоя происходит как разрушение монолита, а увеличение толщины данного слоя ведет к деляминации между функциональными слоями. Большой интерес представляет влияние толщин нанослоев в функциональных слоях покрытий на процессы трещинообразования.

Цель работы — исследовать влияние толщины нанослоев многослойного покрытия на изнашивание твердосплавного инструмента.

Методика проведения экспериментальных исследований

Исследовали многослойные покрытия Ti—TiN—TiCrAlN, которые наносили на твердосплав-

ные пластины TiC—WC—Co. Толщину нанослоев износостойкого слоя TiCrAlN изменяли за счет варьирования частоты вращения поворотного стола установки для нанесения покрытий ВИТ-2 в диапазоне 0,25...7 мин⁻¹. Толщина переходного слоя TiN для различных вариантов покрытий составляла 350...600 нм, износостойкого слоя TiCrAlN — 2100...3000 нм. Учитывая особенности метода PVD, проявляющиеся в некотором разбросе толщины осаждаемых покрытий даже на одном образце, можно считать общую толщину осаждаемых покрытий и толщину их функциональных слоев идентичными.

Исследование процесса изнашивания твердосплавных пластин проводили при точении заготовок из стали 45 при скорости резания $v = 300$ м/мин, подаче $s = 0,25$ мм/об и глубине резания $t = 1,0$ мм без применения смазочно-охлаждающей жидкости (СОЖ). Время работы твердосплавных пластин при исследовании динамики изнашивания было принято равным 18 мин, исходя из обеспечения их устойчивой работы до начала катастрофического износа при указанных условиях резания. Фаску износа измеряли по задней поверхности, глубину и ширину лунки износа — по передней.

Микротвердость покрытий определяли методом наноиндентирования универсальным автоматическим твердомером Wilson Hardness Group Tukon 2500 фирмы Instron при нагрузке 0,01 Н. Исследование стойкости покрытий к разрушению при скретч-тестировании проводили с использованием прибора Nanovea M1 по стандарту ASTM C1624-05.

Микроструктуру и характер разрушения многослойных покрытий изучали на поперечных шлифах твердосплавных пластин с покрытием с использованием растрового (сканирующего) электронного микроскопа FEI Quanta 600 FEG с катодом полевой эмиссии и интегрированной комплексной системой микроанализа EDAX TRIDENT XM4.

Результаты исследований и их обсуждение

Исследовали многослойное износостойкое покрытие Ti—TiN—TiCrAlN, содержащее нанослой различной толщины. Толщины нанослоев и их количество в износостойком слое в зависимости от частоты вращения стола установки представлены в табл. 1. Как видно, толщина нанослоя с повышением частоты вращения стола установки уменьшается с 302 до 10 нм, а число нанослоев возрастает с 7 до 215.

Результаты исследований влияния толщины нанослоев на изнашивание твердосплавных пла-

Таблица 1

Влияние частоты вращения стола установки на толщину нанослоя

Частота вращения стола n , мин ⁻¹	0,25	0,5	1,0	1,5	2,0	3,0	5,0	7,0
Толщина нанослоя, нм	302	160	70	53	38	24	16	10
Количество нанослоев	7	13	33	41	54	85	131	215

Таблица 2

Влияние толщины нанослоев на ширину лунки износа по передней поверхности и фаску износа по задней поверхности

Толщина нанослоя, нм	302	160	70	53	38	24	16	10
Ширина лунки $B_{л}$, мкм	0,71	0,69	0,61	0,55	0,53	0,52	0,41	0,48
Фаска износа h_3 , мм	0,34	0,348	0,32	0,32	0,315	0,31	0,293	0,33

стин (ширину лунки износа $B_{л}$ на передней поверхности и фаску износа h_3 на задней поверхности) представлены в табл. 2 и рис. 1 (см. обложку).

Установлено, что с уменьшением толщины нанослоя ширина лунки износа уменьшается; при этом глубина лунки остается практически постоянной. Кроме того, увеличивается ширина перемычки между режущей кромкой и краем лунки износа (рис. 1, см. обложку). Наблюдаемое уменьшение ширины лунки свидетельствует об увеличении фактического переднего угла, что снижает энергозатраты на пластическое деформирование срезаемого слоя и уменьшает интенсивность изнашивания твердосплавных пластин с покрытием. Увеличение ширины перемычки продлевает время работы твердосплавных пластин до наступления катастрофического износа.

Анализ данных табл. 2 показывает, что при изменении толщины нанослоя в пределах 53...24 нм ширина лунки износа практически не изменяется. При толщине нанослоя 16 нм ширина лунки несколько снижается и затем резко возрастает при толщине нанослоя 10 нм.

Снижение энергозатрат на процесс резания, вызванное трансформацией размеров лунки износа при уменьшении толщины нанослоев, отражается на изнашивании твердосплавных пластин по задней поверхности. Как видно из табл. 2, имеет место аналогичная тенденция изменения фаски износа при уменьшении толщины нанослоев. С уменьшением толщины нанослоев фаска изно-

Таблица 3

Влияние толщины нанослоев на микротвердость и стойкость к разрушению покрытий

Толщина нанослоя, нм	302	160	70	53	38	24	16	10
Микротвердость HV, ГПа	30	28,9	28	28,6	29,1	29,6	29,8	30,64
Нагрузка L_{c1} , Н	28,5	28	29	27,9	29	30,5	31	29

са уменьшается, затем наблюдается стабилизация изнашивания по задней поверхности и дальнейший рост фаски износа при уменьшении толщины нанослоев до 10 нм.

Для выявления причин такого влияния толщины нанослоев на процесс изнашивания твердосплавных пластин исследовали микротвердость, стойкость покрытий к разрушению при скретч-тестировании, микроструктуру покрытий и характер их разрушения в процессе резания.

Результаты исследования микротвердости и стойкости покрытий к разрушению представлены в табл. 3.

При исследовании стойкости к разрушению при скретч-тестировании в соответствии с ASTM C1624-05 при нагрузке до 50 Н ни на одном образце не удалось обнаружить участков полного разрушения покрытия. Таким образом, определить нагрузку, при которой покрытие полностью разрушается, не представилось возможным. Значение нагрузки L_{c1} , свидетельствующей о начале разрушения покрытия, определяли по всплескам сигнала акустической эмиссии. Как следует из табл. 3, распределение значений L_{c1} лишено видимой закономерности. Колебание данной величины можно связать с погрешностью проводимых измерений и определенной сложностью точной фиксации ее значения для многослойных покрытий.

При исследовании микротвердости выявлено незначительное снижение значения микротвердости при уменьшении толщины нанослоя до 70 нм (28 ГПа), а затем некоторое ее повышение при толщине нанослоя 10 нм (30,64 ГПа). Разброс значений микротвердости не превышает 3 ГПа, что свидетельствует о незначительном влиянии толщины нанослоя на этот параметр.

Таким образом, можно констатировать, что толщина нанослоя не оказывает влияния на микротвердость и стойкость к разрушению покрытия при скретч-тестировании.

Исследования микроструктуры покрытий выявили существенное влияние на нее толщины нанослоев. Установлено, что при осаждении покры-

тий с нанослоями толщиной 302 и 160 нм межслойные границы (на рис. 2 выделены красным цветом) сдерживают рост зерен кристаллитов; размер зерен ограничивается толщиной нанослоя. При этом нанослои данных покрытий имеют сложную структуру, состоящую из субнанослоев различной толщины, формирующихся в процессе осаждения покрытий за счет планетарного вращения оснастки. Подробно формирование подобной структуры описано в [8]. Зерна кристаллитов (на рис. 2 выделены желтым цветом) внутри нанослоев образуют характерную столбчатую структуру и их размеры по мере осаждения покрытия остаются постоянными в пределах толщины нанослоя.

Для покрытий с нанослоями толщиной 70 и 53 нм межслойные границы меньше сдерживают рост зерен, чем в случаях более толстых нанослоев, и они начинают "прорастать" сквозь межслойные границы. При этом размер зерен по-прежнему определяется границами нанослоев.

С дальнейшим уменьшением толщины нанослоев (38 нм и меньше) межслойные границы перестают сдерживать рост зерен кристаллитов (рис. 3, см. обложку). В результате формируются поликристаллические структуры, в которых размеры зерен кристаллитов существенно превышают толщину отдельного нанослоя. Это особенно хорошо заметно для покрытий с толщиной нанослоев 10 нм, где зерна формируются в виде лучевой структуры с расходящимися по мере осаждения покрытия лучами — границами кристаллитов. В этом случае механизм роста кристаллитов аналогичен механизму их роста в монолитном покрытии, который характеризуется увеличением размерности кристаллитов по мере увеличения толщины покрытия, а формируемая кристаллическая структура все больше напоминает структуру монослойного покрытия.

Таким образом, при осаждении покрытий с нанослоями толщиной от 302 до 53 нм размеры зерен кристаллитов снижаются, находясь в прямой связи с толщиной нанослоев. Межслойные границы покрытий сдерживают рост зерен кристаллитов и их размеры ограничиваются толщиной отдельных нанослоев. Дальнейшее уменьшение толщины нанослоев от 38 до 16 нм приводит к увеличению размеров зерен кристаллитов из-за снижения сдерживающего влияния межслойных границ покрытия. При толщине нанослоев 10 нм межслойные границы уже не оказывают никакого влияния на рост зерен кристаллитов, что ведет к еще большему их росту.

Исследования позволили выявить влияние толщины нанослоев и, соответственно, размеров зерен

кристаллитов на процесс разрушения покрытий при резании. Изучали характер разрушения покрытий передней поверхности на участке пластического контакта и на участке за пределами лунки износа. Установлено, что разрушение покрытий с большой толщиной нанослоев (302 нм) сопровождается формированием как поперечных, так и продольных трещин (рис. 4, см. обложку). При этом поперечные трещины располагаются под углом к передней поверхности, что может быть связано с нанослойной структурой покрытия. Наблюдаются расслоения (деламинации) покрытий по границам нанослоев. Разрушение таких покрытий происходит не как единое целое, а как совокупность отдельных нанослоев и доминирующую роль в разрушении покрытий играют межслойные деламинации. Это позволяет сделать заключение, что наноструктура данного покрытия оказывает существенное влияние на характер его разрушения.

Разрушение покрытий с толщиной нанослоев 160 нм происходит аналогично и сопровождается образованием межслойных деламинаций, поперечных и продольных трещин (рис. 5, а, см. обложку).

Для покрытий с толщиной нанослоев 70...38 нм доминирующую роль в характере разрушения начинают играть поперечные сквозные и продольные трещины, которые образуют сетку разнонаправленных трещин (рис. 5, б, см. обложку). При этом продолжают присутствовать, но в меньшей степени, деламинации по границам нанослоев.

Процесс разрушения покрытий с нанослоями минимальной толщины — 24...10 нм отличается от предыдущих. Наноструктура покрытия практически перестает оказывать влияние на характер разрушения и доминирующими становятся сквозные поперечные трещины, перерезающие нанослой покрытия и в ряде случаев переходящие в твердосплавную основу. Как было показано выше, для покрытий с нанослоями толщиной 24...10 нм по мере осаждения покрытий характерен рост зерен кристаллитов, которые прорастают через межслойные границы. Это является причиной снижения влияния наноструктуры на характер разрушения покрытий. Покрытие в данном случае разрушается как единое целое без формирования межслойных деламинаций. На рис. 6 (см. обложку) приведены примеры формирования сквозных трещин в покрытиях с нанослоями толщиной 24 и 16 нм.

Полученные данные по разрушению покрытий в процессе резания позволяют объяснить процессы изнашивания твердосплавных пластин. Как было отмечено, доминирующим фактором в характере разрушения покрытий с нанослоями толщиной 302...53 нм являются деламинации по гра-

ницам нанослоев. Как следует из табл. 1, снижение толщины нанослоев от 302 до 53 нм ведет к росту количества нанослоев покрытия. Учитывая, что наличие границ между нанослоями и межслойные деламинации являются факторами торможения поперечных трещин [8], рост количества межслойных границ положительно сказывается на сдерживании процессов трещинообразования в покрытиях. Это в свою очередь отражается на динамике развития лунки износа, ширина которой уменьшается при уменьшении толщины нанослоев. С дальнейшим уменьшением толщины нанослоев наноструктура покрытия перестает влиять на процесс разрушения покрытия, так как размеры зерен кристаллитов начинают существенно превышать толщину отдельных нанослоев. Основную роль в разрушении покрытий и сдерживании размеров лунки износа начинают играть поперечные и продольные трещины, которые формируют сетку трещин, тормозящую процесс разрушения покрытий. Так как процессы разрушения покрытий с нанослоями толщиной 38...16 нм имеют одинаковый характер, то они одинаково влияют на размер лунки износа. Как видно из табл. 3, ширина лунки износа для твердосплавных пластин с данными покрытиями имеет примерно один и тот же размер. Увеличение ширины лунки износа в случаях покрытий с нанослоями толщиной 10 нм может быть связано с преобладающим влиянием сквозных поперечных трещин, прорастающих в твердосплавную основу и интенсифицирующих процесс разрушения покрытий.

Выводы

1. Установлено, что толщина нанослоев износоустойчивого слоя покрытия Ti—TiN—TiCrAlN оказывает влияние на износ твердосплавных пластин по передней и задней поверхности. Уменьшение толщины нанослоев от 302 до 16 нм способствует уменьшению ширины лунки износа на передней поверхности и фаски износа на задней поверхности инструмента. Дальнейшее уменьшение толщины нанослоев вызывает рост износа контактных площадок твердосплавных пластин.

2. Установлено, что толщина нанослоев износоустойчивого слоя практически не влияет на микротвердость и стойкость к разрушению покрытий при скретч-тестировании.

3. Выявлено, что при осаждении покрытий с нанослоями толщиной 302...53 нм размеры зерен кристаллитов ограничиваются толщиной нанослоев. Для покрытий с нанослоями толщиной 70...53 нм наблюдается небольшое прорастание

зерен кристаллитов сквозь межслойные границы, но их размеры по-прежнему определяются границами нанослоев. С дальнейшим уменьшением толщины нанослоев до 38...16 нм размеры зерен кристаллитов увеличиваются и существенно превышают толщину отдельного нанослоя.

4. Установлено влияние толщины нанослоев и, соответственно, размеров зерен кристаллитов на характер разрушения покрытий в процессе резания. Выявлено, что процесс разрушения покрытий с нанослоями толщиной 302...160 нм сопровождается формированием поперечных и продольных трещин и межслойных деляминаций. При этом доминирующую роль в процессе разрушения покрытий играют межслойные деляминации. Для покрытий с нанослоями толщиной 70...38 нм доминирующую роль в характере разрушения начинают играть поперечные и продольные трещины, которые образуют сетку разнонаправленных трещин. Разрушение покрытий с нанослоями минимальной толщины — 24...10 нм происходит при доминировании сквозных поперечных трещин, прорастающих в твердосплавную основу, и наноструктура покрытий не оказывает влияния на характер их разрушения.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Табак В.П.** Формирование износостойких ионно-плазменных покрытий режущего инструмента. М.: Машиностроение. 2008. 311 с.
2. **Tabakov V.P.** The Influence of Machining Condition Forming Multilayer Coatings for Cutting Tools. // *Key Engineering Materials*. 1912. Vol. 496. P. 80—85.
3. **Табак В.П., Григорьев С.Н., Верещака А.С.** Принципы формирования и технологии нанесения износостойких покрытий режущего инструмента. Ульяновск: УлГТУ. 2012. 196 с.
4. **Методологические** подходы к формированию многослойных покрытий на режущем инструменте / В.П. Табак и др. // *Вестник машиностроения*. 2015. № 9. С. 82—88.
5. **Investigation** of wear and diffusion processes on rake faces of carbide inserts with Ti—TiN—(Ti,Al,Si)N composite nanostructured coating / A. Vereschaka, et al. // *Wear*. 2018. Vol. 416—417. P. 72—80.
6. **Investigation** of the influence of the thickness of nanolayers in wear-resistant layers of Ti—TiN—(Ti,Cr,Al)N coating on destruction in the cutting and wear of carbide cutting tools / A. Vereschaka, et al. // *Surface and Coatings Technology*. 2020. Vol. 385. Art. 125402.
7. **Investigation** of multicomponent nanolayer coatings based on nitrides of Cr, Mo, Zr, Nb, and Al / S. Grigoriev, et al. // *Surface and Coatings Technology*. 2020. Vol. 401. Art. 126258.
8. **Верещака А.А., Табак В.П.** Процессы трещинообразования в многослойных покрытиях с наноструктурными функциональными слоями в процессе резания // *Упрочняющие технологии и покрытия*. 2020. Т. 16. № 1. С. 34—39.
9. **Effect** of adhesion and the wear-resistant layer thickness ratio on mechanical and performance properties of ZrN—(Zr,Al,Si)N coatings / A. Vereschaka, et al. // *Surface and Coatings Technology*. 2019. Vol. 357. P. 218—234.

ООО "Издательство "Инновационное машиностроение", 107076, Москва, Колодезный пер., 2а, стр. 2.

Учредитель ООО "Издательство "Инновационное машиностроение".

E-mail: utp@mashin.ru

Web-site: www.mashin.ru

Телефоны редакции журнала: (499) 268-47-19, 269-54-96.

Технический редактор *Копова Е.В.* Корректор *Сажина Л.И.*

Сдано в набор 26.04.2021 г. Подписано в печать 29.06.2021 г. Формат 60×88 1/8.

Бумага офсетная. Усл. печ. л. 5,88. Свободная цена.

Отпечатано в ООО "Канцлер", 150008, г. Ярославль, ул. Клубная, д. 4, кв. 49

Оригинал-макет: ООО "Авансед солюшнз", 119071, г. Москва, Ленинский пр-т, д. 19, стр. 1

Сайт: www.aov.ru