

УПРОЧНЯЮЩИЕ ТЕХНОЛОГИИ И ПОКРЫТИЯ

Том 16
2020
№ 12 (192)
декабрь

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.

Х.М. РАХИМЯНОВ, 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:

О.С. ЛУКАШЕНКО

А.В. ОРЛОВА

Е.А. СЕРИКОВА

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.

СОДЕРЖАНИЕ

ОБЩИЕ ВОПРОСЫ УПРОЧНЕНИЯ

Машков Ю.К., Поleshchenko К.Н., Еремин Е.Н., Теплоухов А.А., Несов С.Н., Семенюк Н.А., Серопян Г.М., Шубенкова Е.Г. Получение слоисто-армированного нанокompозита на основе политетрафторэтилена методами лазерной абляции и ионно-плазменного модифицирования 531

Мокрицкий Б.Я., Ситамов Э.С., Шелковников В.Ю. Покрытия твердого сплава для точения стали 09X17N7Ю 538

МЕХАНИЧЕСКАЯ УПРОЧНЯЮЩАЯ ОБРАБОТКА

Морозов А.В., Хабиева Л.Л., Кнуров А.А. Моделирование тепловых процессов при электромеханическом дорновании отверстий в стальных заготовках 543

ОБРАБОТКА КОНЦЕНТРИРОВАННЫМИ ПОТОКАМИ ЭНЕРГИИ

Ким В.А., Аунг Нгве Тэйн, Белова И.В. Лазерное упрочнение металлических материалов 547

ХИМИЧЕСКАЯ, ХИМИКО-ТЕРМИЧЕСКАЯ И ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА

Архипов В.Е., Муравьева Т.И., Пугачев М.С., Шкалей И.В. Влияние технологических параметров газодинамического напыления на структурно-фазовые превращения в покрытиях типа "латуни" 554

Волосова М.А., Федоров С.В., Мосянов М.А. Влияние архитектуры DLC-покрытий, полученных плазмохимическим осаждением, на износостойкость концевых фрез при обработке алюминиевого сплава и конструкционной стали 560

ОБРАБОТКА КОМБИНИРОВАННЫМИ МЕТОДАМИ

Григорьев С.Н. Инновационные принципы создания монолитных керамических концевых фрез с антифрикционными износостойкими покрытиями для фрезерования труднообрабатываемых никелевых сплавов 569

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

STRENGTHENING TECHNOLOGIES AND COATINGS

Vol. 16
2020
№ 12 (192)
December

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
H.M. RAKHIMYANOV
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:

O.S. LUKASHENKO
A.V. ORLOVA
E.A. SERIKOVA

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

CONTENTS

GENERAL QUESTIONS OF STRENGTHENING

Mashkov Yu.K., Poleshchenko K.N., Eremin E.N., Teploukhov A.A., Nesov S.N., Semenyuk N.A., Seropyan G.M., Shubenkova E.G. Preparation of layer-reinforced nanocomposite based on polytetrafluoroethylene by laser ablation and ion-plasma modification 531

Mokritsky B.Ya., Sitamov E.S., Shelkovnikov V.Yu. Hard alloy coatings for turning of 09Kh17N7Yu steel 538

MECHANICAL STRENGTHENING PROCESSING

Morozov A.V., Khabieva L.L., Knyurov A.A. Simulation of thermal processes in electromechanical mandrelling of holes in steel billets 543

PROCESSING BY CONCENTRATED STREAMS OF ENERGY

Kim V.A., Aung Ngwe Thein, Belova I.V. Laser hardening of metallic materials 547

CHEMICAL, CHEMICO-THERMAL AND ELECTROCHEMICAL PROCESSING

Arkhipov V.E., Murav'eva T.I., Pugachev M.S., Shkaley I.V. Effect of technological parameters of gas-dynamic deposition on structural-phase transformations in "brass" type coating 554

Volosova M.A., Fedorov S.V., Mosyanov M.A. Effect of DLC-coatings architecture produced by plasma-chemical deposition on wear resistance of end mills at aluminium alloy and construction steel processing 560

PROCESSING BY COMBINED METHODS

Grigor'ev S.N. Innovative principles for manufacturing of solid ceramic end mills with antifriction wear resistant coatings for milling of difficult-to-machine nickel alloys 569

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



¹Ю.К. Машков, ²К.Н. Полешенко, ¹Е.Н. Еремин, ^{1, 3}А.А. Теплоухов,
¹С.Н. Несов, ¹Н.А. Семенюк, ⁴Г.М. Серопян, ¹Е.Г. Шубенкова
(¹Омский государственный технический университет,
²Сибирский государственный автомобильно-дорожный университет, Омск,
³ООО "Омсктехуглерод", Омск,
⁴Омский государственный университет имени Ф.М. Достоевского)
E-mail: sem-natal@mail.ru

Получение слоисто-армированного нанокompозита на основе политетрафторэтилена методами лазерной абляции и ионно-плазменного модифицирования

Изложены результаты исследований, посвященных решению проблемы получения слоисто-армированного нанокompозита на основе политетрафторэтилена. Для обеспечения требуемой адгезионной прочности между полимерной основой и металлическим покрытием на основе молибдена проведено армирование поверхностного слоя основы дисперсными частицами диоксида циркония. Установлено, что при армировании диоксидом циркония структура политетрафторэтилена становится более плотной, а отношение атомарных концентраций фтора и углерода в его составе уменьшается, что указывает на снижение количества насыщенных фторуглеродных связей в полимере и приводит к более высокой химической активности политетрафторэтилена. Полученные данные об изменении химического состояния компонентов слоисто-армированного композита свидетельствуют о высокой степени взаимодействия элементов полимерной матрицы, армирующих компонентов и элементов покрытия в области промежуточного мезослоя.

Ключевые слова: политетрафторэтилен, объемно-поверхностное модифицирование, лазерная абляция, ионно-плазменное воздействие, оксиды молибдена.

The results of researches devoted to solving the problem of obtaining of layered-reinforced nanocomposite based on polytetrafluoroethylene are presented. To ensure the required adhesive strength between the polymer base and the metal coating based on molybdenum, the surface layer of the base is reinforced with dispersed particles of zirconium dioxide. It is found that when reinforced with zirconium dioxide, the structure of polytetrafluoroethylene becomes more dense, and the ratio of atomic concentrations of fluorine and carbon in its composition decreases, which indicates decrease in the number of saturated fluorocarbon bonds in the polymer and leads to higher chemical activity of polytetrafluoroethylene. The obtained data on change in the chemical state of the layered-reinforced composite components indicate high degree of interaction between the polymer matrix elements, reinforcing components and coating elements in the area of the intermediate mesolayer.

Keywords: polytetrafluoroethylene, volume-surface modification, laser ablation, ion-plasma effect, molybdenum oxides.

Введение

При создании высокоресурсной техники нового поколения, особую актуальность приобретает разработка износостойких материалов для узлов трения, в том числе полимерных композиционных материалов (ПКМ) и в частности, на основе политетрафторэтилена (ПТФЭ). Применение ПКМ на основе ПТФЭ в металлополимерных трибосо-

пряжениях машин и агрегатов позволяет значительно повысить их надежность и долговечность, особенно в условиях сухого трения. Проведенный анализ перспективных разработок в области создания новых полимерных композиционных материалов (ПКМ) на основе ПТФЭ показал, что основные усилия исследователей и разработчиков направлены на решение задач повышения их износостойкости путем объемной модификации [1, 2].

Авторами работ [3, 4] показано, что использование модификаторов позволяет не только улучшить физико-химические свойства ПКМ, но и повысить долговечность трибосопряжений. Вместе с тем введение в ПКМ поверхностных модификаторов однозначно не приводит к повышению эксплуатационных характеристик металлополимерных трибосопряжений при расширении требуемого температурного диапазона, что может быть обусловлено процессами деструкции полимерной составляющей ПКМ, вызванных предельно допустимыми значениями температуры в локальных областях трибоконтakta. Следовательно, проблема повышения работоспособности и долговечности металлополимерных трибосопряжений требует создания композитов, обладающих высокой поверхностной прочностью при повышенных температурах.

Постановка задачи

Расширение рабочих температурных диапазонов использования металлополимерных трибосопряжений может быть достигнуто посредством создания объемно-поверхностно модифицированных ПКМ. Одним из возможных решений указанной проблемы является разработка и получение слоисто-армированного нанокompозита на основе ПТФЭ. Создание подобных ПКМ основано на реализации идеи обеспечения процессов физико-химического межфазного взаимодействия микро- и наноразмерных областей объемно-поверхностно модифицированного нанокompозита за счет создания промежуточного мезослоя, состоящего из твердых кластеров, инкорпорированных в упруговязкую полимерную матрицу. Для развития процессов взаимодействия, локализованных на уровне мезослоя, предложено использовать ионно-плазменное напыление пленки молибдена с последующей лазерной абляцией. Использование диоксида циркония (ZrO_2) для объемного модифицирования будет способствовать формированию устойчивых химических связей между элементами мезослоя за счет создания электропроводных твердых растворов, а также последующему росту кластерных образований при формировании ионно-плазменного покрытия на основе молибдена. Поверхностное модифицирование молибденом за счет высокого коэффициента теплопроводности [5] позволит не только расширить используемый диапазон температур ПКМ, но и обеспечить низкий коэффициент трения при повышенных температурах [6].

Цель работы — исследование особенностей формирования мезослоя при получении слоисто-

армированного нанокompозита на основе ПТФЭ и установление природы физико-химического взаимодействия между элементами, присутствующими в мезослое (Zr , O , C , F).

Задачи исследования

1. Исследование изменения структурно-фазового состояния ПКМ на основе политетрафторэтилена (ПТФЭ), объемно-модифицированного частицами диоксида циркония (8 %) методами рентгеновской фотоэлектронной спектроскопии (РФЭС) и сканирующей электронной микроскопии (СЭМ).

2. Исследование особенностей процессов физико-химического межфазного взаимодействия микро- и наноразмерных областей в сформированном промежуточном мезослое, состоящем из твердых кластеров молибдена, инкорпорированных в упруговязкую полимерную матрицу объемно-поверхностно модифицированного ПТФЭ.

Объекты и методы исследования

Все образцы ПТФЭ были получены в соответствии с методикой, описанной в работе [3]. Для объемного модифицирования образцов использовали однородный мелкодисперсный порошок ZrO_2 марки ОСЧ, размер кристаллитов которого составлял 120...150 мкм. Для получения кристаллитов необходимого размера предварительно измельченный в агатовой ступке порошок ZrO_2 последовательно просеивали через калибровочные сита марки Retsch GmbH с ячейками 150×150 мкм² и 120×120 мкм². Используемые сита были сертифицированы в соответствии с международным стандартом ISO 565. Содержание непрошедших сквозь сита кристаллитов составило порядка 5,6 % от начальной массы порошка ZrO_2 . Сушку навески полученного порошка ZrO_2 проводили в муфельной печи Wise Therm в течение 60 мин (по программе) при температуре от 3 до 105 °С. Гравиметрическим методом при помощи лабораторных весов OHAUS Pioneer была определена массовая доля потерь при высушивании до постоянной массы. Установлено, что влажность порошка составила 0,03 %.

Полимерную матрицу ПТФЭ совместно с модификатором-наполнителем ZrO_2 перемешивали для получения однородной массы, после чего полученную массу уплотняли в стальной пресс-форме при давлении 70...80 МПа.

Для поверхностного модифицирования поверхности ПКМ методом магнетронного распыления на установке ADVAVAS VSM200 была нанесена пленка из молибдена. Для активации

поверхности перед напылением провели ионную очистку с помощью аргона в течение 10 мин в вакууме $5,2 \cdot 10^{-3}$ Па при мощности 100 Вт. Время напыления пленки 180 мин при мощности 300 Вт. Расстояние до подложки 70 мм, температура подложки 50 °С. Давление в камере в процессе напыления составляло $6,3 \cdot 10^{-3}$ Па.

Для упрочнения связей и формирования мезослоя, а также для снятия внутренних напряжений, возникших в процессе нанесения покрытия, использовали метод лазерной абляции. Применяли твердотельный импульсный лазер с длиной волны 1064 нм, длительностью импульса 16 нс и энергией воздействия 50 мДж.

В результате были получены четыре образца:

№ 1 — 100 % мас. ПТФЭ; № 2 — 92 % ПТФЭ + 8 % мас. ZrO_2 ; № 3 — 92 % ПТФЭ + 8 % мас. ZrO_2 + Мо (пленка); № 4 — 92 % ПТФЭ + 8 % мас. ZrO_2 + Мо (пленка) + лазерная абляция.

Для определения элементного состава и изучения влияния модификаторов на структуру полимерной матрицы ПТФЭ использовали метод рентгеноспектрального анализа при помощи сканирующего электронного микроскопа JEOL JSM-5700. Микроскоп оснащен приставкой, позволяющей проводить элементный анализ образцов методом энергодисперсионной рентгеновской спектроскопии. Увеличение составляло 500 раз, ускоряющее напряжение — 20 кВ, ток пучка — 1,0 нА. Глубина сканирования ~1000 нм.

Анализ структурно-химического состояния образцов проводили с использованием метода рентгеновской фотоэлектронной спектроскопии (РФЭС) с использованием установки Surface Science Center (Riber) в ОНЦ СО РАН. Для возбуждения рентгеновского излучения использовали источник с Al антикатодом. Спектры РФЭС измеряли в условиях сверхвысокого вакуума ($\sim 10^{-9}$ Торр) с использованием анализатора MAC-2. Диаметр рентгеновского пучка составлял ~ 3 мм², мощность источника 240 Вт. Разрешение по энергии при регистрации спектров основных линий составляло $\sim 0,2$ эВ, обзорных спектров $\sim 1,2$ эВ. Оценочная глубина сканирования образцов методом РФЭС 1...5 нм.

Результаты исследований и их обсуждение

На рис. 1 представлены РФЭС-спектры образцов исходного и легированного оксидом циркония ПТФЭ.

В РФЭС-спектре исходного ПТФЭ (рис. 1, кривая 1) наблюдаются линии фтора F 1s (энергия связи ~ 690 эВ) и линия углерода (энергия связи ~ 285 эВ). В спектре ПТФЭ, легированного окси-

дом циркония (II) (рис. 1, кривая 2), помимо линий фтора и углерода присутствуют также линия кислорода O 1s (энергия связи ~ 530 эВ) и линии циркония Zr 3p (~ 330 эВ) и Zr 3d (~ 180 эВ).

На рис. 2 представлены микрофотографии образцов, полученных с помощью сканирующего электронного микроскопа.

Как видно из рис. 2, б, при объемной модификации диоксидом циркония происходит изменение надмолекулярной структуры политетрафторэтилена и ее уплотнение. Вместе с тем присутствуют дефектные области в виде неструктурированных участков, образованные, по-видимому, вследствие неравномерного распределения диоксида циркония в полимерной матрице.

Результаты количественного анализа, проведенного по обзорным РФЭС-спектрам с применением метода коэффициентов элементной чувствительности представлены в табл. 1, где также представлены значения отношения атомарных концентраций фтора и углерода, полученные по результатам количественного анализа методами энергодисперсионной рентгеновской спектроскопии и РФЭС.

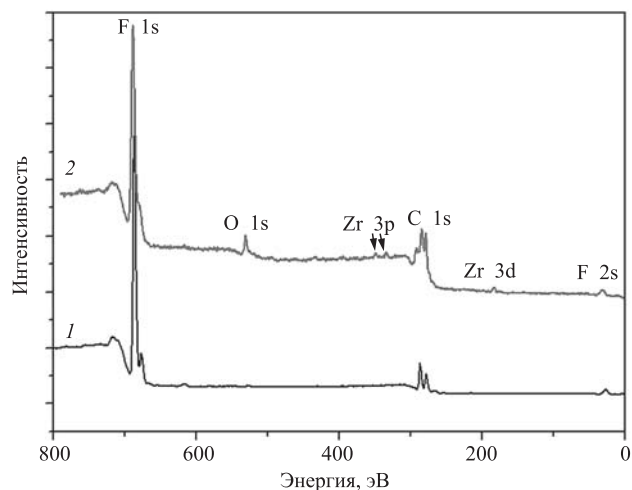


Рис. 1. Обзорные РФЭС-спектры:

1 — исходный ПТФЭ; 2 — ПТФЭ, легированный оксидом ZrO_2

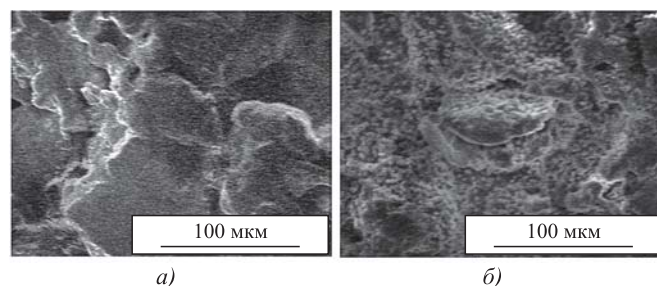


Рис. 2. Микрофотографии образцов:

а — № 1; б — № 2

Таблица 1

Результаты количественного анализа образцов № 1 и № 2

Номер образца	Концентрация, % ат.				[F]/[C] по данным РФЭС	[F]/[C] по данным РЭМ
	[F]	[C]	[O]	[Zr]		
1	62,8	37,2	—	—	1,70	1,31
2	53,4	41,9	4,0	0,7	1,27	1,09

Отношение атомарных концентраций фтора и углерода позволяет оценить химическое состояние полимера. Различие значений указанного соотношения, полученных разными методами, можно объяснить разной глубиной сканирования поверхности образцов. Как видно, указанное отношение уменьшается для образца, легированного диоксидом циркония на 26 % по данным РФЭС, на 17 % по данным СЭМ. Это позволяет предполагать, что в полимере фторуглеродные химические связи могут быть частично замещены на углерод-углеродные химические связи. Из табл. 1 видно, что значение атомарной концентрации циркония в поверхностном слое образца составляет ~0,7 % ат. При этом концентрация кислорода составляет 4,0 % ат. Некоторый избыток кислорода может указывать предположительно на небольшое окисление углерода в легированном полимере.

Детальный анализ химического состояния фтора и углерода в исходном образце (№ 1) и легированном диоксидом циркония (№ 2) проводили по РФЭС-спектрам остовных линий C 1s и F 1s (рис. 3).

На рис. 3, а представлены РФЭС-спектры углерода образцов исходного и легированного оксидом циркония полимера. Как видно, в обоих спектрах

присутствуют два локальных максимума, что свидетельствует о преобладании в обоих образцах сильно различающихся по природе химических связей двух типов. Низкоэнергетический максимум в обоих спектрах (с центром на энергии связи ~285 эВ) отвечает состояниям углерода в C—C, C = C, C—H химических связях, а также состояниям атомов углерода, расположенным вблизи фторуглеродных химических связей (C*—C(F)). Высокоэнергетические компоненты в обоих спектрах отвечают состоянию углерода, химически связанного с фтором. При этом значительная разница в положении данных максимумов в спектрах исходного и легированного ПТФЭ указывает на заметное различие фторуглеродных связей. По данным работы [7] состояния углерода, отвечающие связям CF₃, расположены на энергии связи ~294,5 эВ. Видно, что в исходном полимере максимум, отвечающий фторуглеродным связям, расположен на энергии ~293 эВ (рис. 3, а, кривая 1). Следовательно, в исходном полимере преобладают связи CF₃ с присутствием небольшого количества связей CF₂ либо дефектных соединений CF_{3-x}. В спектре ПТФЭ, легированного оксидом циркония (рис. 3, а, кривая 2), максимум, отвечающий фторуглеродным химическим связям, расположен на значении энергии ~291 эВ. При этом по данным работы [7] состояния, отвечающие связям CF₂, расположены на энергии связи ~292 эВ. Исходя из этого, можно заключить, что в легированном полимере преобладают CF₂ химические связи и, возможно, даже присутствуют связи CF. При этом наличие плеча в высокоэнергетической области спектра не позволяет исключить присутствие некоторого количества связей CF₃. В целом данный

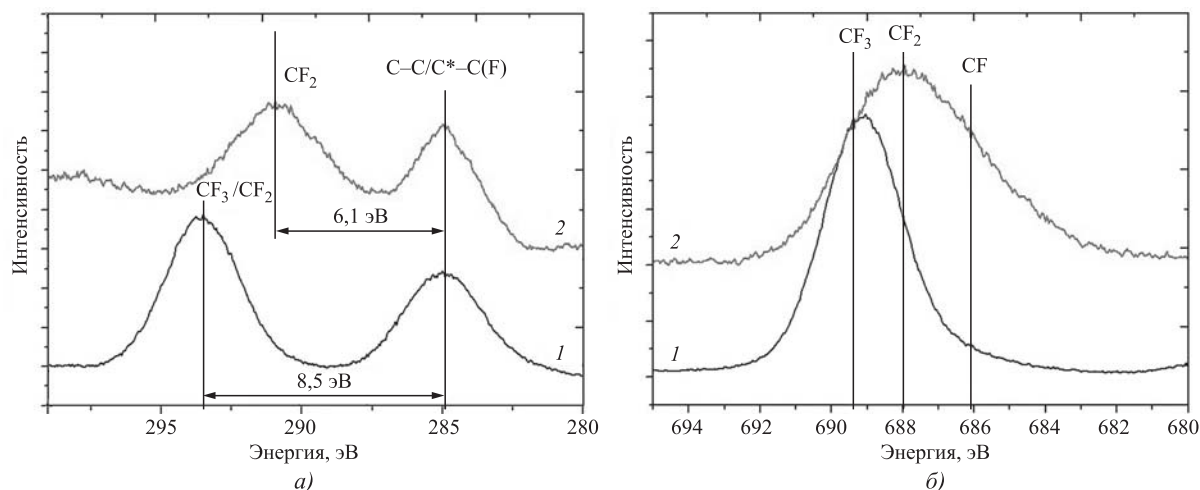


Рис. 3. РФЭС-спектры:

а — углерода (C 1s); б — фтора (F 1s);

1 — исходный ПТФЭ; 2 — ПТФЭ, легированный оксидом циркония

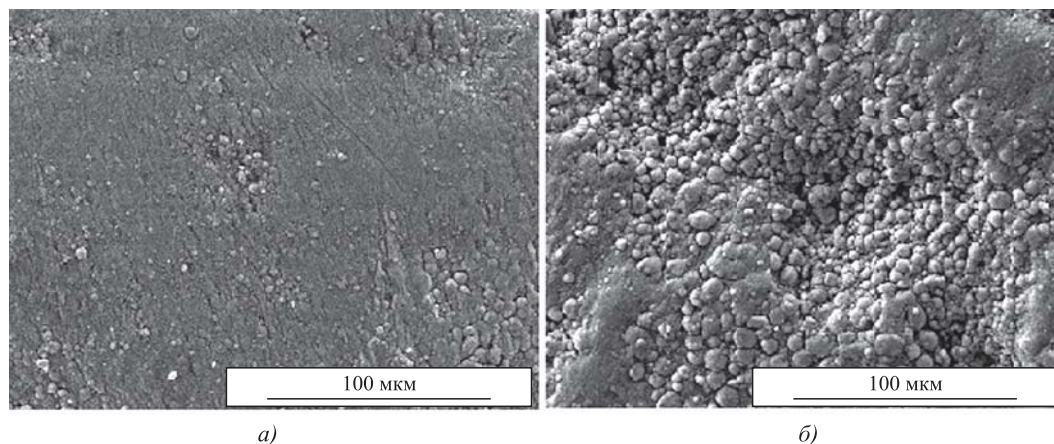


Рис. 4. Микрофотографии образцов:
a — № 3; *б* — № 4

результат согласуется с результатами количественного РФЭС-анализа (см. табл. 1), который показал снижение отношения атомарных концентраций фтора и углерода полимера после легирования.

На рис. 3, *б* представлены спектры фтора F 1s образцов исходного и легированного ПТФЭ. Видно, что спектр легированного ПТФЭ обладает гораздо большей шириной, что указывает на более разнообразное химическое состояние фтора в легированном полимере. Спектр исходного полимера (рис. 3, *б*, кривая 1) обладает максимальной интенсивностью в энергетическом диапазоне, отвечающем CF₃-связям, однако интенсивность в энергетическом диапазоне, отвечающем CF₂-связям, также достаточно высока. В спектре легированного ПТФЭ диоксидом циркония (рис. 3, *б*, кривая 2) максимальная интенсивность приходится на диапазон, отвечающий CF₂-связей. Однако форма спектра свидетельствует также о присутствии CF₃- и CF-связей (в меньшем количестве). Это указывает на снижение количества насыщенных фторуглеродных связей в полимере, что приводит к более высокой химической активности полимера и, соответственно, будет способствовать формированию кластерных образований при нанесении пленки на основе молибдена методом ионно-плазменного распыления.

Для поверхностного модифицирования (92 % ПТФЭ + 8 % мас. ZrO₂) методом ионно-плазменного распыления на образец была нанесена пленка из молибдена.

Для продолжения структурно-фазовых изменений модифицированной молибденом поверхности ПКМ использовали метод лазерной абляции.

В целях изучения физико-химических процессов, протекающих в приповерхностном слое модифицированного ПКМ, исследовали элементный состав поверхности методом энергодиспер-

сионной рентгеновской спектроскопии до и после воздействия лазерного излучения. На рис. 4 представлены микрофотографии образцов № 3 и № 4.

При нанесении пленки молибдена на модифицированный диоксидом циркония ПТФЭ (образец № 3), структура поверхности характеризуется наличием мелкосферолитоподобных элементов. На микрофотографии образца № 4 визуальны выявлены плотноупакованные элементы размером 3...15 мкм, которые идентифицированы как участки с отдельными частицами (агломератами частиц размером до единиц микрометров) оксида молибдена. Результаты энергодисперсионной рентгеновской спектроскопии представлены в табл. 2.

После ионно-плазменного распыления в поверхностном слое присутствуют Mo, O и C. По-видимому, формирование промежуточного мезо-слоя происходит в первую очередь, за счет взаимодействия Mo с ZrO₂ с наиболее вероятным образованием твердого раствора замещения. На это указывает и тот факт, что отношение атомных радиусов циркония и молибдена составляет 1,02. После применения лазерной абляции наблюдается изменение поверхностного слоя покрытия. На поверхности образца № 4 детектируется небольшое содержание циркония, а также наблюдается заметное увеличение отношения концентрации

Таблица 2

Состав поверхностного слоя образцов № 3 и № 4, определенный методом РЭМ

Номер образца	Концентрация, % ат.					[O]/[Mo]
	[F]	[C]	[O]	[Zr]	[Mo]	
3	—	22,85	28,1	—	49,05	0,57
4	1,79	16,71	38,00	0,68	42,83	0,89

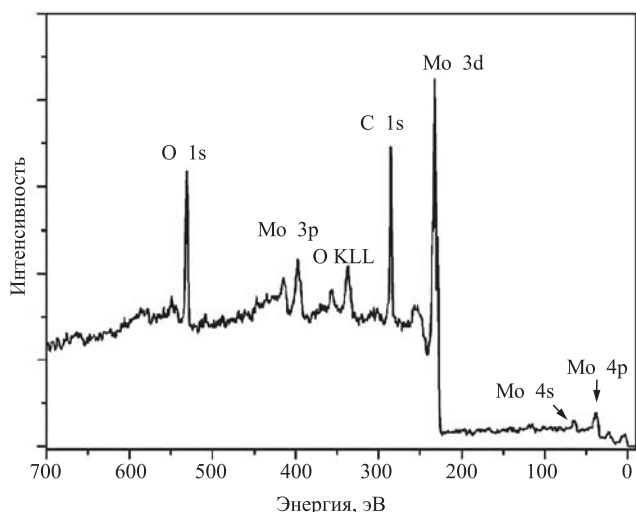


Рис. 5. Обзорный РФЭС-спектр образца № 4

кислорода к молибдену. Это может свидетельствовать о диффузии циркония к поверхности пленки, а увеличение содержания кислорода вследствие лазерной абляции свидетельствует об окислении молибдена и формировании нанобластей с поливалентным молибденом вследствие лазерного воздействия.

Для детального изучения химического состояния покрытия после лазерной абляции была проведена оценка количественного состава поверхностного слоя образца № 4 с использованием обзорного РФЭС-спектра (рис. 5). В спектре наблюдаются: фотоэлектронные линии кислорода (O 1s), молибдена (Mo 3p, 3d, 4s, 4p), углерода C 1s, а также линия, отвечающая оже-переходу кислорода O KLL. Высокая интенсивность линии кислорода позволяет говорить о том, что часть молибдена присутствует в окисленном состоянии. Результаты представлены в табл. 3.

Видно, что отношение концентрации кислорода к концентрации молибдена составляет чуть больше 1. Следовательно, возможно присутствие в поверхностном слое молибдена в металлическом состоянии или в виде промежуточных нестехиометрических оксидов MoO_{3-x} ($0 < x < 3$).

Детальный анализ химического состояния молибдена в покрытии после проведения лазерной

обработки был проведен по спектру дублетной линии Mo 3d (рис. 6, а). Для однородных систем на основе молибдена (металлического молибдена, а также его различных оксидов) данный спектр представляет собой дублетную линию, имеющую два максимума — Mo 3d_{5/2} и Mo 3d_{3/2}, отношение интенсивностей которых составляет 3:2, а величина энергетического зазора между линиями составляет 3,1...3,2 эВ. Энергетическое положение максимума этих линий заметно изменяется в зависимости от химического состояния молибдена. Так, например, для металлического молибдена положение линии Mo 3d_{5/2} составляет 228,1...228,3 эВ, для оксида молибдена (II) — 230...231 эВ, для оксида молибдена (III) — 232,5...233,5 эВ [8]. При этом линия Mo 3d_{3/2} сдвинута на расстояние ~ 3,1...3,2 эВ в сторону высоких энергий связи. В данном случае спектр имеет три локальных максимума, что прямо указывает на многокомпонентность изучаемой системы.

Положение наиболее низкоэнергетического максимума составляет 228,3 эВ, что позволяет однозначно идентифицировать его как линию Mo 3d_{5/2} молибдена, присутствующего в металлическом состоянии. Локальные максимумы на энергиях связи 231,5 и 235,0 эВ являются линиями Mo 3d_{5/2} и Mo 3d_{3/2} соответственно, которые отвечают молибдену в окисленном состоянии. Как видно, все максимумы обладают несимметричной формой и имеют "плечи" со стороны высоких энергий связи. Таким образом, наиболее вероятно изучаемая система содержит металлический и окисленный молибден. При этом присутствуют всевозможные промежуточные состояния окисленного молибдена: Mo⁶⁺, Mo⁵⁺, Mo⁴⁺, Mo³⁺, Mo²⁺, Mo¹⁺.

Чтобы оценить количество молибдена, находящегося в металлическом состоянии, а также в виде различных оксидов, спектр был разложен на компоненты. Однако корректно разложить спектр дублетной линии на шесть различных состояний (Mo⁰...Mo⁶⁺) — сложная задача. Поэтому объединим компоненты, отвечающие оксидам молибдена Mo⁶⁺, Mo⁵⁺, Mo⁴⁺, а также оксидам Mo³⁺, Mo²⁺, Mo¹⁺ в общие компоненты (см. рис. 6, а). Результат разложения показывает, что большая часть молибдена находится в виде оксидов MoO₃—MoO₂ (Mo⁶⁺, Mo⁵⁺, Mo⁴⁺). Доля таких оксидов составляет ~ 52 %. В составе оксидов MoO_{2-x} (Mo³⁺, Mo²⁺, Mo¹⁺) присутствует ~ 26,4 %. В металлическом виде находится ~ 21,6 %. Результат разложения хорошо согласуется с результатами количественной оценки элементного состава поверхности (см. табл. 3).

На рис. 6, б представлен РФЭС-спектр углерода (линия C 1s) образца № 4. Основной мак-

Таблица 3

Состав поверхностного слоя образца № 4 по данным РФЭС

Номер образца	Концентрация, % ат.			[O]/[Mo]
	[C]	[O]	[Mo]	
4	64,5	18,7	16,8	1,1

симум описывается однокомпонентной линией, имеющей несимметричность со стороны высоких энергий связи. Данная несимметричность линии указывает на то, что углерод преимущественно присутствует в виде sp^2 -гибридизированного углерода ($C = C$), который обладает металлическим типом проводимости. При этом, однако, полностью исключить наличие небольшого количества sp^3 -гибридизированного углерода нельзя. Слабоинтенсивный максимум на энергии связи ~ 289 эВ указывает на присутствие небольшого количества углерода (3...4 % ат.) в составе карбоксильных групп (COOH) [9]. Таким образом, основная доля углерода в составе покрытия находится в составе углерод-углеродных химических связей.

Совокупность полученных результатов дает основание предположить, что присутствие в составе покрытия оксидов молибдена, будет способствовать повышению антифрикционных ха-

рактеристик металлополимерной трибопары при высоких температурах [10]. Кроме того, наличие свободного углерода в оксидном слое молибдена может играть роль твердой смазки при температурах ниже $300^\circ C$ [6], а введение диоксида циркония в полимерную матрицу будет способствовать расширению температурного диапазона использования ПКМ в трибосопряжениях.

Выводы

1. При модифицировании ПТФЭ диоксидом циркония, происходит значительное изменение полимерной матрицы. С одной стороны, структура политетрафторэтилена при легировании диоксидом циркония становится более плотной, с другой — уменьшается отношение атомарных концентраций фтора и углерода на 17 %, что приводит к активации поверхности полимера и способствует повышению адгезии пленки молибдена.

2. Анализ микрорельефа поверхности образцов после объемно-поверхностного модифицирования ПКМ до и после применения лазерной абляции свидетельствует о развитии сложных физико-химических процессов, происходящих в результате лазерного воздействия. В частности, после лазерной абляции происходит изменение химического состава поверхности в сторону увеличения отношения атомарных концентраций кислорода и молибдена на 56 %.

3. Анализ структуры и химического состава пленки молибдена, нанесенной на поверхность армированного ПТФЭ, показал наличие металлического молибдена, а также различных его оксидов (Mo^{6+} , Mo^{5+} , Mo^{4+} , Mo^{3+} , Mo^{2+} , Mo^{1+}).

4. Воздействие лазерного излучения приводит к формированию отдельных плотноупакованных частиц оксидов молибдена и некоторому увеличению количества кислорода в составе металлооксидной пленки. Однако значительная часть молибдена в модифицированной лазерным излучением пленке сохраняется в металлическом состоянии (~ 21 % ат.), а также в виде промежуточных нестехиометрических оксидов.

5. Экспериментальные данные о химическом состоянии компонентов слоисто-армированного композита позволили предположить, возможное формирование промежуточного мезослоя на границе контакта металлооксидная пленка — армированный ПТФЭ с высокой степенью взаимодействия полимерной основы (ПТФЭ), армирующего компонента (частиц диоксида циркония) и покрытия (молибдена и его оксидов).

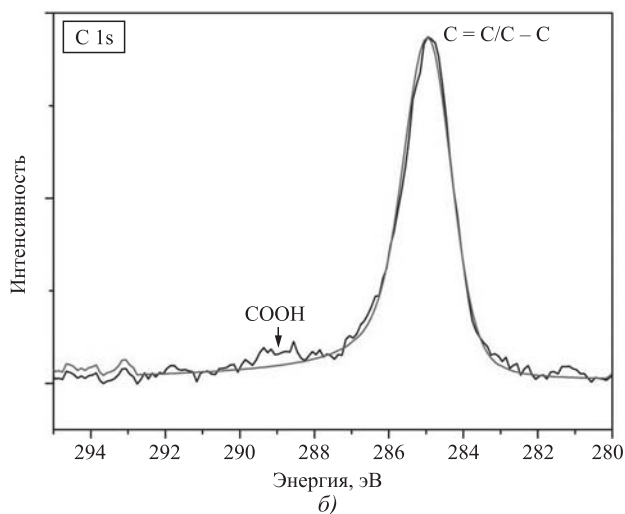
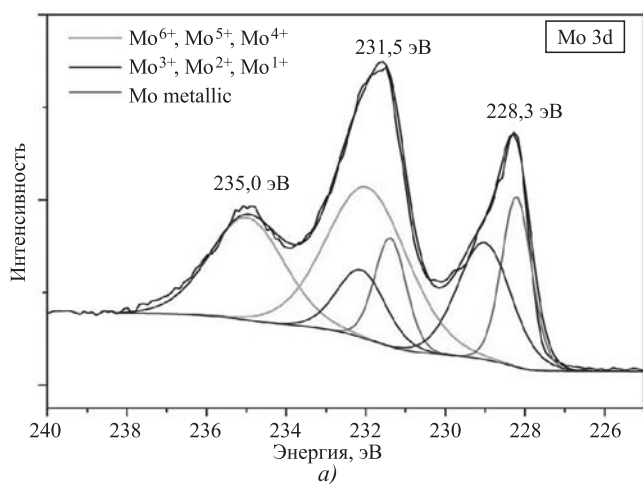


Рис. 6. РФЭС-спектр образца № 4:
а — молибдена (Mo 3d); б — углерода (C 1s)

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Механохимические** методы получения композитных материалов металл-керамика-политетрафторэтилен / О.И. Ломовский, А.А. Политов, Д.В. Дудина и др. // Химия в интересах устойчивого развития. 2004. № 12. С. 619–626.
2. **Новый наноматериал:** металлосодержащий политетрафторэтилен / М.С. Коробов, Г.Ю. Юрков, А.В. Козинкин и др. // Неорганические материалы. 2004. Т. 40. № 1. С. 31–40.
3. **Машков Ю.К., Крпотин О.В., Чемисенко О.В.** Разработка и исследование полимерного нанокомпозита для металлополимерных узлов трения // Омский научный вестник. 2014. Т. 133 (3). С. 64–66.
4. **Машков Ю.К., Калистратова Л.Ф., Суриков В.И.** Структурная многоуровневая модификация полимерного композиционного материала при синтезе и фрикционном нагружении // Физическая мезомеханика. 2002. Т. 5. № 2. С. 103–108.
5. **Теплопроводность** и электросопротивление молибдена в интервале температур 300–2600 К / А.И. Ковалев, А.В. Логунов, Н.В. Петрушин, А.Ф. Зверев // Теплофизика высоких температур. 1976. Т. 14. № 2. С. 299–302.
6. **Бондарев А.В., Кирюханцев-Корнеев Ф.В., Штанский Д.В.** Твердые износостойкие покрытия TiAlSiCN/MoSeC с низким коэффициентом трения при комнатной и повышенных температурах // Известия вузов. Порошковая металлургия и функциональные покрытия. 2013. № 4. С. 60–67.
7. **Werner Fluorination** of poly (dimethylsiloxane) surfaces by low pressure CF₄ plasma — physicochemical and anti-fouling properties / A.L. Cordeiro, M. Nitschke, A. Janke et al. // Express Polymer Letters. 2009. Vol. 3. No. 2. P. 70–83.
8. **Oshikawa K., Nagai M., Omi S.** Characterization of Molybdenum Carbides for Methane Reforming by TPR, XRD, and XPS // J. Phys. Chem. B. 2001. Vol. 105. P. 9124–9131.
9. **XPS determination** of oxygen-containing functional groups on carbon-fiber surfaces and the cleaning of these surfaces / E. Desimoni, G.L. Casella, A. Moron, A.M. Salvi // Surf. Interface Anal. 1990. Vol. 15. No. 10. P. 627–634.
10. **Structure** and tribological properties of MoCN–Ag coatings in the range of 25–700 °C / D.V. Shtansky, A.V. Bondarev, Ph.V. Kiryukhantsev-Korneev et al. // 5th World tribology congress. Italy. 2013. P. 1–4.

УДК 621.9

DOI: 10.36652/1813-1336-2020-16-12-538-542

Б.Я. Мокрицкий, Э.С. Ситамов, В.Ю. Шелковников
(Комсомольский-на-Амуре государственный университет)
E-mail: boris@knastu.ru

Покрyтия твердого сплава для точения стали 09X17N7Ю

Специализированная коррозионно-стойкая сталь 09X17N7Ю из-за своих уникальных свойств получает все большее применение в различных областях машиностроения, но рекомендации по параметрам режима резания и по рациональным инструментальным материалам устарели. В силу этого наблюдается чрезмерный расход инструментальных материалов. Необходима разработка новых рекомендаций с адаптацией на высокопроизводительную обработку на станках с ЧПУ. Применение рекомендаций зарубежных производителей инструмента по выбору их инструмента несостоятельны, потому что нет прямых зарубежных аналогов этой стали. Проведены исследования по сокращению расхода инструментальных твердых сплавов групп ВК, ТК и ТТК, а также ряда зарубежных инструментальных материалов. Установлена возможность применения сплава ВК8 с покрытиями для токарной обработки сменными типовыми твердосплавными пластинами. Выбраны рациональные покрытия из числа известных покрытий. Разработаны новые покрытия под заданные условия эксплуатации.

Ключевые слова: многослойные покрытия, токарные сменные пластины.

Specialized stainless 09Kh17N7Yu steel becomes more usable in various fields of mechanical engineering due to its unique properties, but recommendations for parameters of the cutting mode and for rational tool materials are out of date. Due to this, excessive consumption of tool materials is observed. It is necessary to develop new recommendations with adaptation to high-performance processing on CNC machines. The recommendations of foreign tool manufacturers are insolvent for choosing their tool, because there are no direct foreign analogues of this steel. Researches are carried out to reduce the consumption of hard tool alloys of VK, TK and TTK groups, as well as number of foreign tool materials. The possibility of using VK8 alloy with coatings for turning by removable standard hard alloy plates is established. Rational coatings are chosen from the number of known coatings. New coatings are developed for specified operating conditions.

Keywords: multilayer coatings, turning removable plates.

Востребованность коррозионно-стойких материалов, способных работать в агрессивных и природных сложных условиях, растет. К числу таких сталей от-

носится специализированная сталь марки 09X17N7Ю. Она разработана в СССР в первой половине XX века для нужд судостроения и подводных средств.

На момент ее разработки были определены соответствующие рекомендации по режимам резания и инструментальным материалам для обработки заготовок, выполненных из этой стали. Но по ряду причин они устарели и их применение в современных условиях приводит к значительным инструментальным затратам. Поэтому возникла необходимость разработки новых рекомендаций применительно к современным условиям, в том числе, для высокопроизводительной обработки на станках с ЧПУ.

На момент разработки стали 09X17H7Ю в мире [1–4] еще не было существенного опыта применения упрочняющих и износостойких инструментальных покрытий. Более поздние достижения [5–9] отечественных ученых были ориентированы на другие обрабатываемые материалы. На сегодняшний день тоже нет существенного опыта применения покрытий для обработки указанной стали, а имеющиеся публикации [10–14] не решили проблему.

Возникла необходимость разработки рекомендаций по применению покрытий для металлорежущего инструмента в целях сокращения инструментальных затрат.

Приведем отдельные результаты исследований, направленных на разработку упрочняющих покрытий для сменных типовых твердосплавных пластин применительно к токарной обработке стали 09X17H7Ю. Выполняли продольное точение квадратными сменными пластинами (цифровое обозначение 03125, буквенное обозначение SNMG

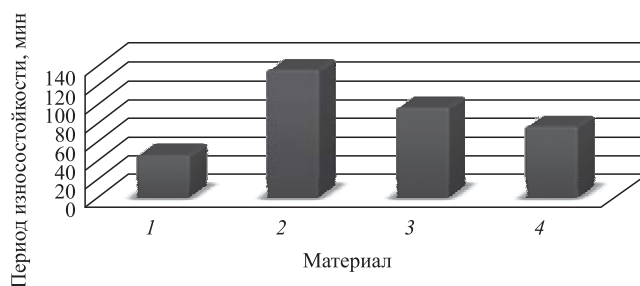


Рис. 1. Сравнение износостойкости различных инструментальных материалов:

1 — инструментальный твердый сплав BK8 без покрытия; 2 — BK8 + Ti (1 мкм) + TiN (1 мкм) + (NbZrTiAl)N (2,5 мкм); 3 — BK8 + Ti (1 мкм) + TiN (1 мкм) + (TiAl)N (2 мкм) + TiN (0,5 мкм); 4 — BK8 + (AlCr)N (1,5 мкм) + (AlTi)N (2 мкм)

по ГОСТ 24248) с центральным отверстием при скорости резания 50 м/мин, подаче 0,21 мм/об., глубине резания 1 мм.

На рис. 1 показан пример сравнения трех разных инструментальных материалов по периоду их износостойкости до износа 0,5 мм по задней грани. Время работы до износа h_3 , равного 0,5 мм, различно для разных покрытий, а в сравнении с инструментом без покрытия они увеличивают работоспособность значительно. Результирующие сведения по работоспособности большего числа инструментальных материалов приведены на рис. 2 для тех же условий эксплуатации, полученные по результатам имитационного моделирования инструментальных материалов. Из рис. 2

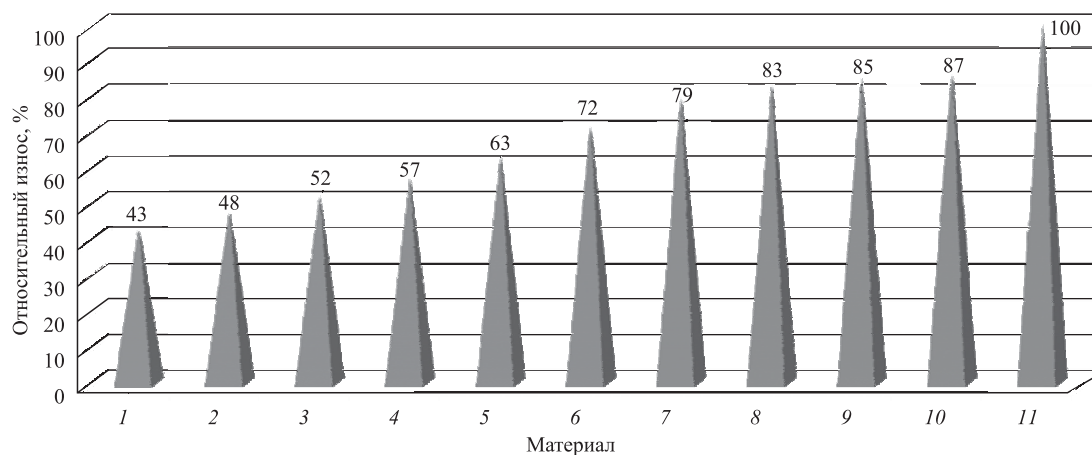


Рис. 2. Диаграмма относительного износа инструментальных материалов с покрытием в сравнении с базовым материалом BK8 (износ 100 %):

1 — BK8 + TiCN (5 мкм) + (TiAl)N (3 мкм) + Al₂O₃ (5 мкм) + TiC (5 мкм); 2 — BK8 + Al₂O₃ (2 мкм) + (Ti)CN (5 мкм) + (TiAl)N (3 мкм) + TiN (3 мкм); 3 — BK8 + (TiAl)N (3 мкм) + Al₂O₃ (3 мкм) + (TiAl)N (3 мкм) + Al₂O₃ (3 мкм); 4 — BK8 + TiN (3 мкм) + TiC (3 мкм) + TiN (3 мкм) + TiC (3 мкм); 5 — BK8 + TiC (3 мкм) + TiN (3 мкм) + (TiAl)N (2 мкм); 6 — BK8 + TiCN (2 мкм) + TiC (3 мкм) + TiN (1,5 мкм); 7 — BK8 + TiC (1,5 мкм) + TiN (3 мкм); 8 — BK8 + TiN (2 мкм) + TiC (5 мкм); 9 — BK8 + TiCN (0,5 мкм) + TiC (1 мкм); 10 — BK8 + TiN (0,5 мкм) + TiC (1 мкм); 11 — BK8

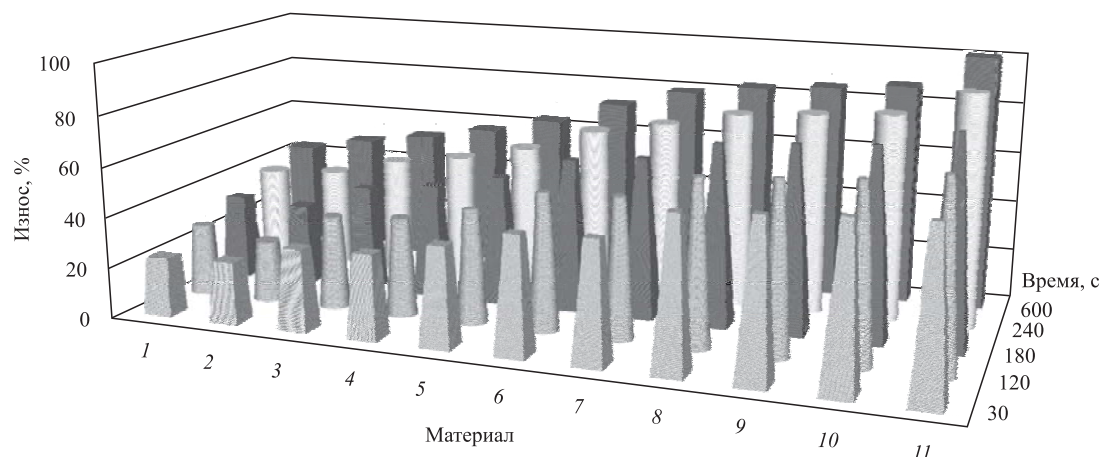


Рис. 3. Темпы прироста износа в начальный период (600 с) резания инструментальных материалов с покрытием в сравнении с базовым материалом ВК8:

1 – ВК8 + TiCN (5 мкм) + (TiAl)N (3 мкм) + Al₂O₃ (5 мкм) + TiC (5 мкм); 2 – ВК8 + Al₂O₃ (2 мкм) + (Ti)CN (5 мкм) + (TiAl)N (3 мкм) + TiN (3 мкм); 3 – ВК8 + (TiAl)N (3 мкм) + Al₂O₃ (3 мкм) + (TiAl)N (3 мкм) + Al₂O₃ (3 мкм); 4 – ВК8 + TiN (3 мкм) + TiC (3 мкм) + TiN (3 мкм) + TiC (3 мкм); 5 – ВК8 + TiC (3 мкм) + TiN (3 мкм) + (TiAl)N (2 мкм); 6 – ВК8 + TiCN (2 мкм) + TiC (3 мкм) + TiN (1,5 мкм); 7 – ВК8 + TiC (1,5 мкм) + TiN (3 мкм); 8 – ВК8 + TiN (2 мкм) + TiC (5 мкм); 9 – ВК8 + TiCN (0,5 мкм) + TiN (1 мкм); 10 – ВК8 + TiN (0,5 мкм) + TiC (1 мкм); 11 – ВК8

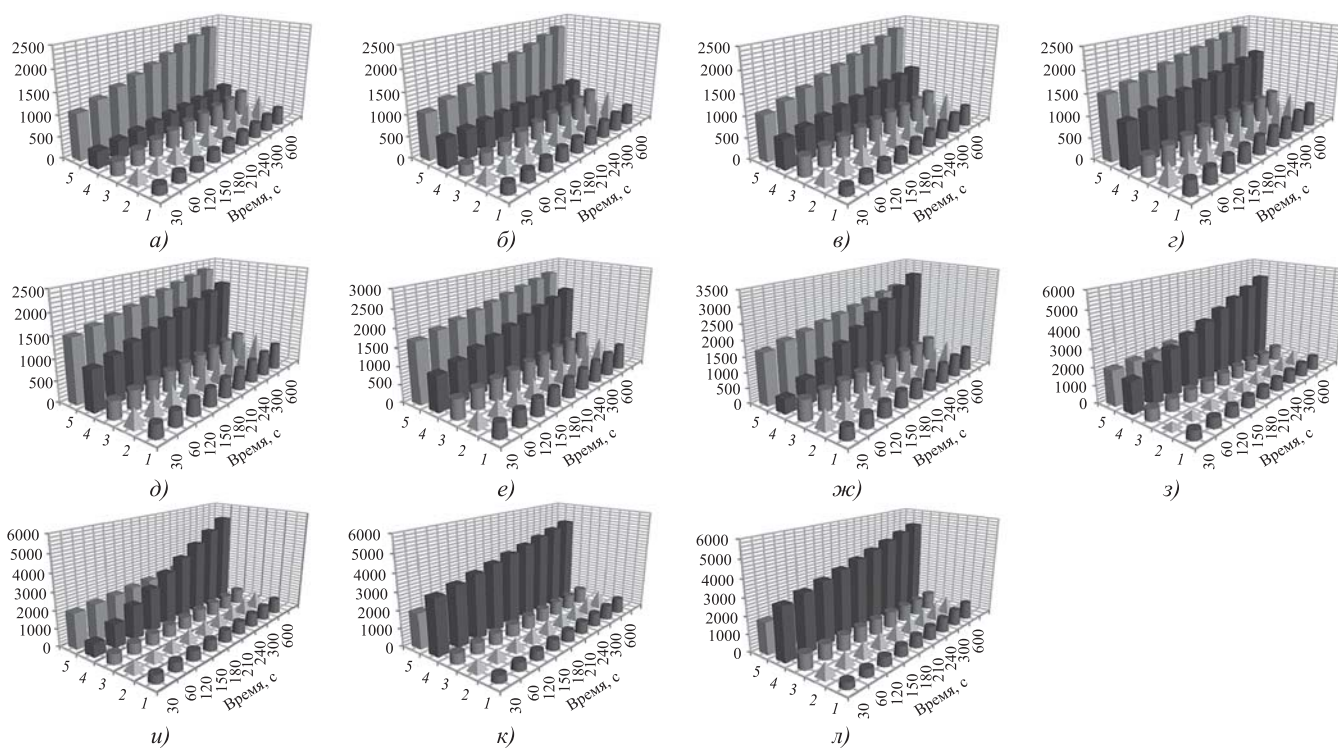


Рис. 4. Взаимосвязь изменения во времени (600 с) применительно к различным инструментальным материалам:

1 – износ инструмента прогнозируемый, %; 2 – температура в зоне резания, °С; 3 – эквивалентные напряжения в инструментальном материале, МПа; 4 – деформация инструментального материала, мкм/мкм; 5 – максимальная составляющая силы резания, Н;

a – ВК8 + TiCN (5 мкм) + (TiAl)N (3 мкм) + Al₂O₃ (5 мкм) + TiC (5 мкм); *б* – ВК8 + Al₂O₃ (2 мкм) + (Ti)CN (5 мкм) + (TiAl)N (3 мкм) + TiN (3 мкм); *в* – ВК8 + (TiAl)N (3 мкм) + Al₂O₃ (3 мкм) + (TiAl)N (3 мкм) + Al₂O₃ (3 мкм); *г* – ВК8 + TiN (3 мкм) + TiC (3 мкм) + TiN (3 мкм) + TiC (3 мкм); *д* – ВК8 + TiC (3 мкм) + TiN (3 мкм) + (TiAl)N (2 мкм); *е* – ВК8 + TiCN (2 мкм) + TiC (3 мкм) + TiN (1,5 мкм); *ж* – ВК8 + TiC (1,5 мкм) + TiN (3 мкм); *з* – ВК8 + TiN (2 мкм) + TiC (5 мкм); *и* – ВК8 + TiCN (0,5 мкм) + TiN (1 мкм); *к* – ВК8 + TiN (0,5 мкм) + TiC (1 мкм); *л* – ВК8

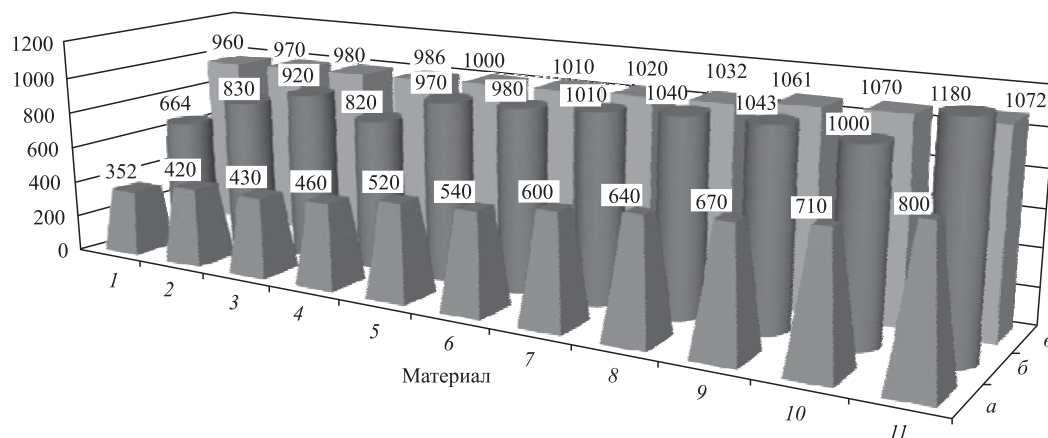


Рис. 5. Сопоставление инструментальных материалов по параметрам:

a — скорость изменения максимальной деформации, (мм/мм)/с; *б* — скорость деформации, мм/с; *в* — максимальное напряжение в инструментальном материале, МПа (числа над номограммами — условное расчетное значение параметра);

1 — BK8 + TiCN (5 мкм) + (TiAl)N (3 мкм) + Al₂O₃ (5 мкм) + TiC (5 мкм); 2 — BK8 + Al₂O₃ (2 мкм) + (Ti)CN (5 мкм) + (TiAl)N (3 мкм) + TiN (3 мкм); 3 — BK8 + (TiAl)N (3 мкм) + Al₂O₃ (3 мкм) + (TiAl)N (3 мкм) + Al₂O₃ (3 мкм); 4 — BK8 + TiN (3 мкм) + TiC (3 мкм) + TiN (3 мкм) + TiC (3 мкм); 5 — BK8 + TiC (3 мкм) + TiN (3 мкм) + (TiAl)N (2 мкм); 6 — BK8 + TiCN (2 мкм) + TiC (3 мкм) + TiN (1,5 мкм); 7 — BK8 + TiC (1,5 мкм) + TiN (3 мкм); 8 — BK8 + TiN (2 мкм) + TiC (5 мкм); 9 — BK8 + TiCN (0,5 мкм) + TiC (1 мкм); 10 — BK8 + TiN (0,5 мкм) + TiC (1 мкм); 11 — BK8

следует, что наиболее рациональны многослойные композиционные покрытия. Моделирование выполнено в программной среде Deform на основе совместного учета ряда критериев. Например, на рис. 3 показаны результаты имитационного моделирования относительного износа этих же инструментальных материалов на начальном интервале времени (600 с) работы. На этом интервале времени работы разных инструментальных материалов темпы увеличения износа сопоставимы между собой. Но это не так при сравнении этих же материалов по другим параметрам (температура в зоне резания, напряжение в инструментальном материале, деформации инструментального материала, прогнозируемый износ за текущий отрезок времени) имитационного моделирования (рис. 4).

Из рис. 4 видно различие темпа прироста значений сравниваемых параметров. Это позволяет выбрать наиболее рациональные покрытия для заданных условий эксплуатации инструмента. Некоторые покрытия конкурентны между собой, в таких случаях применено моделирование еще по нескольким дополнительным параметрам (рис. 5).

К сожалению, имитационное моделирование имеет ряд ограничений и недостатков. Но использовать его приходится, так как математическая модель процесса точения отсутствует, а имеющиеся ее примеры носят частный характер [15] и не применимы в рассматриваемых условиях резания.

Выводы

1. Применение материала BK8 в состоянии поставки не решает проблему обеспечения работоспособности инструмента [16, 17] на уровне, необходимом для высокопроизводительной обработки. Его работоспособности недостаточно.

2. Применение покрытий существенно (в 2 и более раз) повышает работоспособность инструмента.

3. Применение импортных сменных пластин нерационально из-за их высокой стоимости при работоспособности, обеспечиваемой применением сплава BK8 с покрытиями.

4. Показана возможность имитационного моделирования при выборе рациональных инструментальных материалов, определены наиболее рациональные из них применительно к токарной обработке стали 09X17H7Ю.

5. При изменении параметров режима резания (особенно скорости резания и глубины резания) рекомендации требуется разрабатывать вновь, так как инструментальный материал, успешно применяемый при скорости резания 50 м/мин, оказался недостаточно стойким при скорости резания 60 м/мин. Это связано со спецификой свойств стали и с ее химическим составом. Указанный факт еще более востребованным делает необходимость применения программных сред для решения задач выбора инструментального материала и его проектирования под требующиеся условия эксплуатации.

6. Очевидна необходимость создания некоторого банка данных, в котором были бы рекомендации по применению разных инструментальных материалов и рекомендации по рациональным режимам резания.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Мокрицкий Б.Я., Ситамов Э.С., Серебренникова А.Г.** Повышение работоспособности твердосплавного режущего инструмента за счет нанесения покрытий // Вестник ИрГТУ. 2019. Том 23. № 2. С. 246–251. DOI: <http://dx.doi.org/10.21285/1814-3520-2019-2-246-251>.

2. **Ситамов Э.С., Мокрицкий Б.Я., Шакирова О.Г.** Оценка износостойкости твердосплавного инструмента при обработке нержавеющей стали // Ученые записки КнАГУ. 2019. № 3-1 (39). С. 109–112.

3. **Ситамов Э.С., Мокрицкий Б.Я.** Результаты сравнительного исследования износостойкости твердосплавного инструмента при обработке нержавеющей стали // Металлообработка. 2018. № 4 (106). С. 7–13.

4. **Мокрицкий Б.Я., Ситамов Э.С., Мокрицкая Е.Б.** Сравнительное исследование работоспособности твердосплавного режущего инструмента при обработке заготовок деталей, выполненных из нержавеющей стали // Проблемы машиностроения и автоматизации. 2018. № 4. С. 76–79.

5. **Васильев Е.В., Попов А.Ю., Бугай И.А.** Специальный осевой режущий инструмент для обработки композиционных материалов // СТИН. 2015. № 4. С. 9.

6. **Верещагин В.Ю., Мокрицкий Б.Я., Верещагина А.С.** Анализ результатов испытаний составных концевых фрез // Ученые записки КнАГУ. 2016. № 3 (27). С. 53–56.

7. **Верещака А.С., Дачаева А.В., Анисеев А.И.** Повышение работоспособности режущего инструмента при обработке труднообрабатываемых материалов путем комплексного применения наноструктурированного износостойкого покрытия и твердого сплава оптимального состава // Известия МГТУ "МАМИ". 2010. № 1 (9). С. 99–106.

8. **Григорьев С.Н.** Методы повышения стойкости режущего инструмента: учебник для вузов. М.: Машиностроение, 2011. 368 с.

9. **Евдокимов Д.Е., Скуратов Д.Л., Фёдоров Д.Г.** Влияние износа режущего инструмента на плотность распределения тепловых потоков при концевом фрезеровании титанового сплава ОТ4 // СТИН. 2015. № 9. С. 26–30.

10. **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.

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

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

13. **Математическое** описание процессов трещинообразования в износостойких покрытиях режущего инструмента / В.П. Табаков, М.Ю. Смирнов, А.В. Циркин, А.В. Чихранов // Упрочняющие технологии и покрытия. 2007. № 6. С. 48–51.

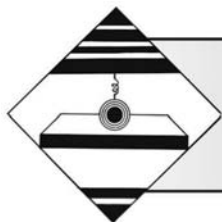
14. **Colding B.** War characteristics of coated carbide // International Cutting Tool Bay Sandviken, Lecture. 1980. № 5. P. 1–1–15.

15. **Odinokov V.I., Dmitriev E.A., Evstigneev A.I.** Simulation of molten metal pouring into the continuous casting machine mold // International Conference on Modern Trends in Manufacturing Technologies and Equipment (ICMTMTE). Sevastopol, SEP. 09–13, 2019. MATERIALS TODAY-PROCEEDINGS. Vol. 19. P. 2274–2277. Part 5. DOI: 10.1016/j.matpr.2019.07.596.

16. **Dzieyk Bruno.** Fortschritte in der Zerspanungstechnik durch mehrlagige Hrtmetallbeschichtung // Technisches Zentralblatt fur praktische Metallbeschichtung. 1994. 68. No. 6, 2, 4. S. 199–202.

17. **Horlin H.A.** TiC coated cemented carbides — their introduction and impact on metal cutting // Product Engineering. 1971. Vol. 50. No. 4. No. 5. P. 153–159.





А.В. Морозов, Л.Л. Хабиева, А.А. Кнуров

(Ульяновский государственный аграрный университет имени П.А. Столыпина)

E-mail: alvi.mor@mail.ru

Моделирование тепловых процессов при электромеханическом дорновании отверстий в стальных заготовках

Приведены данные по распределению температурных полей при электромеханическом дорновании отверстий в заготовке, полученные в результате моделирования. Расчетные температуры значительно превышают температуры фазовых превращений, однако оплавление структурных составляющих в поверхностном слое заготовки не происходит из-за больших скоростей охлаждения. Зафиксировать экспериментальным путем максимальные температуры процесса не удастся из-за их малой длительности действия.

Ключевые слова: электромеханическая обработка, электромеханическое дорнование, полосовой источник тепла, тепловые процессы, моделирование, метод конечных элементов.

The findings on the distribution of temperature fields during electromechanical mandrelling of holes in the workpiece obtained as result of modeling are presented. The design temperatures significantly exceed the phase transformation temperatures, but the melting of structural components in the surface layer of the workpiece does not occur due to high cooling rates. It is not possible to fix the maximum process temperatures experimentally due to their short duration of action.

Keywords: electromechanical processing, electromechanical mandrelling, strip heat source, thermal processes, modeling, finite element method.

Введение

В процессе электромеханической обработки (ЭМО) поверхность заготовки подвергается одновременно нагреву с фазовыми превращениями и силовому воздействию на поверхность в аустенитном состоянии. Полученная на поверхности структура не имеет характерного кристаллического строения, обладает высокой твердостью и достаточно высокой ударной вязкостью. Эти свойства поверхностный слой при ЭМО приобретает под воздействием сверхскоростного нагрева, давлений и быстрого охлаждения [1, 2].

Необходимые по условиям эксплуатации качества поверхности достигаются правильным назначением технологических режимов ЭМО, их оптимизацией. Однако назначение технологических режимов по усредненным (зафиксированным) значениям температур в различных точках по сечению заготовки значительно отличаются от реальных и не дают возможности получить поверхность заданного качества. Поэтому задача моделирования тепловых процессов при ЭМО является чрезвычайно важной.

Разновидностью ЭМО является электромеханическое дорнование (ЭМД). Использование данного процесса при обработке отверстий малого диаметра актуально, так как суммарный объем деталей техники разнообразного назначения с отверстиями диаметром менее 40 мм составляет около 40 % от общего количества деталей с отверстиями, а применение известных упрочняющих технологий при этом проблематично [3, 4].

Объекты и методы исследований

При ЭМД отверстий диаметром менее 40 мм в качестве инструмента используется дорн, при этом источник тепла полосовой (рис. 1, см. обложку) [3–11].

Решение о нахождении температурного поля при нагреве полосовым высокотемпературным источником q , движущимся по поверхности отверстия заготовки со скоростью v , находим на основе дифференциального уравнения теплопроводности [12, 13]

$$c_i(T_i)\rho_i(T_i)\frac{\partial T_i(\vec{r}, t)}{\partial t} = \frac{1}{r}\frac{\partial}{\partial r}\left(r\lambda(T_i)\frac{\partial T_i(\vec{r}, t)}{\partial r}\right) + \frac{\partial}{\partial z}\left(\lambda(T_i)\frac{\partial T_i(\vec{r}, t)}{\partial z}\right),$$

$$\vec{r} \in V_i, i = I, II,$$

где V_i — пространственные области осесимметричной цилиндрической структуры; $\vec{r} = \vec{r}(r, \varphi, z)$, ($0 \leq \varphi \leq 2\pi$); λ_i, c_i, ρ_i — соответственно коэффициент теплопроводности, удельная теплоемкость и плотность элементов структуры.

Начальное условие:

$$T_i(\vec{r}, 0) = T_c,$$

где T_c — начальная температура, равная температуре окружающей среды, 300 К.

Сложность тепловых явлений, происходящих при воздействии высокотемпературного движущегося полосового источника на поверхность металлического материала в процессе ЭМО, обуславливается взаимодействием большого количества факторов, от которых они зависят. К таким факторам относятся: тепловыделение в результате электрофизических эффектов (выделение Джоулева тепла, эффекты Пельтье, Томсона, Зеебека, электролитические явления), тепло, выделяемое в процессе трения инструмента о поверхность обрабатываемой детали, тепло, выделяемое в результате деформации поверхностного слоя металла, теплообмен между инструментом и поверхностным слоем, тепловыделение в результате фазовых превращений, теплопередача от источника в заготовку и теплообмен с окружающей средой.

Решение данной задачи осуществлялось наиболее распространенным в теории теплопроводности методом конечных элементов.

При выборе метода моделирования следует учитывать не только эффективность самой математической процедуры вычисления, но и возможности самого программного продукта обеспечить должный уровень адекватности.

Для удобства и наглядности моделирование осуществлялось в два этапа.

На первом этапе производилось моделирование тепловых процессов при ЭМО полосовым высокотемпературным источником без учета перемещения инструмента (квазистатическая модель) в среде математического моделирования COMSOL Multiphysics v5.4.

На втором этапе моделирование осуществлялось с учетом перемещения инструмента относительно обрабатываемой поверхности (квазидинамическая модель) с использованием среды математического моделирования ANSYS 14.5.

Использование двух сред математического моделирования позволяло с большей точностью оценивать сходимость полученных результатов.

Для формирования граничных условий моделируемого процесса представлены расчетные схемы (рис. 2).

Для центра I осесимметричной структуры I (рис. 2, а) справедливы следующие условия:

$$\left.\frac{\partial T_I(\vec{r}, t)}{\partial r}\right|_{r=0} = 0, T_I(\vec{r}, t)\Big|_{r=0} \neq \infty.$$

Граничные условия на внешних поверхностях структуры:

$$5, 4 - \lambda_I \frac{\partial T_I(\vec{r}, t)}{\partial n} + \alpha_{\text{вын}}(T_I(\vec{r}, t) - T_c) = 0;$$

$$12 - \lambda_{II} \frac{\partial T_{II}(\vec{r}, t)}{\partial n} + \alpha_{\text{вын}}(T_{II}(\vec{r}, t) - T_c) = 0;$$

$$2, 3 - \lambda_I \frac{\partial T_I(\vec{r}, t)}{\partial n} + \alpha_{\text{ест}}(T_I(\vec{r}, t) - T_c) = 0;$$

$$6, 7, 8, 9 - \lambda_{II} \frac{\partial T_{II}(\vec{r}, t)}{\partial n} + \alpha_{\text{ест}}(T_{II}(\vec{r}, t) - T_c) = 0,$$

где $\frac{\partial}{\partial n}$ — производная по направлению внешней нормали к соответствующей поверхности, $\alpha_{\text{вын}}, \alpha_{\text{ест}}$ — коэффициенты естественного и вынужденного теплообмена с окружающей средой, Вт/(м²·К) [12, 13].

В зоне контакта инструмента и детали с различными теплофизическими параметрами плотность теплового потока непрерывна, т.е.

$$-\vec{n}_I(\lambda_I \nabla T_I) - \vec{n}_{II}(\lambda_{II} \nabla T_{II}) = q(\vec{r}),$$

где функция $q(\vec{r})$ моделируется функцией нормального распределения в следующем виде:

$$q(\vec{r}) = (2,056 \cdot 10^7) e^{-4,938z^2}.$$

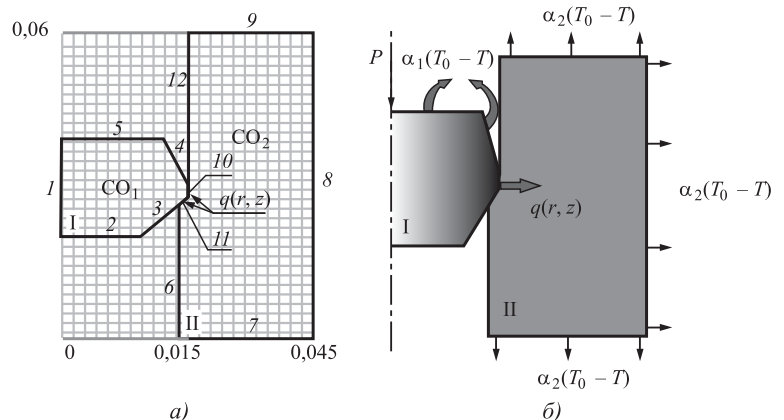


Рис. 2. Расчетные схемы:

а — к граничным условиям на внешних поверхностях структуры; б — теплового воздействия от движущегося источника

Полученная система уравнений позволяет рассчитывать температурное поле в металлическом сплаве для любого момента времени.

Построение моделей выполняли по реальным размерам. При создании конечно-элементной модели особое внимание было уделено разбиению области, в которой происходит непосредственное контактное взаимодействие между инструментом и обрабатываемой поверхностью отверстия, это выражается в необходимости существенного уменьшения размеров элементов сетки в области контакта инструмента с деталью.

При построении геометрической модели использовали двухмерную идеализацию рассматриваемого объекта. При этом число конечных элементов составило 3500.

Вид конечных элементов и схема разбиения зоны контакта инструмента с поверхностью отверстия детали приведены на рис. 3 (см. обложку).

Результаты исследований

В качестве примера рассмотрим ПЭМД отверстия образца из стали 40X твердосплавным дорном из ВК8 при следующих режимах обработки: сила тока $I = 5000, 5200$ и 5400 А; натяг $i = 0,1$ мм.

При исследовании тепловых процессов анализировалось время, необходимое для достижения максимальной температуры на поверхности заготовки с момента действия источника от электрического тока и изменение температуры вглубь контактирующих объектов при квазистатической модели ЭМД.

На рис. 4 представлена динамика изменения температуры в тело заготовки и инструмента образца и инструмента в зависимости от времени действия теплового источника. По результатам расчетов установлено, что максимальная температура на поверхности заготовки достигается при-

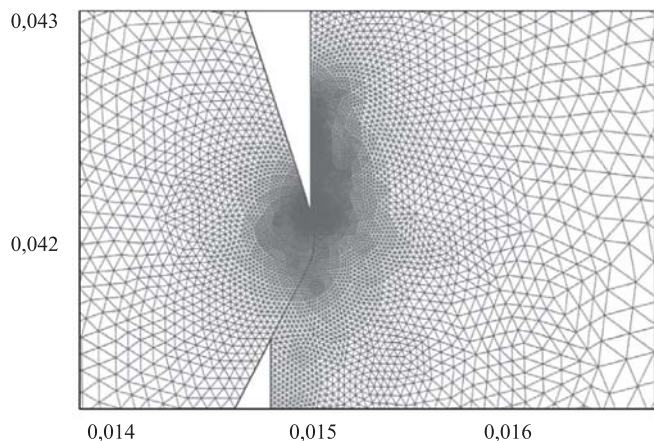


Рис. 4. Визуализация распространения температурных полей в зависимости от времени воздействия

мерно через 1 с и при силе тока $I = 5400$ А составляет 1214 °С.

Изменение температур в инструменте и заготовке в зависимости от времени действия теплового источника представлено на рис. 5.

Исследование температуры по линии контакта инструмента с поверхностью заготовки выявило, что ее максимальное значение достигается в месте контакта нижней части сферической поверхности дорна с образцом (рис. 6). Это объясняется большими контактными давлениями на данном участке, что обеспечивает наилучший контакт.

В результате расчетов установлено, что с увеличением силы тока в диапазоне от 5000 А до 5400 А наблюдается увеличение температуры на поверхности с 921 до 1214 °С (рис. 8).

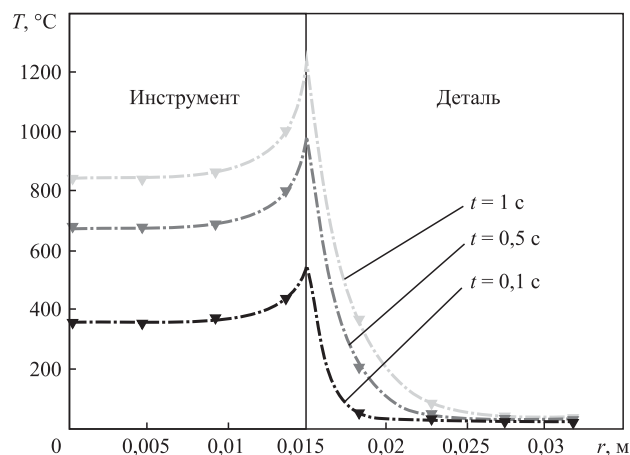


Рис. 5. Изменение температуры инструмента и заготовки при ЭМД от времени воздействия источника при $I = 5400$ А

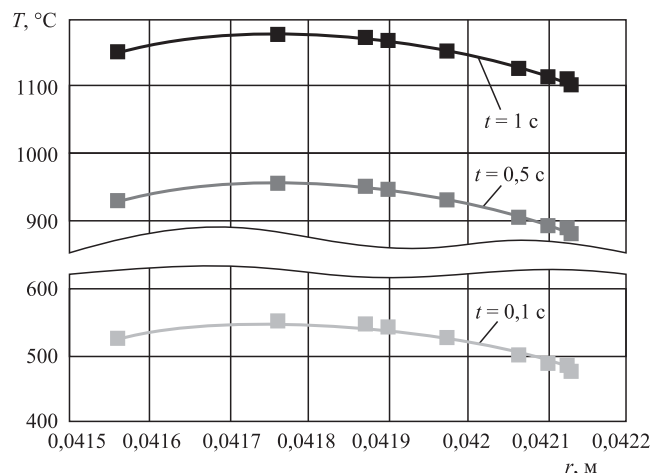


Рис. 6. Изменение температуры по длине линии контакта инструмента с заготовкой от времени воздействия при $I = 5200$ А

Как видно из рис. 7 (см. обложку) и 8, значения температур резко снижаются по глубине поверхностного слоя.

На рис. 9 представлены результаты расчета и экспериментальных измерений температуры по глубине заготовки при одинаковых условиях.

Расхождение в 4 % можно объяснить тем, что при моделировании не учитывались возможные потери тока при его прохождении от источника (трансформатора) до инструмента и заготовки, так как потери тока зависят от целого ряда факторов и адекватно учитывать их при моделировании практически невозможно.

Результатом решения тепловой задачи являются: визуализация распределения полей температур, числовые значения скоростей нагрева—охлаждения в зависимости от режимов исследуемых процессов ЭМД полосовым высокотемпературным источником.

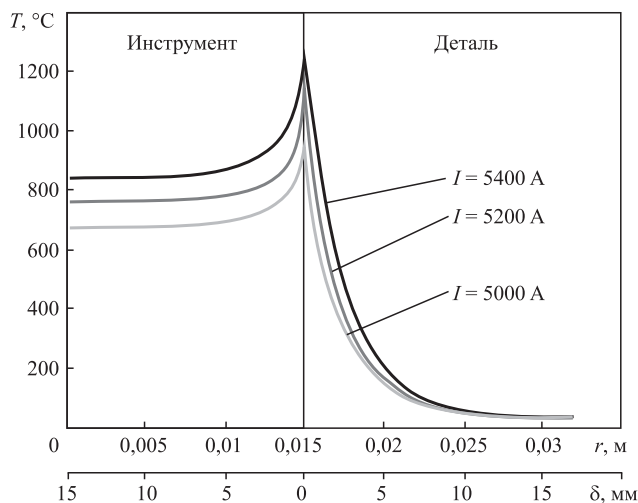


Рис. 8. Влияние силы тока на температурное поле инструмента и заготовки от постоянно действующего источника

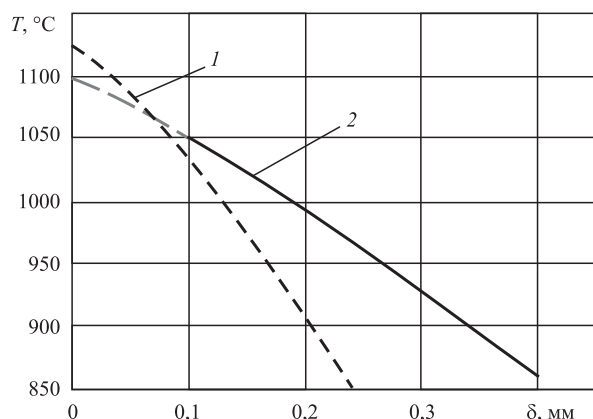
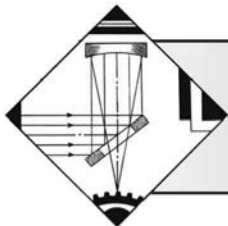


Рис. 9. Температурное поле заготовки при $I = 5200$ А: 1 — расчет; 2 — эксперимент

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Аскинази Б.М. Упрочнение и восстановление деталей электромеханической обработкой. 3-е изд., перераб. и доп. М.: Машиностроение, 1989. 200 с.
2. Электромеханическая обработка: технологические и физические основы, свойства, реализация / В.П. Багмутов, С.Н. Паршев, Н.Г. Дудкина, И.Н. Захаров. Новосибирск: Наука, 2003. 318 с.
3. Морозов А.В., Федотов Г.Д. Разработка классификации процессов электромеханической обработки отверстий движущимся высокотемпературным полосовым источником // Упрочняющие технологии и покрытия. 2015. № 3. С. 44—50.
4. Особенности выбора инструмента для электромеханической обработки отверстий деталей машин полосовым высокотемпературным источником / А.В. Морозов, Г.Д. Федотов, С.Н. Петряков и др. // Известия Тульского государственного университета. Технические науки. 2016. № 7 (2). С. 258—268.
5. Пат. 123719 Российская Федерация, В29D 30/12. Дорн для выборочной электромеханической закалки цилиндрических отверстий деталей / А.В. Морозов, Н.Н. Горев, А.Н. Рахимов; заявитель и патентообладатель ФГБОУ ВО "Ульяновская ГСХА им. П.А. Столыпина". Заявл. 18.07.2012; опубл. 10.01.2013, Бюл. № 1.
6. Пат. 97071 Российская Федерация, В23D 43/02. Дорн / А.В. Морозов, А.В. Байгулов; заявитель и патентообладатель ФГБОУ ВО "Ульяновская ГСХА им. П.А. Столыпина". Заявл. 14.04.2010; опубл. 27.08.2010, Бюл. № 24.
7. Федоров С.К., Морозов А.В., Фрилинг В.А. Исследование температурных полей в зоне контакта инструмента с обрабатываемой поверхностью в процессе избирательной электромеханической закалки // Известия Тульского государственного университета. Технические науки. 2012. № 9. С. 117—125.
8. Федотов Г.Д., Морозов А.В., Петряков С.Н. Тепловые процессы при отделочно-упрочняющей электромеханической обработке среднеуглеродистых сталей // Известия Тульского государственного университета. Технические науки. 2013. № 7. С. 384—394.
9. Федотов Г.Д., Морозов А.В. Расчет температурных полей при отделочно-упрочняющей электромеханической обработке тел вращения движущимся по винтовой линии высокотемпературным источником // Упрочняющие технологии и покрытия. 2014. № 9. С. 41—44.
10. Федотов Г.Д., Морозов А.В., Петряков С.Н. Тепловые процессы при отделочно-упрочняющей электромеханической обработке среднеуглеродистых сталей // Известия Тульского государственного университета. Технические науки. 2013. № 7. С. 384—394.
11. Федотов Г.Д., Морозов А.В. Расчет температурных полей при отделочно-упрочняющей электромеханической обработке тел вращения движущимся по винтовой линии высокотемпературным источником // Упрочняющие технологии и покрытия. 2014. № 9. С. 41—44.
12. Карслоу Г., Егер Д. Теплопроводность твердых тел. М.: Наука, 1964. 488 с.
13. Коздоба Л.А. Методы решения нелинейных тепловых задач. М.: Наука, 1975. 227 с.



В.А. Ким, Аунг Нгве Тэйн, И.В. Белова
(Комсомольский-на-Амуре государственный университет)
E-mail: kmtnm@knastu.ru

Лазерное упрочнение металлических материалов

Поверхностная микроструктура металлических материалов, сформированная под действием лазерного излучения, отличается высокой степенью неравновесности, имеет слоистое строение, состоящее из основных трех зон, сформированных из оплавленного материала, зоны термического влияния и зоны отпуска. С повышением энергии лазерного излучения толщина измененного слоя возрастает, а ширина охвата зоны оплавления и термического влияния определяется максимальной глубиной проникновения изотерм плавления и полиморфного превращения. Распределение микротвердости по глубине в зависимости от энергии лазерного излучения носит экспоненциальный или экстремальный характер, при этом микротвердость максимальна, как правило, в зоне термического влияния. С повышением энергии лазерного воздействия микротвердость упрочненных поверхностей изменяется по экстремальной зависимости. Лазерное упрочнение металлических материалов является результатом двух конкурирующих процессов упрочнения и разупрочнения. В результате математической обработки экспериментальных результатов получены эмпирические уравнения распределения микротвердости по глубине упрочненных лазерной обработкой поверхностных слоев различных сталей и АРМКО-железа. Эмпирические уравнения состоят из двух слагаемых, первое из которых описывает процессы упрочнения, а второе — разупрочнения. Полученные уравнения позволяют оптимизировать режимы лазерного упрочнения и прогнозировать глубину упрочненного слоя.

Ключевые слова: лазерная обработка, упрочнение, разупрочнение, микротвердость, оплавление, полиморфные превращения, структура, дефекты кристаллического строения, мартенсит, аустенит, дендриты.

The surface microstructure of metallic materials formed under the effect of laser radiation is characterized by high degree of nonequilibrium, has layered structure consisting of the main three zones formed from the fused material, the heat-affected zone and the tempering zone. As the laser radiation energy increases, the size of the modified layer increases, and the coverage width of the melting zone and heat-affected zone is determined by the maximum penetration depth of the melting and polymorphic transformation isotherms. The distribution of microhardness over the depth depending on the laser radiation energy is exponential or extreme, and the microhardness is usually maximum in the heat-affected zone. As the laser energy increases, the microhardness of the hardened surfaces changes with extreme dependence. Laser hardening of metallic materials is the result of two competing hardening and softening processes. As result of mathematical processing of experimental results, empirical equations for the distribution of microhardness over the depth of laser-hardened surface layers of various steels and ARMCO-iron are obtained. Empirical equations consist of two terms, the first of which describes the processes of hardening, and the second — softening. The obtained equations allow optimizing the laser hardening modes and predicting the hardened layer depth.

Keywords: laser processing, hardening, softening, microhardness, reflow, polymorphic transformations, structure, defects of crystal structure, martensite, austenite, dendrites.

Введение

При взаимодействии лазерного излучения с металлическими материалами в поверхностных слоях происходят структурные превращения, включающие генерацию дефектов кристаллического строения, миграцию межзеренных границ, образование новых химических соединений, перераспределение

легирующих элементов и примесей. Все эти процессы приводят к упрочнению поверхностного слоя. Упрочнение металлов и сплавов связано с торможением подвижных дислокаций, возникающих в результате пластической деформации, и различными дефектами кристаллического строения, поэтому упрочнение можно рассматривать как сопротивляемость материала пластической деформации.

Различают пять структурных механизмов упрочнения, которые в предположении их аддитивного влияния можно выразить уравнением [1–3]

$$\Delta\sigma_m = \Delta_d + \Delta_a + \Delta_r + \Delta_{сг} + \Delta_{д.ч}, \quad (1)$$

где $\Delta\sigma_m$ — приращение предела текучести при упрочнении;

Δ_d — упрочнение за счет дислокационного механизма;

Δ_a — атомарного механизма;

Δ_r — зернограничного механизма;

$\Delta_{сг}$ — субзернограничного механизма;

$\Delta_{д.ч}$ — упрочнение дисперсными частицами.

В реальных процессах упрочнения, в том числе при лазерной обработке, трудно идентифицировать роль каждого структурного механизма упрочнения, поэтому в качестве интегральной характеристики упрочнения используют приращение твердости

$$\Delta H = H_{\text{упр}} - H_0, \quad (2)$$

где $H_{\text{упр}}$ — микротвердость упрочненной структуры; H_0 — исходная микротвердость.

Основными факторами, вызывающими упрочнение металлических материалов при лазерной обработке, являются высокая температура, скорость нагрева и охлаждения, а также градиент температуры, которые инициируют развитие термонапряжений и деформаций, структурные превращения, миграцию границ и выделение дисперсных частиц. Высокая температура приводит к снижению предела текучести и повышает пластичность материала. Повышенная скорость нагрева и охлаждения создает неравновесные условия для структурных превращений и совместно с градиентом температуры формирует динамические тепловые поля напряжений и деформаций. Они в свою очередь инициируют генерацию различных дефектов кристаллического строения, определяющие упрочнение материала. Такие поля термических напряжений и деформаций возникают на стадии нагрева в период воздействия лазерного излучения и продолжают развиваться по строгому алгоритму при охлаждении после прекращения лазерного воздействия. Это связано с тем, что самый верхний слой, в котором накапливается поглощенная тепловая энергия, остается активным тепловым источником некоторое время после завершения лазерного воздействия [4, 5].

При лазерной обработке углеродистых сталей, подверженных закалке, величина упрочнения и ширина залегания упрочненного слоя в значительной степени определяются глубиной проникновения изотермы полиморфных превращений.

При нагреве и в период начальной стадии охлаждения изотерма полиморфных превращений перемещается вглубь поверхностного слоя, а затем при дальнейшем охлаждении меняет направление на противоположное, т.е. перемещается из глубины к поверхности. Глубина проникновения изотермы полиморфных превращений может быть определена экспериментально по положению границы зоны охваченной структурой мартенсита [5, 6].

В статье приведены результаты исследований микроструктуры поверхностных слоев, полученные лазерной обработкой АРМКО-железа и сталей 45, 25ХМ в сыром состоянии и инструментальной стали У10 в закаленном виде, влияния энергии лазерного излучения на характер распределения микротвердости и количественной оценки структурной организации неравновесных модифицированных структур.

Методика исследования

Исследовали поверхностные микроструктуры образцов из АРМКО-железа и сталей 45 и 25ХМ, упрочненных импульсным лазерным излучением на технологической установке LRS-300, генерирующей импульсное монохроматическое излучение длиной $\lambda = 1,06$ мкм. Обработанная поверхность представляла собой дорожку из совокупности единичных пятен лазерного воздействия круглой формы с коэффициентом перекрытия 0,75. Единичный лазерный импульс представлял равномерно распределенную по пятну плотность мощности.

Удельная энергия и плотность мощности лазерного воздействия обеспечивались варьированием напряжения накачки квантрона, определяющего энергию единичного импульса, длительностью импульса и диаметром пятна воздействия. Удельная энергия и плотность мощности излучения рассчитывали по формулам:

$$W = \frac{4E}{\pi d^2}; \quad (3)$$

$$q = \frac{W}{t}, \quad (4)$$

где W — удельная энергия;

q — плотность мощности;

t — длительность лазерного импульса;

d — диаметр пятна лазерного воздействия;

E — энергия единичного импульса.

Режимы лазерной обработки охватывали широкий диапазон удельных энергий от 20 до 1600 Дж/см² и плотностей мощностей от 3,8·10⁴ до 8,0·10⁵ Вт/см².

Выбор в качестве обрабатываемого материала АРМКО-железа обосновывался тем, что этот

сплав из-за низкого содержания углерода и других легирующих элементов не подвергается традиционной закалке, поэтому в "чистом" виде можно анализировать структурные механизмы, вызывающие упрочнение.

Травление металлографических шлифов осуществляли 5%-ным раствором азотной кислоты в этиловом спирте [7]. Изображения микроструктур в поперечных сечениях поверхностных слоев получали с помощью металлографического микроскопа Nikon 200A при 400- и 1000-кратном увеличении. Микротвердость измерялась по шкале Виккерса с помощью микротвердомера HNV (Shimadzu) при нагрузке на алмазный наконечник 0,49 Н.

Результаты исследования и их анализ

На рис. 1 и 2 приведены основные модифицированные слои поверхностных структур АРМКО-железа, сталей 45, 25ХМ и У10, сформированные под действием лазерного излучения, которые являются типичными при взаимодействии металлов с концентрированными энергетическими потоками. Стали 45, 25Х и АРМКО-железо в исходном состоянии имеют равновесные структуры, состоящие из зерен равноосной формы. Микроструктура АРМКО-железа отличается крупными ферритными зернами. Микроструктура сталей 45 и 25ХМ представляет собой ферритно-перлитную компо-

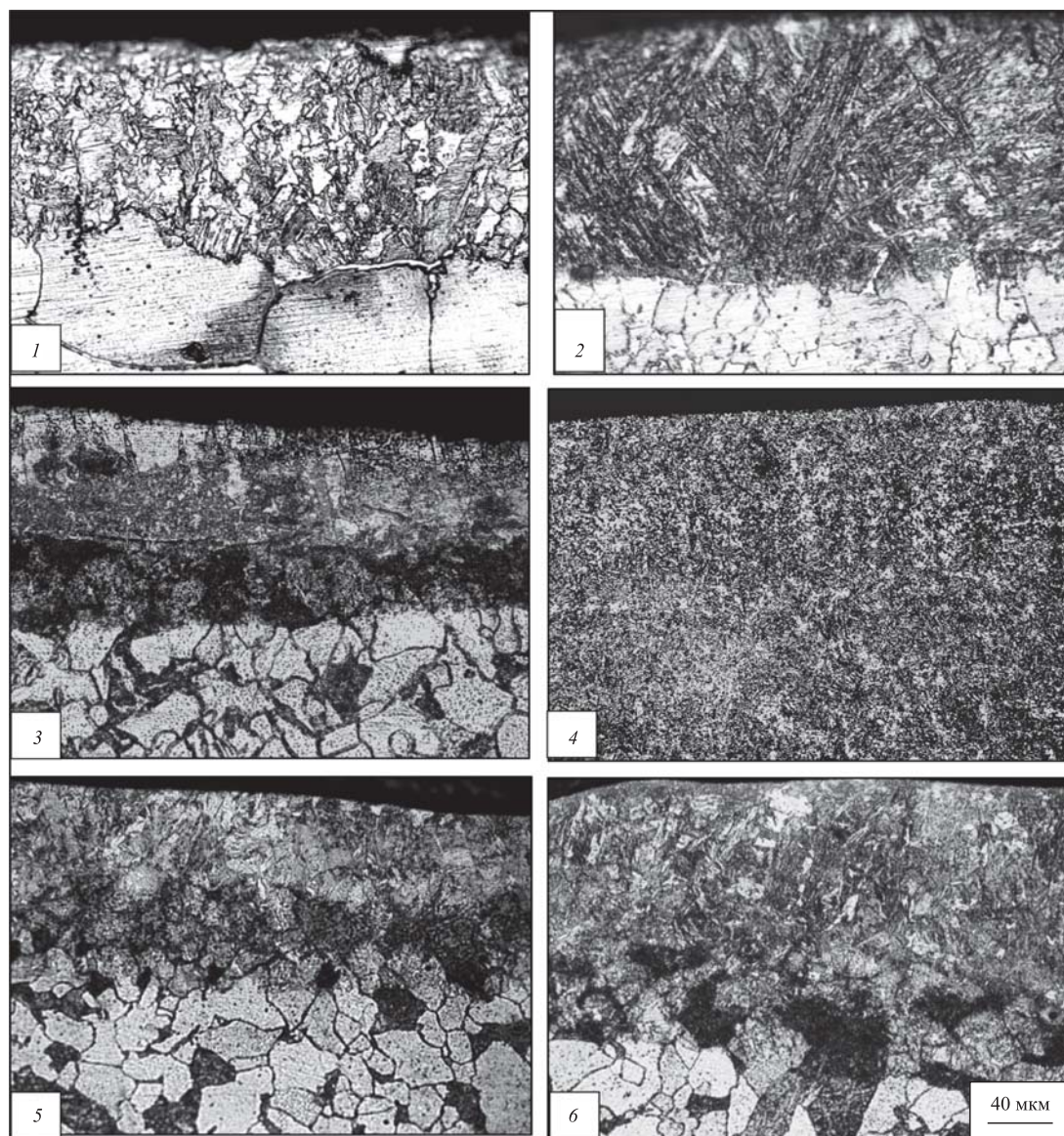


Рис. 1. Микроструктуры поверхностного слоя АРМКО-железа (1 и 2), сталей 45 (3 и 4) и 25ХМ (5 и 6) после лазерной обработки:

1, 3, 5 — ЗТВ; 2, 4, 6 — ЗЗОС

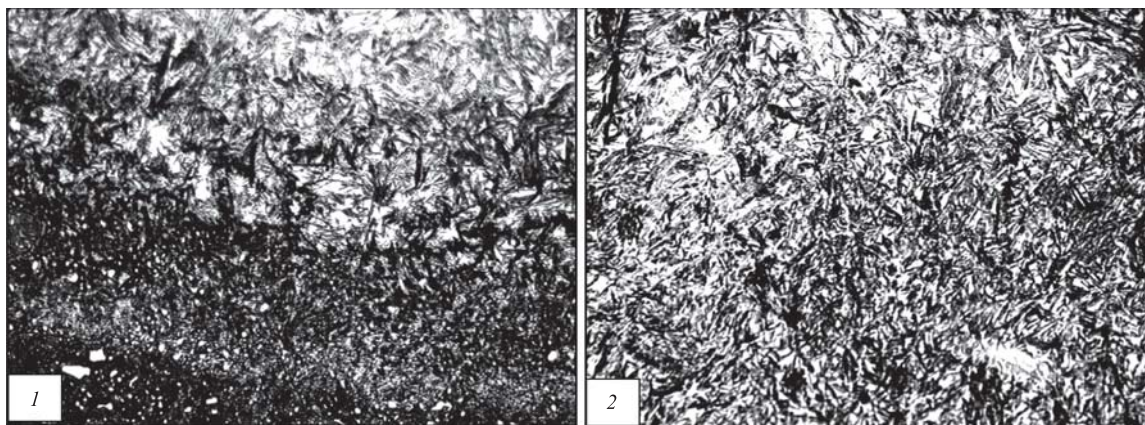


Рис. 2. Микроструктура поверхностного слоя стали У10 после лазерной обработки:
1 — 3ТВ и 3О; 2 — 3ЗОС

зицию. Закаленная сталь У10 в исходном состоянии до лазерной обработки включает мартенситную матрицу и мелкие глобулярные карбиды, которые характеризуют структуру как пересыщенный твердый раствор карбида железа в железе.

Поверхностная микроструктура сталей, сформированная лазерной обработкой, отличается высокой неоднородностью и имеет слоистое строение. Выделяют три основных модифицированных слоя, плавно переходящие один в другой. Самый верхний слой формируется из оплавленного материала. Под ним располагается зона твердофазной закалки, а далее следует зона отпуска, плавно переходящая в структуру исходного материала.

При образовании жидкой фазы происходит ее активное взаимодействие с внешней средой, связанное с поглощением и выделением газов, диффузионным массопереносом и конвективным перемешиванием. Этот слой, образованный из жидкофазного расплава после кристаллизации и остывания, состоит из дендритов мартенсита, ориентированных перпендикулярно к поверхности, а также мелких зерен остаточного аустенита и феррита, которые не успели оплавиться в период лазерного нагрева. Назовем его зоной закалки из оплавленного состояния (3ЗОС). Характер ориентации дендритов указывает на высокую степень структурной упорядоченности этого слоя как результат проявления синергетического алгоритма структурообразования. Наличие остаточного аустенита связано с неравномерным содержанием легирующих элементов. Высокая скорость охлаждения при кристаллизации расплава нередко приводит к образованию горячих и холодных трещин. Часто встречаются микропоры, образующиеся в результате газовой выделения при кристаллизации.

Структурное состояние 3ЗОС, сформированное при лазерной обработке углеродистой инструментальной стали У10 имеет ряд отличий по сравнению

с АРМКО-железом и сталями 45 и 25ХМ. Высокая концентрация углерода и хрома повышает устойчивость аустенита, поэтому при высокоскоростном охлаждении формируется структура 3ЗОС, включающая матрицу из остаточного аустенита и включений игольчатого мартенсита. Распределение этих компонентов по глубине носит неоднородный характер в зависимости от энергии лазерного излучения. В верхних слоях 3ЗОС содержание мартенсита меньше, чем в нижних (см. рис. 2).

Второй слой — это зона термического влияния (ЗТВ), которая состоит из мартенситной структуры, сформированной в результате закалки при нагреве и охлаждении твердофазной системы. Высокая скорость нагрева и охлаждения не способствует полному растворению исходных межзеренных границ и равномерному перераспределению углерода и других легирующих элементов. В результате мартенситные образования образуют кластеры в пределах первичного зерна, имеющие упорядоченную ориентацию в соответствии с их исходной кристаллографией и объединенные единой мезограницей. При этом четко выделяются мартенситные кластеры, сформированные из исходных перлитных и легируемых ферритных зерен. В последнем случае часто наблюдается образование видманштета.

В ЗТВ наблюдается высокая плотность точечных микрообъектов, концентрация которых носит градиентный характер, соответствующий распределению температуры по глубине. Можно предположить, что основной причиной образования точечных микроструктур, идентифицированных травлением, являются колонии вакансий и выходы дислокаций на поверхность металлографического шлифа, образующие нано- и микро-масштабные концентраторы напряжений.

Третий слой или зона отпуска (ЗО) наблюдается только в отдельных случаях при лазерной обработке высокоуглеродистых и высоколегированных

сталей и сплавов. В структуре поверхностного слоя АРМКО-железа и стали 25ХМ 30 практически не проявляется. У стали 45 он проявляется слабо, а при лазерной обработке У10 — четко выражен. Этот слой характеризуется пониженным содержанием углерода и других легирующих элементов, которые в результате высокой температуры и его градиента диффундировали в ЗТВ.

Сравнительный анализ микроструктур различных модифицированных слоев выявляет общность их строения и отличия в зависимости от исходного состава материала и его структурного состояния. Так ЗТВ независимо от содержания углерода имеет мартенситную структуру, кроме АРМКО-железа, где вместо мартенсита образуется видмаштет. Структура ЗЗОС имеет дендритное строение, при этом с повышением углерода дендриты первого порядка преобразуются в дендриты более высоких порядков. В высокоуглеродистых сталях структура ЗЗОС состоит из остаточного аустенита и игольчатого мартенсита.

Общая глубина измененного слоя и размеры ее отдельных областей, сформированных под действием лазерного излучения, принимают разные значения в зависимости от режимов обработки. С повышением энергии лазерного воздействия глубина упрочненного слоя, как правило, увеличивается. Толщина каждого модифицированного слоя определяется глубиной проникновения изотерм плавления и полиморфного превращения.

На рис. 3 в качестве примера приведены распределения приращения микротвердости в поверхностных слоях стали 25ХМ, упрочненных на некоторых режимах лазерной обработки. При лазерном упрочнении АРМКО-железа и стали 45 распределение микротвердости имеет аналогичный характер. На относительно низких режимах лазерной обработки распределение микротвердости в поверхностных слоях носит падающий экспоненциальный характер по глубине, что указывает на слабое проявление эффекта разупрочнения. При удельной энергии лазерного излучения $W = 257,962$ и $350,312$ Дж/см² в самых верхних слоях происходит разупрочнение и на кривой распределения микротвердости появляется плато и экстремум.

На рис. 4 приведено распределение микротвердости поверхностных слоев стали У10 после лазерной обработки. Распределение микротвердости носит или экстремальный характер, или имеется плато с максимальным упрочнением, которое охватывает часть ЗЗОС и почти всю ЗТВ.

На рис. 5 показано влияние удельной энергии лазерного воздействия на максимальное приращение микротвердости при упрочнении исследуемых материалов. Наличие максимума на полученной зависимости указывает на существование оптимальных режимов упрочнения, а точка нача-

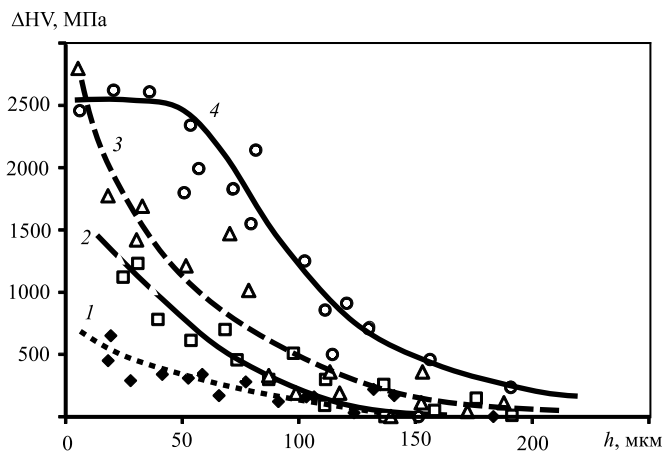


Рис. 3. Распределение микротвердости в поверхностных слоях после лазерной обработки стали 25ХМ:
1 — $W = 22,29$ Дж/см²; 2 — $W = 44,59$ Дж/см²; 3 — $W = 159,24$ Дж/см²; 4 — $W = 350,31$ Дж/см²

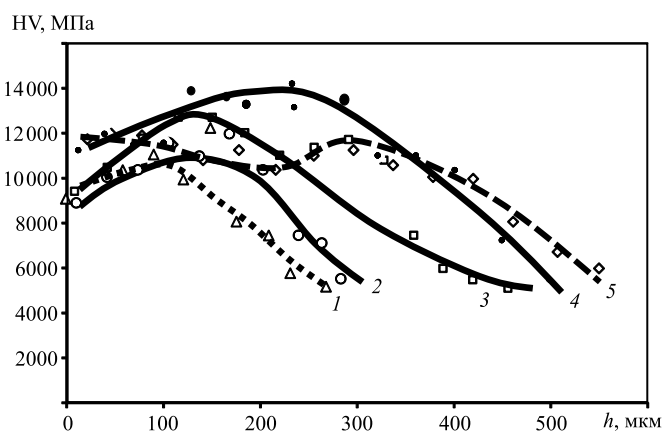


Рис. 4. Распределение микротвердости в поверхностных слоях после лазерной обработки стали У10:
1 — $W = 705,3724$ Дж/см²; 2 — $W = 768,54$ Дж/см²; 3 — $W = 1052,80$ Дж/см²; 4 — $W = 1158,08$ Дж/см²; 5 — $W = 1473,92$ Дж/см²

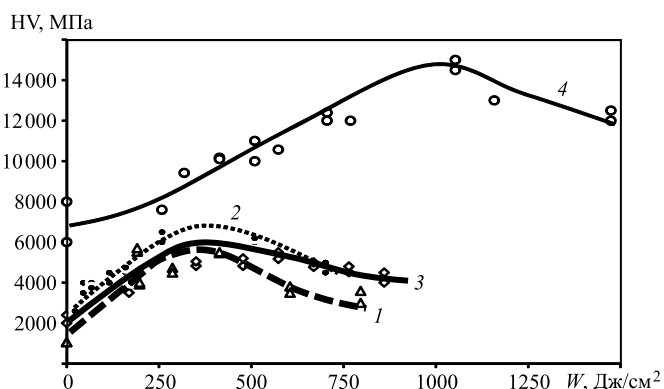


Рис. 5. Влияние удельной энергии лазерного излучения на микротвердость поверхностного слоя при обработке АРМКО-железа (1) и сталей 45 (2), 25ХМ (3) и У10 (4)

ла снижения темпа роста соответствует удельной энергии излучения, выше которой начинает проявляться разупрочнение.

На основании полученных результатов можно сделать следующие обобщения.

В зависимости от энергетики лазерного воздействия распределение ΔH по глубине принимает различный характер. На рис. 6 схематично показаны основные разновидности распределений микротвердости в поверхностных слоях конструкционных сталей в зависимости от удельной энергии лазерного излучения.

При режимах W_1 и W_2 структурные изменения и упрочнение происходят в основном в твердофазной области при температурах ниже температуры плавления, при этом с повышением удельной энергии упрочнение возрастает.

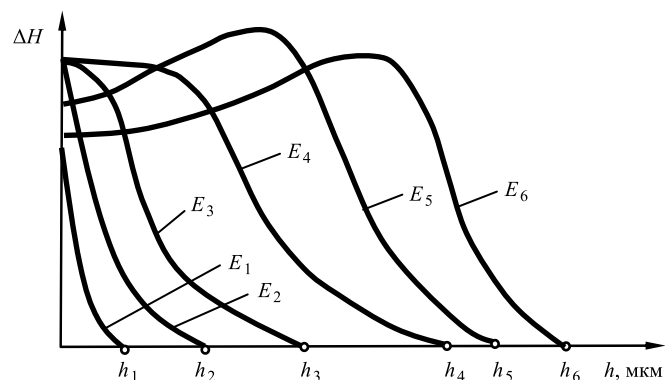


Рис. 6. Распределение приращения микротвердости по глубине упрочненного слоя в зависимости от удельной энергии лазерного излучения:
 $W_1 < W_2 < W_3 < W_4 < W_5 < W_6$

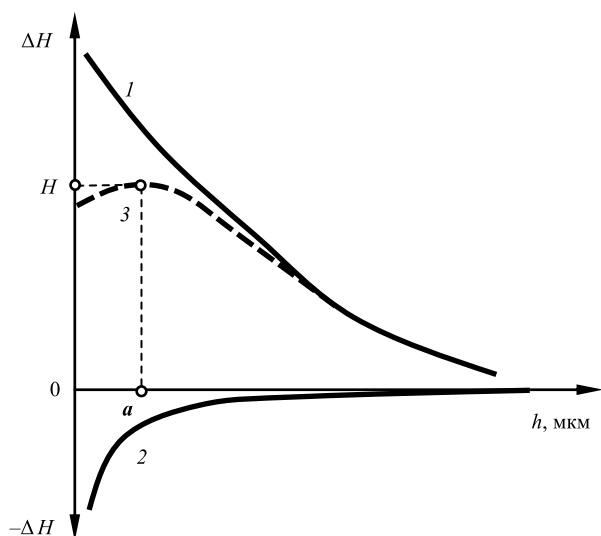


Рис. 7. Влияние конкурирующих механизмов упрочнения при лазерной обработке на микротвердость поверхностных слоев:

1 — механизмы упрочнения; 2 — механизмы разупрочнения; 3 — результат их совместного действия

При W_3 и W_4 наблюдается незначительное оплавление самого верхнего слоя, но из-за высокой скорости нагрева и охлаждения процессы отпуска не успевают реализоваться и не происходит термического разупрочнения. С повышением энергии лазерного воздействия в этой режимной области микротвердость самого верхнего слоя достигает максимума. На эпюре распределения микротвердости появляется площадка в виде плато, примыкающая к поверхности и имеющая максимальное упрочнение.

При W_5 и W_6 происходит термическое разупрочнение самых верхних слоев, связанное с более длительным нахождением модифицированной структуры в нагретом высокотемпературном состоянии. Максимум упрочнения располагается в глубине от поверхности. С увеличением удельной энергии лазерного воздействия разупрочняющие процессы активизируются, при этом максимум микротвердости незначительно снижается, а его положение смещается дальше вглубь.

Оптимальные режимы лазерного упрочнения располагаются в диапазоне от W_2 до W_4 . Режимы в диапазоне W_5 и W_6 можно применять, если обработанная поверхность должна подвергаться финишной механической обработке, связанной с удалением незначительного припуска [8, 9].

Упрочненные лазерным излучением поверхностные структуры являются результатом двух конкурирующих процессов: с одной стороны генерация дефектов кристаллического строения и образование закалочных структур, а с другой — их термическое разупрочнение, включающее отпуск, полиморфные превращения, разложение химических соединений и т.п. На рис. 7 схематично представлено влияние указанных выше механизмов на характер приращения микротвердости по глубине упрочненного слоя и результат их совместного влияния. В зависимости от активности процессов упрочнения и разупрочнения их совокупное влияние обеспечивает все возможные варианты распределения микротвердости по глубине поверхностного слоя, представленные на рис. 6. При распределении приращения микротвердости с выраженным процессом разупрочнения выявляется максимум на глубине от поверхности h и величиной H .

Распределение микротвердости по глубине упрочненного слоя в общем случае может быть описано уравнением

$$\Delta HV(x) = A \cdot \exp(-\alpha x) - B \cdot \exp(-\beta x), \quad (7)$$

где A, B, α, β — постоянные, зависящие от режимов лазерной обработки и свойств обрабатываемого материала, при этом $A > B$, а $\alpha < \beta$.

Первое слагаемое уравнения (7) описывает процессы упрочнения, а второе — разупрочнения. Вто-

рое слагаемое учитывается при относительно высокой энергии лазерного излучения. Эмпирические постоянные A и B определяют степень упрочнения и разупрочнения соответственно. Коэффициенты α и β определяют глубину охвата упрочняющего и разупрочняющего процессов соответственно. Эмпирические постоянные A , B , α и β можно определить по результатам экспериментального распределения микротвердости. Их численные значения для некоторых сталей приведены в таблице.

Анализ результатов, приведенных в таблице, показывает, что процессы разупрочнения наблюдаются практически на всех режимах лазерной обработки. Исключением является обработка стали 25ХМ при удельной энергии излучения $W = 22,29$ Дж/см². Глубина охвата процессов раз-

упрочнения почти в 2,5—3,0 раза ниже по сравнению с процессами упрочнения. На основании полученных результатов можно прогнозировать глубину упрочненного слоя, оптимизировать режимы лазерной обработки и определять припуск на финишную механическую обработку для удаления разупрочненного слоя.

Заключение

Микротвердость является интегральной характеристикой, распределение которой по глубине при лазерной обработке определяется двумя конкурирующими процессами упрочнения и разупрочнения. Соотношение активностей упрочняющих и разупрочняющих механизмов определяется удельной энергией лазерного излучения и исходной микроструктурой материала. Распределение микротвердости по глубине носит экспоненциальный или экстремальный характер в зависимости от энергетики лазерного излучения.

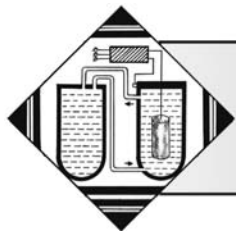
На основании экспериментальных результатов были получены уравнения, описывающие процессы упрочнения и разупрочнения, используя которые можно оптимизировать режимы обработки, прогнозировать глубину упрочненного слоя и рассчитывать припуск на финишную механическую обработку поверхностей после лазерного упрочнения.

Эмпирические коэффициенты уравнения (7)

Материал	Удельная энергия лазерного излучения, Дж/см ²	A , МПа	α , 1/мкм	B , МПа	β , 1/мкм
Сталь 45	168,79	1080	0,006	6000	0,018
	350,32	1086	0,006	7500	0,018
	477,71	14 890	0,01	10 800	0,02
	573,25	6490	0,004	2000	0,022
	688,79	8130	0,005	4130	0,022
	764,33	8030	0,005	4000	0,012
	859,87	7500	0,005	3500	0,015
Сталь 25ХМ	22,29	2400	0,002	—	—
	44,59	3800	0,004	400	0,005
	68,88	3400	0,003	500	0,005
	114,65	4900	0,007	400	0,02
	159,24	4400	0,004	800	0,005
	175,16	4770	0,005	700	0,15
	257,96	6400	0,006	500	0,025
	700,64	5000	0,004	500	0,2
Сталь У10	257,96	7940	0,001	500	0,01
	318,47	16 000	0,002	8000	0,01
	414,01	13 730	0,003	8000	0,025
	509,55	12 170	0,0028	3000	0,025
	573,25	14 250	0,0022	5000	0,015
	705,37	40 070	0,003	30 000	0,0055
	768,54	20 290	0,0015	11 000	0,0068
	1052,81	35 610	0,003	23 009	0,0068
	1158,08	60 410	0,0035	51 000	0,015
	1473,92	36 820	0,003	28 000	0,0065

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Физическое** металловедение. Т. 2: Фазовые превращения в металлах и сплавах и сплавы с особыми физическими свойствами / под ред. Р.У. Кана и П.Т. Хаазена. Пер. с англ. М.: Металлургия, 1987. 624 с.
2. **Физическое** металловедение. Т. 3: Физико-механические свойства металлов и сплавов / под ред. Р.У. Кана и П.Т. Хаазена. Пер. с англ. М.: Металлургия, 1987. 634 с.
3. **Херцберг Р.В.** Деформация и механика разрушения конструкционных материалов. Пер. с англ. / под ред. М.Л. Бернштейна, С.П. Ефименко. М., 1989. 575 с.
4. **Криштал М.А., Жуков А.А., Кокора А.Н.** Структура и свойства сплавов, обработанных излучением лазера. М.: Металлургия, 1973. 192 с.
5. **Моделирование** теплофизических процессов импульсного лазерного воздействия на металлы / А.А. Углов, И.Ю. Смуров, А.М. Лапшин, А.Г. Гуськов. М.: Наука, 1991. 288 с.
6. **Либенсон М.Т., Яковлева Е.Б., Шандыбин Г.Д.** Взаимодействие лазерного излучения с веществом (силовая оптика). Часть II. Лазерный нагрев и разрушение материалов / под общей ред. В.П. Вейко. СПб.: СПбГУ ИТМО, 2006. 84 с.
7. **Беккерт М., Клемм Х.** Способы металлографического травления: справочник. Пер. с нем. М.: Металлургия, 1988. 400 с.
8. **Чудина О.В.** Комбинированные методы поверхностного упрочнения сталей с применением лазерного нагрева. Теория и технология. М.: МАДИ (ГТУ), 2001. 248 с.
9. **Инженерия** поверхности деталей / под ред. А.Г. Суслова. М.: Машиностроение, 2008. 320 с.



¹В.Е. Архипов, ²Т.И. Муравьева, ¹М.С. Пугачев, ²И.В. Шкалей
(¹Институт машиноведения имени А.А. Благонравова Российской академии наук, г. Москва,
²Институт проблем механики имени А.Ю. Ишлинского Российской академии наук, г. Москва)
E-mail: vearkhipov@mail.ru

Влияние технологических параметров газодинамического напыления на структурно-фазовые превращения в покрытии типа "латуни"*

Приведены результаты исследования влияния температуры напыления и коэффициента перекрытия на формирование фазового состава покрытия на основе смеси частиц Cu, Zn и Al₂O₃, нанесенного методом холодного газодинамического напыления. Методами рентгеноструктурного и рентгеноспектрального анализов показано, что при использовании коэффициента перекрытия 55 % в покрытии формируется соединение электронного типа на базе CuZn₃ (ε-фаза), массовая доля которого повышается до 11,4 % с увеличением температуры напыления. Напыление с коэффициентом перекрытия 64 % сопровождается формированием не только ε-фазы, но и соединения электронного типа на базе Cu₅Zn₈ (γ-фаза), массовая доля которого повышается до 33 % при температуре 450 °С. В процессе напыления покрытия проходит преимущественная диффузия меди в цинк; проведенные расчеты показывают высокое значение коэффициента диффузии меди — $1,56 \cdot 10^{-13} \text{ м}^2/\text{с}$.

Ключевые слова: газодинамическое напыление, покрытие, структура, фазы, диффузия, латунь.

The results of effect of deposition temperature and the overlap coefficient on the formation of the phase composition of coating based on Cu, Zn and Al₂O₃ particles mixture applied by cold gas-dynamic deposition are presented. Using X-ray diffraction and X-ray spectral analysis, it is shown that when using the 55 % overlap coefficient electron-type compound based on CuZn₃ (ε-phase) is formed in the coating, the mass fraction of which increases to 11.4 % with increase in the deposition temperature. Deposition with 64 % overlap coefficient is accompanied by the formation not only of the ε-phase, but of electron-type compound based on Cu₅Zn₈ (γ-phase), the mass fraction of which increases to 33 % at temperature of 450 °C. In the process of coating deposition, the predominant diffusion copper into zinc takes place; the calculations show high value of the diffusion coefficient copper — $1,56 \cdot 10^{-13} \text{ m}^2/\text{s}$.

Keywords: gas-dynamic deposition, coating, structure, phases, diffusion, brass.

Введение

Сплавы меди с цинком (латуни) и оловом (бронзы) широко используются в машиностроении и, в частности, для изготовления подшипников трения скольжения [1]. Газодинамическое напыление позволяет наносить на поверхность покрытия разного функционального назначения при минимальном разогреве подложки (120...150 °С),

что обеспечивает отсутствие деформации изделий при сохранении исходных механических свойств металла основы [2, 3]. В российских и зарубежных научных центрах проводятся работы по нанесению покрытий триботехнического назначения на основе частиц латуни, меди, смеси частиц меди с металлами и химическими соединениями [4—6].

Предварительные испытания покрытия меди в разных смазочных средах и в условиях масляного голодания показали перспективность газодинамического напыления для нанесения покрытий триботехнического назначения. Например, испытания покрытия меди при смазке промышленным маслом И-20 и солидолом в паре с контрте-

*Работа выполнена при частичной поддержке государственного задания, АААА-А20-120011690132-4 (микроскопические исследования).

лом из стали ШХ15, термически обработанной до твердости 58...62 HRC, выявили, что износ нанесенного слоя меди сопоставим с износом стали ШХ15 после азотирования в тлеющем разряде [3].

Результаты испытания покрытия на основе смеси частиц меди и цинка ("латуни"), нанесенного на подложку из стали 40X, в условиях сухого трения при комнатной температуре показали, что его износ в 4 раза меньше, чем у покрытия меди [7]. При этом интенсивность изнашивания контртела на порядок ниже в паре с покрытием "латуни".

Металлофизические исследования покрытия на основе смеси частиц меди и цинка выявили существенное влияние технологических параметров напыления на структуру и свойства покрытия, что может существенно влиять на триботехнические характеристики поверхности и определять область использования и эксплуатации покрытий, нанесенных газодинамическим напылением [8, 9].

Цель работы — исследование влияния технологических параметров газодинамического напыления, а именно температуры потока газа и коэффициента перекрытия, на фазовый состав покрытия на основе смеси частиц меди, цинка и оксида алюминия.

Материалы и методика исследования

Покрытие на подложку из стали 40X напыляли с использованием газодинамической установки "ДИМЕТ-404" при температуре потока воздуха 270, 360 и 450 °С, скорость перемещения сменного сопла относительно поверхности образца составляет 10 мм/с, а расстояние от среза сопла до поверхности напыления — 10 мм. При нанесении покрытия применяется механическая смесь частиц меди и цинка и оксида алюминия (Al_2O_3) в состоянии поставки марки С-01-11 с соотношением ингредиентов по массе $Cu:Zn:Al_2O_3 = 35:35:30$ %, изготовленная в Обнинском центре порошкового напыления [2].

Напыление покрытия на поверхность осуществляется за счет перемещения сопла параллельно одной из сторон образца размером 15×15 мм. В поперечном сечении нанесенный слой металла имеет форму сегмента круга, и его ширина у основания не превышает 6 мм. Поэтому напыление на всю поверхность подложки проводится при последовательном смещении образца относительно ранее нанесенного слоя металла на расстояние L и возвратно-поступательном движении сопла (рис. 1).

При проведении данного эксперимента сопло смещается на расстояние $L = 2$ мм (перекрытие $K_{пер} \approx 64$ %, см. рис. 1) и $L = 3$ мм (перекрытие

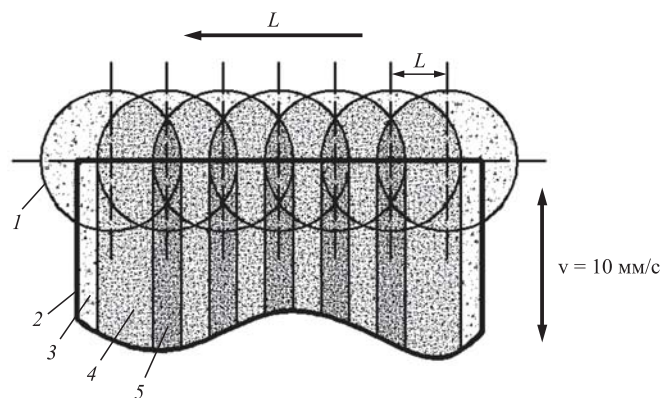


Рис. 1. Воздействие потока частиц на поверхность при смещении сопла на $L = 2$ мм:

1 — проекция сопла; 2 — образец; 3, 4, 5 — области поверхности образца, подверженные воздействию частиц 1, 2 и 3 раза соответственно

$K_{пер} \approx 55$ %). Время нанесения покрытия на всю поверхность (площадь $S = 225$ мм²) в первом случае составляет 14 с, а во втором — 12 с. Графическая оценка влияния коэффициента перекрытия на характер воздействия потока воздуха с частицами показывает, что при смещении сопла на 2 мм ($K_{пер} \approx 64$ %) существуют участки поверхности, которые дополнительно подвергаются воздействию потока воздуха и частиц во второй и третий раз (см. рис. 1, табл. 1). При смещении сопла на $L = 3$ мм ($K_{пер} \approx 55$ %) поверхность имеет более равномерную обработку; ≈ 66 % площади образца подвергается повторному воздействию частиц и нагретого воздуха (см. табл. 1).

Фазовый состав покрытий системы Cu—Zn исследовали на многофункциональном рентгеновском дифрактометре Rigaku Ultima IV с использованием $Cu K_{\alpha}$ -излучения и параллельного пучка. Параллельный пучок формировали рентгеновской оптикой в виде многослойного параболического зеркала. Дифрактограммы снимали в симметричном режиме, диапазон сканирования $2\theta = 20...120$ °, шаг 0,05 °, скорость детектора 3 °/мин.

Дифрактограммы анализировали на основе программного продукта PDXL (Rigaku) с использованием базы данных PDF-2. Количественный

Таблица 1

Характеристики процесса напыления

Смещение сопла, мм	$K_{пер}$, %	Площадь поверхности, мм ² , подвергаемая воздействию частиц, раз		
		1	2	3
2	64	20	90	112,5
3	55	74	148,5	—

анализ проводили методом Ритвельда, реализованного в пакете программ PDXL (Rigaku).

Рентгенофлуоресцентный анализ выполняли на спектрометре Rigaku Primus II с использованием в качестве источника рентгеновского излучения рентгеновской трубки с Rh-анодом, в вакууме и диапазоне элементов от Ca до U. Количественный анализ проводили после записи и расшифровки экспериментальных спектров от исследуемых образцов с помощью специального программного обеспечения фирмы Rigaku ZSX методом фундаментальных параметров SQX (без использования эталонных образцов).

Изучение структуры и элементного состава покрытия проводили на сканирующем электронном микроскопе FEI Quanta-650 с энергодисперсионным рентгеноспектральным анализатором EDAX. В исследовании использовали детектор обратно отраженных электронов, позволяющий получать изображение с контрастом по атомному номеру и визуализировать различные фазы на поверхности образцов. Источником электронов в микроскопе служит вольфрамовый катод, ускоряющее напряжение составляет 25 кВ.

Результаты исследования и их обсуждение

В сплавах меди и цинка могут образоваться шесть фаз: α -твердый раствор Zn в Cu; β' -твердый раствор электронного типа на базе соединения CuZn; γ -твердый раствор электронного типа на базе Cu_5Zn_8 ; ϵ -твердый раствор электронного типа на базе CuZn₃; η -твердый раствор Cu в Zn. При нормальной температуре применяемые на практике латуни бывают однофазными и состоят из α -твердого раствора или β' -фазы или двухфазными на основе "α" и "β" [1].

Результаты рентгеноструктурного фазового анализа покрытий показывают, что температура потока газа и расстояние, на которое смещается

сопло (коэффициент перекрытия, см. рис. 1) оказывают существенное влияние на формирование структуры и фазового состава покрытия (табл. 2).

В покрытии, нанесенном при температуре потока воздуха 270 °С, выявлены металлы (медь, цинк), оксид алюминия и твердый раствор электронного типа на базе CuZn₃ (ϵ -фаза) (см. табл. 2). Из диаграммы состояния медь—цинк видно, что ϵ - и $\epsilon + \eta$ -фазы формируются при наличии цинка в расплаве в количестве ≥ 78 % ат. [1]. Таким образом, напыление покрытия на основе механической смеси частиц металлов и корунда сопровождается даже при использовании минимальной температуры потока воздуха, процессом диффузии с формированием соединения электронного типа. Увеличение расстояния, на которое смещается сопло от 2 до 3 мм (см. рис. 1) приводит к уменьшению количества меди с 87,9 до 83,8 %, что можно объяснить увеличением массовой доли ϵ -фазы, в которую входит медь (см. табл. 2).

Формирование соединения CuZn₃ должно проходить за счет диффузии меди в цинк с получением концентрации, необходимой для его формирования. Однако многими исследованиями процессов диффузии в системе медь—цинк теоретически и практически доказано, что коэффициент диффузии цинка в медь больше коэффициента диффузии меди в цинк в несколько раз, иногда это отношение, например, вычисленное для ϵ -фазы, носит аномальный характер ($D_{Zn}:D_{Cu} = 47$) [10, 11]. В таком случае можно предположить наличие других условий, которые влияют на процесс диффузии при газодинамическом напылении покрытий.

Повышение температуры напыления до 360 °С сопровождается изменениями в фазовом составе покрытия, нанесенного на поверхность стали с использованием механической смеси частиц меди, цинка и оксида алюминия. Массовая доля меди значительно снижается (83,8 → 69,0 %), а цинка (1,3 → 12,6 %) и соединения ϵ -фазы (8,5 → 10,4 %)

Таблица 2

Фазовый анализ покрытия

T, °C	Массовая доля металлов и фаз, %							
	Cu		Zn		ϵ -фаза		γ -фаза	
	Смещение сопла, мм							
	2	3	2	3	2	3	2	3
270	87,9 ± 1,0	83,8 ± 0,8	1,44 ± 0,17	1,3 ± 0,1	5,3 ± 0,9	8,5 ± 0,9	—	—
360	62,0 ± 0,9	69,0 ± 0,7	7,9 ± 0,6	12,6 ± 0,6	7,9 ± 0,8	10,4 ± 0,5	17,0 ± 2,0	—
540	40,5 ± 0,8	56,0 ± 0,8	9,0 ± 0,6	24,0 ± 0,6	11,4 ± 0,7	12,0 ± 0,7	33,0 ± 0,2	—

увеличивается (см. табл. 2). При напылении покрытия с перекрытием 64 % ($L = 2$ мм) в структуре покрытия выявляется новая фаза — твердый раствор электронного типа на базе Cu_5Zn_8 (γ -фаза), массовая доля которого составляет 17 % (см. табл. 1). При выплавке латуни эта фаза образуется при содержании в растворе цинка в диапазоне 52...78 % ат. ($\gamma + \beta'$; γ ; $\gamma + \epsilon$) [1]. Анализируя соотношение металлов и соединений в покрытии при увеличении коэффициента перекрытия, можно отметить, что снижение содержания чистой меди от 69,0 до 62,0 % и цинка от 12,6 до 7,9 % обусловлено формированием нового интерметаллического соединения γ -фаза (Cu_5Zn_8). Массовая доля ϵ -фазы также уменьшается, что также связано с процессом диффузии меди в цинк и формированием нового интерметаллического соединения.

Диффузия описывается законами Фика, которые связывают количество диффундируемых атомов вещества (металлы, газы, жидкости) с концентрацией и временем процесса [12]. При напылении покрытия исходное соотношение компонентов в механической смеси металлов и корунда остается постоянным; скорость перемещения сопла относительно поверхности образца также не изменяется (время напыления). Содержание и соотношение металлов в покрытии при повышении температуры напыления изменяется, а именно, массовая доля меди снижается, а цинка — возрастает, что, в целом, может оказать влияние на диффузию (взаимодиффузию) компонентов и формирование новых продуктов превращения [13]. Однако структура покрытия не претерпевает изменений, так как она представляет собой чередование частичек меди

и цинка и при увеличении количества цинка изменяется только площадь контакта металлов, что может оказать влияние на количество продуктов превращения при увеличении скорости (коэффициента) диффузии (рис. 2). В структуре покрытия заметны участки светло-серого оттенка (цинк) на основе матрицы более темного оттенка (меди). Как видно из представленной структуры, у покрытия при увеличении температуры напыления от 360 до 450 °С участков светло-серого оттенка (цинка) значительно больше.

Зависимость скорости диффузии от температуры внешней среды подчиняется закону Аррениуса, в котором энергия активации процесса диффузии определяет зависимость коэффициента диффузии от температуры $D(T)$ [12].

Поэтому повышение содержания электронного соединения на базе CuZn_3 (ϵ -фазы) в составе покрытия с увеличением температуры напыления при смещении сопла на 2 мм от 5,3 до 7,9 % и смещении сопла на 3 мм от 8,5 до 10,4 % обусловлено увеличением температуры напыления. При этом рост содержания интерметаллической фазы (ϵ -фазы) в обоих вариантах газодинамического напыления отличается незначительно: 2,6 и 1,9 %.

Последующее повышение температуры напыления до 450 °С сопровождается формированием покрытия, в котором количество меди значительно снижается, а массовая доля цинка увеличивается, что обусловлено изменением содержания металлов при повышении температуры напыления [13]. Массовая доля электронных соединений на базе CuZn_3 (ϵ -фаза) и Cu_5Zn_8 (γ -фаза) увеличивается, что связано с увеличением скорости диф-

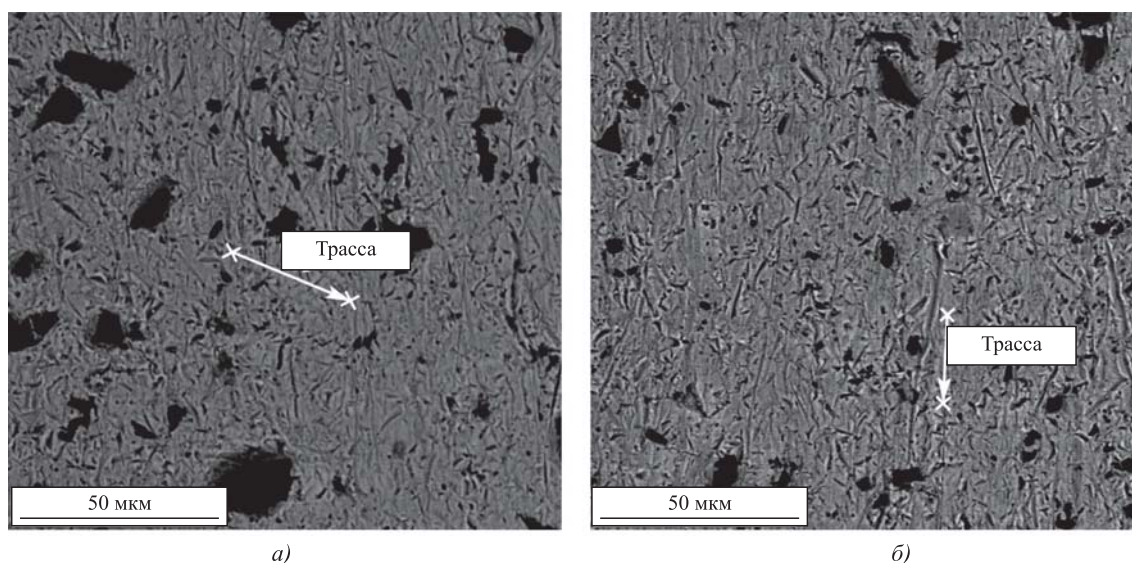


Рис. 2. Анализ химического состава участка поверхности покрытия после напыления при различных температурах: а — 360 °С; б — 450 °С (выделены области элементного анализа)

фузии при повышении температуры напыления (см. табл. 2).

Уменьшение расстояния, на которое смещается сопло (3 → 2 мм) приводит к существенному снижению содержания меди (56,0 → 40,5 %) и цинка (24,0 → 9,0 %), что связано с формированием γ -фазы в количестве 33 %. При температуре напыления 450 °С изменение расстояния, на которое смещается сопло не приводит к существенному изменению содержания ϵ -фазы (см. табл. 2).

Результаты рентгеноструктурного фазового анализа показывают, что при напылении покрытия с использованием температуры потока воздуха 360 и 450 °С и при смещении сопла на 2 мм в нанесенном слое металла образуется γ -фаза в количестве 17 и 33 % соответственно. А при смещении сопла на 3 мм и идентичных остальных параметрах напыления в нанесенном покрытии это интерметаллическое соединение отсутствует. В таком случае выявленная тенденция указывает на наличие влияния технологических параметров газодинамического напыления, а именно коэффициента перекрытия (см. рис. 1, табл. 1) на фазовый состав покрытия.

Теоретически на формирование структуры и изменения в ней при газодинамическом напылении оказывают влияние два фактора, а именно деформация частиц металлов от соударения с поверхностью и, особенно, от воздействия на них твердых частиц корунда, которая увеличивается при повышении энергии потока частиц [3] и потока нагретого воздуха. При использовании минимальной температуры в формировании структуры и свойств покрытия более значительный вклад вносит механическое воздействие потока частиц, хотя их энергия при низкой температуре меньше, чем при использовании высокой температуры газа. Хрупкие частицы при соударении с подложкой, частицами металлов и между собой разрушаются, а пластичные частицы деформируются с повышением величины микродеформаций [3].

При повышении температуры напыления скорость частиц значительно возрастает (энергия потока), что сопровождается увеличением деформации пластичных металлов. Однако за счет воздействия нагретого воздуха в нанесенном и деформированном слое металла проходят процессы возврата (отдыха), которые сопровождаются смещением атомов, вакансий и дислокаций, изменением границ, релаксацией напряжений и значительным снижением деформации [14].

В разделе методики при рассмотрении графического построения процесса напыления покрытия на поверхность при смещении сопла на 2 и 3 мм было показано существенное отличие в обработ-

ке поверхности направленным потоком воздуха и частиц. Графическая оценка вариантов обработки выявила, что в первом случае (2 мм) присутствуют области поверхности ($S \approx 50$ %), которые подверглись воздействию потока частиц в третий раз (см. рис. 1, табл. 1).

В таком случае наблюдаемый эффект увеличения интенсивности процесса диффузии с формированием электронного соединения на базе Cu_5Zn_8 (γ -фазы) может быть связан только с дополнительной обработкой поверхности потоком частиц и деформацией частиц меди. При этом деформация может изменять форму (геометрию) частицы, что должно сопровождаться смещением границ соприкосновения частиц меди и цинка, но не приводит к ускорению процесса диффузии. Но при наличии микродеформаций и напряжений их релаксация будет проходить за счет элементарных актов кооперированного смещения (скачков) атомов меди, что соответственно повлияет на коэффициент и скорость диффузии.

Кроме того, расчеты показали, что в процессе напыления температура нанесенного слоя металла в зоне непосредственного воздействия потока воздуха составляет 80...90 % от температуры струи газа, т.е. 290...320 °С и 360...405 °С при напылении покрытия при температуре 360 и 450 °С соответственно [3]. При нагреве цинка до температуры, близкой к температуре плавления (≈ 419 °С), количество вакансий значительно возрастает, что и обеспечивает более интенсивный процесс диффузии по вакансионному механизму меди в цинк. Таким образом, диффузия меди в цинк с формированием электронных соединений, присущих латуням, проходит за счет деформации медных частиц частицами корунда, формирования напряжений и микродеформаций с последующей их релаксацией за счет кооперированного смещения (скачков) атомов меди и значительного повышения вакансий в цинке.

Рентгеноспектральный анализ в покрытиях проведен по трассе, которая начинается на частице меди, далее проходит по частице цинка и оканчивается на частице меди (см. рис. 2).

Анализ распределения меди и цинка по трассе сканирования показывает наличие диффузии меди в цинк с обеих сторон частицы цинка (рис. 3, а). Из анализа полученных результатов следует, что существуют две области с разным соотношением меди и цинка; одна более значительная, где количество меди находится в диапазоне 7...10 % ат. (90...93 % ат. Zn), и менее значительная, где содержание меди составляет 18...20 % ат. (80...82 % ат. Zn). Если исходить из диаграммы состояния медь—цинк, то при таком соотношении

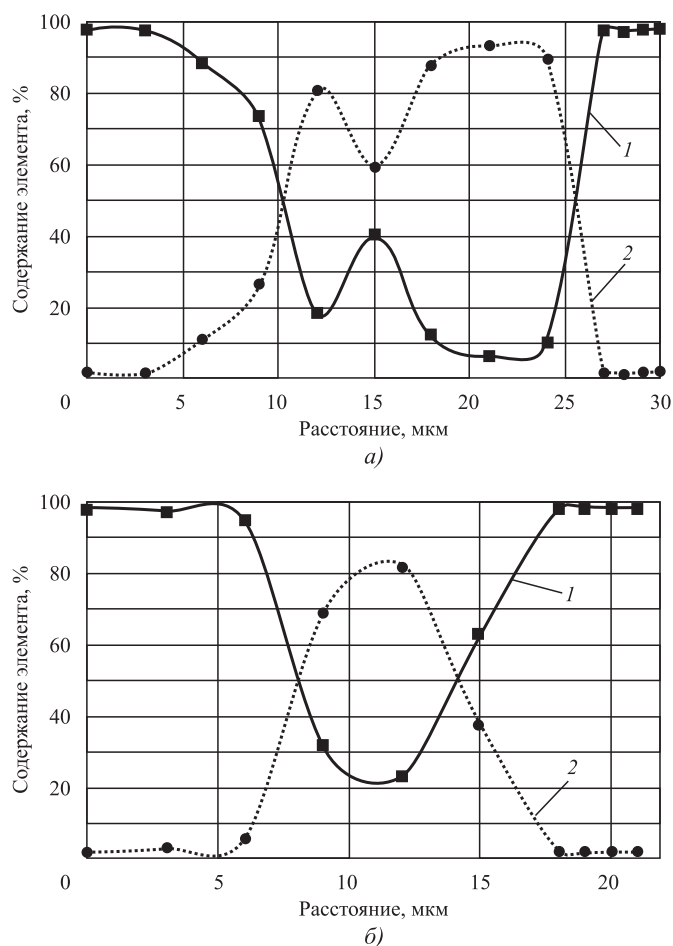


Рис. 3. Распределение меди (1) и цинка (2) в покрытии, нанесенном при различных температурах:
 а — 360 °С; б — 450 °С

меди и цинка формируется электронное соединение ϵ -фаза, что подтверждает результаты рентгеноструктурного фазового анализа (см. табл. 2). Причем в данном случае можно сказать о наличии соединения, у которого соотношение атомов цинка и меди отличается.

Повышение температуры напыления (450 °С) сопровождается формированием покрытия, в котором за счет диффузии меди в цинк формируется область с содержанием меди порядка 20 % ат., а цинка $\cong 80$ % ат. (рис. 3, б). Из диаграммы состояния медь—цинк видно, что при таком содержании компонентов формируется электронное соединение — ϵ -фаза, что подтверждает результаты рентгеноструктурного фазового анализа (см. табл. 2), т.е. повышение температуры напыления при прочих одинаковых технологических параметрах напыления ускоряет процесс диффузии меди в цинк.

При взаимной (реактивной) диффузии, измеряя глубину диффузионного слоя, можно определить коэффициент диффузии по формуле

$$D = X^2/2t,$$

где X — средняя глубина диффузионного слоя (для расчета берется половина глубины диффузионного слоя), м;

t — время диффузионного процесса, с.

Длина трассы сканирования составляет 24 мкм; участок, в котором проходит процесс диффузии меди в цинк, не превышает 14,0 мкм ($14 \cdot 10^{-6}$ м). В таком случае, если считать время непосредственного воздействия потока частиц и нагретого воздуха на покрытие при смещении сопла на 3 мм — 24 с (см. табл. 1), то коэффициент диффузии меди в цинк составляет $\approx 0,11 \cdot 10^{-13}$ м²/с.

Коэффициент диффузии из жидкого расплава цинка в медь при температуре 427 °С составляет $\approx 0,45 \cdot 10^{-13}$ м²/с. В работах [12, 13] вычислен коэффициент диффузии цинка в медь для γ -фазы при температуре 350 °С, и он равен $\approx 1,3 \cdot 10^{-13}$ м²/с. Таким образом, коэффициент диффузии меди в цинк при газодинамическом напылении покрытия больше, чем цинка в медь из расплава.

В покрытии, нанесенном газодинамическим напылением с использованием частиц меди, цинка и оксида алюминия (корунда), присутствуют фазы, которые наблюдаются в латуни при выплавке сплава с содержанием цинка более 60 % ат. [1]. Но, в то же время, в покрытии присутствуют металлы — медь и цинк, что не соответствует сплавам меди и цинка (латуням). Таким образом, покрытие, нанесенное газодинамическим напылением, нельзя назвать латунью, но с учетом присутствия фаз, характерных латуням, его можно обозначить как покрытие типа латуни.

Газодинамическое напыление позволяет за счет изменения температуры потока газа и коэффициента перекрытия получать покрытие типа "латуни" разного фазового состава.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Ефремов Б.Н.** Латуни от фазового строения к структуре и свойствам. М.: ИНФРА-М, 2016. 314 с.
2. **Димет.** Применение технологии и оборудования. Режим доступа: <http://www.dimet-r.narod.ru/> (дата обращения: 06.05.2020).
3. **Газодинамическое напыление:** структура и свойства покрытий/ В.Е. Архипов, А.Ф. Лондарский, Г.В. Москвитин, М.С. Пугачев. М.: КРАСАНД, 2017. 240 с.
4. **Shinichi Nishimura, Yukitaka Hamada.** Feasibility Study of High-Strength Brass Coatings by Cold Spray Process // Journal of the Japan Society of Powder and Powder Metallurgy. 2017. Vol. 64. Iss. 12. P. 661—666.
5. **Description of Seizure Process for Gas Dynamic Spray of Metal Powders from Non-Equilibrium Thermodynamics Standpoint / Iosif S. Gershman et al. // Entropy. 25 August 2016. 18. 315.**

6. **Kowalski M., Spencer P.J.** Thermodynamic Re-evaluation of the Cu—Zn System // *J. Phase Equil.* 2015. Vol. 14. P. 432—438.
7. **Модифицирование** поверхностей трибосопряжений напылением металлических покрытий как средство повышения их фреттингостойкости / Б.Я. Сачек, А.М. Мезрин, В.Е. Архипов, А.Ф. Лондарский // *Трение и износ.* 2018. Т. 39. № 4. С. 24—28.
8. **Зайт В.** Диффузия в металлах. Процессы обмена мест. М.: Иностранная литература, 1958. 378 с.
9. **Смитлз К. Дж.** Металлы. Справочник. М.: Металлургия, 1980. 447 с.
10. **Структурно-фазовые** превращения в покрытиях на основе частиц меди и цинка, нанесенном газодинамическим напылением / В.Е. Архипов, Т.И. Муравьева, М.С. Пугачев, О.О. Щербакова // *Металловедение и термическая обработка металлов.* 2020. № 4. С. 32—36.
11. **Структура** и свойства покрытия на основе частиц меди и цинка, нанесенного газодинамическим напылением / В.Е. Архипов, А.Ф. Лондарский, Г.В. Москвитин, М.С. Пугачев // *Вестник машиностроения.* 2020. № 3. С. 45—49.
12. **Бокштейн Б.С.** Диффузия в металлах. М.: Металлургия, 1978. 248 с.
13. **Нанесение** покрытия латуни методом газодинамического напыления / В.Е. Архипов, Т.И. Муравьева, М.С. Пугачев, О.О. Щербакова // *ФИХОМ.* 2020. № 2. С. 18—25.
14. **Гуляев А.П.** *Металловедение.* М.: Металлургия, 1986, 566 с.

УДК 621.793.1

DOI: 10.36652/1813-1336-2020-16-12-560-568

М.А. Волосова, С.В. Федоров, М.А. Мосянов
(Московский государственный технологический университет "СТАНКИН")
E-mail: m.volosova@stankin.ru

Влияние архитектуры DLC-покрытий, полученных плазмохимическим осаждением, на износостойкость концевых фрез при обработке алюминиевого сплава и конструкционной стали*

Установлена функциональная роль формирования вакуумно-дуговым испарением адгезионного подслоя на основе (CrAlSi)N непосредственно перед нанесением наружной DLC-пленки посредством PECVD-технологии в присутствии многокомпонентной газовой смеси, содержащей тетраметилсилан. Показана степень влияния адгезионного подслоя на важные физико-механические и структурные характеристики DLC-покрытий (твердость, модуль упругости, коэффициент пластичности и др.). Проведена количественная оценка влияния однослойных DLC-покрытий и двухслойных (CrAlSi)N/DLC-покрытий на интенсивность изнашивания концевых фрез в процессе обработки алюминиевого сплава типа Д16Т и низкоуглеродистой стали типа 40Х.

Ключевые слова: алмазоподобные покрытия, нитридный подслоя, индекс пластичности, прочность адгезионной связи, концевые фрезы, твердый сплав, износостойкость, алюминиевые сплавы, конструкционные стали.

Functional role of formation by vacuum-arc evaporation of adhesive sublayer on the basis of (CrAlSi)N immediately before application of external DLC-film by PECVD-technology in the presence of multi-component gas mixture containing tetramethylsilane is determined. The efficiency of adhesive sublayer on important physical-mechanical and structural characteristics of DLC-coatings (hardness, modulus of elasticity, coefficient of plasticity, etc.) is shown. Quantitative estimation of effect of single-layer DLC-coatings and two-layer (CrAlSi)N/DLC-coatings on wear resistance intensity of end mills during processing of D16T aluminum alloy and 40Kh low-carbon steel is performed.

Keywords: diamond-like coatings, nitride sublayer, plasticity index, adhesion bond strength, end mills, hard alloy, wear resistance, aluminum alloys, construction steels.

Введение

Сегодня в машиностроении имеется ряд технологических задач, связанных с повышением

эффективности обработки различных конструкционных материалов, из которых изготавливаются ответственные элементы деталей машин и различных механизмов. Практика показывает, что концевые фрезы являются наиболее востребованным и универсальным инструментом для обработки широкого класса металлов, сплавов и неметаллических материалов. Нанесение на ра-

*Исследования выполнены при финансовой поддержке Российского научного фонда (грант номер № 18-19-00599).

бочие поверхности концевых фрез износостойких покрытий толщиной до 6 мкм позволяет придать им характеристики, необходимые для конкретных условий обработки, и гарантировать, что покрытие эффективно дополнит физико-механические свойства подложки из инструментального материала и вместе они будут обладать повышенной износостойкостью в процессе резания [1, 2]. Среди многочисленных покрытий отдельную группу и особый интерес представляют собой тонкопленочные алмазоподобные (DLC) покрытия. Благодаря их прекрасным антифрикционным свойствам и хорошему сопротивлению абразивному изнашиванию эти покрытия успешно применяются в металлообработке в качестве поверхностной защиты режущего инструмента из быстрорежущих сталей и твердых сплавов [3, 4]. Современные технологии осаждения DLC-покрытий обеспечивают формирование пленок с различным соотношением между sp^3 - (алмазных) и sp^2 - (графитоподобных) гибридизаций, объединенных в аморфную структуру. От вида связей, которые удерживают атомы углерода, зависят свойства сформированного покрытия.

Чем выше доля sp^3 -связей, тем ближе свойства такого материала к алмазу — повышаются его твердость, сопротивление абразивному изнашиванию и др. В свою очередь, чем больше содержание sp^2 -связей, тем ближе по свойствам материал приближается к графиту — снижаются его твердость и сопротивление износу при температурах резания [5, 6].

DLC-покрытия имеют специфические особенности — с увеличением толщины пленки заметно повышается уровень остаточных напряжений, снижается прочность ее адгезионной связи с подложкой и, как следствие, покрытие недостаточно эффективно сопротивляется нагрузкам, действующим в процессе резания материалов (особенно циклическим нагрузкам при прерывистом резании, разновидностью которого является фрезерование). Имеется еще одна особенность — вследствие скачкообразного изменения модуля упругости слоя покрытия и поверхностного слоя инструментального материала на границе их раздела возникают значительные касательные напряжения, которые могут привести к отслоению покрытия в процессе резания. Поэтому для снижения технологических напряжений на границе раздела и обеспечения повышенной прочности адгезионной связи покрытия и инструмента необходимо обеспечить как можно более близкие характеристики модуля упругости указанных материалов. Чтобы минимизировать описанные выше проблемы при создании DLC-покрытий используют разнообразные технологические под-

ходы — проводят их легирование различными элементами и соединениями (кремний, вольфрам и др.), а также формируют адгезионные подслои (промежуточные покрытия) [7, 8].

Цель работы — комплексное изучение эффекта от формирования вакуумно-дуговым испарением на твердосплавных концевых фрезах подслоя (CrAlSi)N перед нанесением наружной DLC-пленки посредством PECVD-технологии в присутствии многокомпонентной газовой смеси, содержащей тетраметилсилан, и установить степень влияния адгезионного подслоя на важные характеристики DLC-покрытия, а также износостойкость инструмента при фрезеровании алюминиевого сплава и конструкционной низкоуглеродистой стали, имеющих существенные различия в физико-механических свойствах и в коэффициентах обрабатываемости резанием.

Методика исследований и используемое оборудование

Для достижения поставленной цели в работе наносили два вида покрытий: 1) двухслойные покрытия, состоящие из адгезионного подслоя (CrAlSi)N и наружного DLC-слоя; 2) однослойные DLC-покрытия. Для этого использовали оригинальную технологическую установку серии P1311 компании PLATIT, позволяющую в едином цикле последовательно наносить адгезионный подслои посредством вакуумно-дугового испарения материалов катодов (Arc-PVD-процесс) и наружный DLC-слой плазмохимическим газофазным осаждением в плазме тлеющего разряда посредством химической реакции и разложения компонентов газовой смеси (PECVD-процесс). На рис. 1 представлены принципиальные схемы сопряжения катодов и каналов системы газонапуска установки при формировании различных слоев покрытия.

Укрупненно последовательность действий при нанесении покрытия предусматривает выполнение следующих процедур:

загрузка образцов осевого инструмента в камеру установки и размещение их на рабочем столе в специальных приспособлениях;

подача на катод из хрома тока 120 А, а на катод из силумина тока 75 А;

подача на держатель инструмента отрицательного потенциала 400 В;

зажигание между катодами несамостоятельного газового разряда;

предварительная очистка образцов ионами аргона с энергией 500 эВ при давлении 1 Па в несамостоятельном газовом разряде;

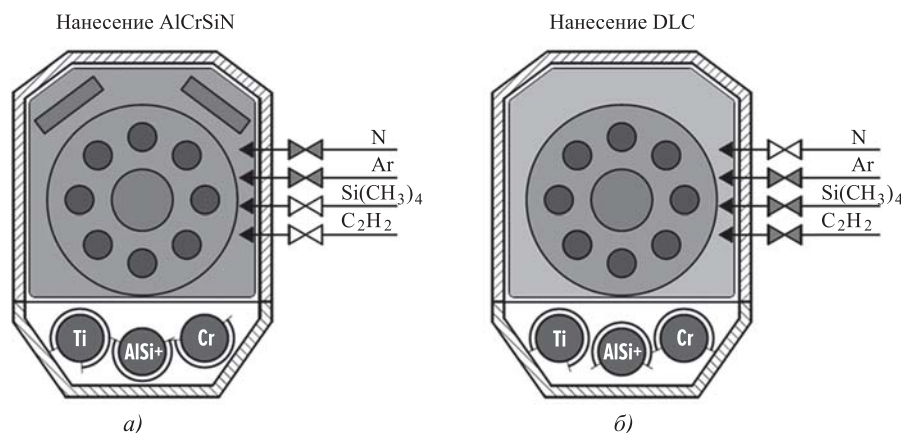


Рис. 1. Принципиальная схема сопряжения функциональных узлов (катодов и каналов системы газонапуска) технологической установки при формировании адгезионного подслоя (а) и наружного алмазоподобного слоя (б)

в течение 25...30 мин формирование подслоя (CrAlSi)N из двух цилиндрических катодов в газовой смеси азота и аргона (90 % N; 10 % Ar) при давлении 1,5 Па (рис. 1, а);

в течение 2,8...3,0 ч осаждение алмазоподобного конденсата с использованием плазмы тлеющего разряда из газовой смеси 90 % C₂H₂, 8 % Ar и 2 % Si(CH₃)₄ (рис. 1, б);

охлаждение инструмента, его выгрузка из камеры и последующие исследования и испытания.

Для анализа архитектуры DLC-покрытий, осажденных по описанной выше технологии, использовали сканирующий электронный микроскоп VEGA3 LMN компании Tescan. Исследования химического и электронного состояния атомов углерода на поверхности образцов с DLC-покрытиями проводили методом рентгеновской фотоэлектронной спектроскопии (РФЭС) на рентгеновском спектрометре K-ALPHA компании Thermo Scientific. Для оценки поверхностной твердости и модуля упругости была использована методика наноиндентирования алмазным индентором Берковича на приборе Nano Hardness Tester компании CSEM instruments, оснащенный специализированным программным обеспечением, работающим на основе алгоритма Oliver W.C. and Pharr G.M. Для количественной оценки прочности адгезионной связи DLC-покрытий с твердосплавными подложками использовали систему Micro Scratch Tester компании CSEM, реализующую метод скретч-тестирования индентором в виде алмазного конуса (угол при вершине 120 ° и радиус вершины 100 мкм) с переменной нагрузкой от 1 до 30 Н.

Испытание устойчивости поверхностного слоя образцов с DLC-покрытиями к абразивному износу осуществляли на приборе CALOTEST компании CSM Instruments. Принцип испытаний заключался

в том, что вращающаяся сфера располагалась на испытуемом образце и действовала с заранее выбранной нагрузкой 20 Н, которую контролировали специальным датчиком. В зону испытаний подавали абразивную суспензию на водной основе и ее твердые частицы в зоне контакта сферы с образцом с покрытием приводили к истиранию поверхностного участка и образованию лунки износа.

В качестве режущего инструмента для проведения экспериментальных исследований использовали трехзубые (для

обработки алюминиевого сплава типа Д16Т) и пятизубые (для обработки конструкционной стали типа 40Х) концевые фрезы диаметром 6 мм, изготовленные из вольфрам-кобальтового твердого сплава (90 % WC; 10 % Co) с твердостью 92,1 HRA и плотностью 14,50 г/см³. Стойкостные испытания концевых фрез выполнялись на токарно-фрезерном обрабатывающем центре CTX beta 1250 TC компании DMG на следующих режимах резания:

для алюминиевого сплава — скорость резания 188,4 м/мин, скорость подачи 2000 мм/мин, подача 0,068 мм/зуб, ширина фрезерования 2 мм, глубина фрезерования 0,5 мм;

для конструкционной стали — скорость резания 188,4 м/мин, скорость подачи 750 мм/мин, подача 0,015 мм/зуб, ширина фрезерования 2 мм, глубина фрезерования 0,2 мм.

За критерий потери работоспособности концевых был принят предельный размер фаски износа по задней поверхности — 0,4 мм.

Результаты экспериментальных исследований

На рис. 2 (см. обложку) представлены SEM-изображения текстуры поверхности DLC-покрытия (при увеличении ×10 000) и поперечных шлифов твердосплавных образцов с однослойным и двухслойным DLC-покрытиями (×25 000). Представленные фотографии дают общее представление об архитектуре исследуемых покрытий. Толщина сформированного адгезионного подслоя (CrAlSi)N составила (1,4 ± 0,15) мкм, а толщина наружного DLC-слоя — (2,6 ± 0,2) мкм.

В табл. 1 представлены данные обработки и расшифровки результатов РФЭС-анализа двух типов образцов с DLC-покрытиями — без подслоя и с подслоем (CrAlSi)N. Видно, что для обоих

Результаты программной расшифровки РФЭС-анализа: состав и энергетические характеристики пиков DLC-покрытия

РФЭС-пик	Начальное значение энергии связи при измерениях, эВ	Значение энергетического пика, эВ	Конечное значение энергии связи при измерениях, эВ	Ширина пика на половине высоты, эВ	Массовая доля компонента, %
<i>Без подслоя</i>					
C1s sp ² (графит)	297,98	284,5	279,18	1,1	16,03
C1s sp ³ (алмаз)		285,3		1,3	47,92
C1s C = O		286,5		2,4	13,97
C1s C-O		286,1		2,5	10,58
O1s C-O	545,08	533,5	525,08	1,9	4,96
O1s C = O		531,2		1,6	4,03
Si2p3 Si, Si-N, Si-C	110,08	101	95,08	2,7	2,51
<i>С подслоем (CrAlSi)N</i>					
C1s sp ² (графит)	297,98	284,3	279,18	1,0	15,24
C1s sp ³ (алмаз)		284,9		1,2	51,22
C1s C = O		286,5		2,4	10,35
C1s C-O		286,1		2,5	7,58
O1s C-O	545,08	533,4	525,08	1,9	4,46
O1s C = O		531,8		1,6	4,18
O1s SiO ₂		532,5		1,5	2,95
Si2p3 Si, Si-N, Si-C	110,08	100,4	95,08	2,8	4,02

покрытий наблюдаются очень близкие значения энергий связи компонентов покрытия. Спектры энергии электронов основного пика покрытия (C1s) свидетельствуют о том, что в исследуемых DLC-покрытиях преобладают химические связи между атомами углерода с энергией связи около 284...285 эВ, представляющие sp²- и sp³-гибридизированные состояния. Процентное содержание в покрытиях алмазной составляющей (sp³-гибридизации) для образца с DLC-покрытием без подслоя составляет 47 %, а для образца с подслоем — 51 %. Также очень близкие значения имела доля присутствующей в покрытиях графитоподобной гибридизации углерода (sp²) — 16 и 15 % соответственно. Кроме того, в основном пике покрытия C1s проведенный анализ обнаружил наличие различных примесей и загрязнений, что является характерным для DLC-пленок. Доля указанных компонентов для образца с DLC-покрытием без подслоя составляет 24 %, а для образца с подслоем — 17 %.

Анализ DLC-пленок выявил присутствие различных форм кислорода с повышенными значениями энергии связи (пик O1s) — 531,8 и 533,5 эВ. Оба исследуемых образца содержат кислород в виде поверхностных адсорбированных групп, а доля кислородной компоненты примерно одинакова и составляет порядка 9 %. Единственным отличием является то, что в DLC-пленке, осажденной на подслое (CrAlSi)N, в основном кислородном пике O1s была выявлена еще одна составляющая, идентифицируемая как диоксид кремния SiO₂, доля которого составляет немногим менее 3 %. При исследовании поверхности образцов также был выявлен фотоэлектронный пик кремния Si2p3. Доля идентифицированных соединений кремния (типа Si, Si-N, Si-C) для исследованных образцов была практически идентична и составила 2,5...3,0 %.

В табл. 2 представлены результаты измерения твердости по шкале Мартенса, характеризующей как упругие, так и пластические свойства образ-

Физико-механические характеристики DLC-покрытий, осажденных на образцы из твердого сплава

Исследуемый образец	Прикладываемая нагрузка при наноиндентировании, мН	Глубина проникновения, нм	Твердость по Мартенсу, ГПа	Модуль упругости E , ГПа	Индекс пластичности H/E
Твердый сплав/DLC	1,0	90	33 ± 3	292 ± 8	0,113
Твердый сплав/(CrAlSi)N/DLC			34 ± 2	285 ± 10	0,119
Твердый сплав/DLC	4,0	380	25 ± 2	242 ± 7	0,10
Твердый сплав/(CrAlSi)N/DLC			26 ± 3	201 ± 8	0,129

цов с DLC-покрытиями. Как следует из полученных экспериментальных данных, с повышением прикладываемой нагрузки и, соответственно, с увеличением глубины проникновения индентора, твердость поверхностного слоя уменьшается. В пределах одной нагрузки (1,0 мН) твердость образцов с покрытиями изменяется от 32 до 38 ГПа, а при нагрузке 4,0 мН — от 23 до 29 ГПа соответственно. При этом значение микротвердости практически идентично для образцов с DLC-покрытиями без подслоя и с подслоем (CrAlSi)N.

Другой характер изменения наблюдается при оценке модуля упругости. Если при нагрузке 1,0 мН модуль упругости образцов двух типов имел близкие значения — 284...300 ГПа для образцов с DLC-покрытием без подслоя и 275...295 ГПа для образцов с (CrAlSi)N/DLC-покрытием, то при увеличении нагрузки до 4,0 мН наблюдались существенные различия — 235...239 и 193...209 ГПа соответственно. Данные табл. 2 также дают представление об индексе пластичности исследуемых образцов с покрытиями. При прикладываемой нагрузке 1,0 мН индекс пластичности образцов очень близок и составляет 0,113 для образцов без подслоя и 0,119 для образцов с (CrAlSi)N/DLC-покрытием, а при четырехкратном увеличении нагрузки до 4,0 мН различия весьма ощутимы — 0,10 и 0,129 соответственно.

На рис. 3 (см. обложку) продемонстрированы оптические изображения треков перемещений индентора по поверхности образцов из твердого сплава с DLC-покрытиями и соответствующие им нагрузки от 1 до 30 Н, полученные в результате проведения скретч-тестирования. Представленные данные дают возможность количественно оценить значение критических нагрузок, при которых происходит отрыв покрытий от твердосплавной подложки и на каком участке пути перемещения индентора это произошло. Датчики акустической эмиссии позволили зарегистрировать пиковые нагрузки, свидетельствующие

о начале проникновения индентора в покрытие (P1), начале появления первой трещины (P2), отслаивании локальных участков покрытия от подложки (P3) и критическую (разрушающую) нагрузку (P4). Видно, что для образцов с (CrAlSi)N/DLC-покрытием пиковые нагрузки смещены вправо, в частности критическая нагрузка P4 соответствует существенно большим силам (порядка 23 Н), в то время как для образца с DLC-покрытием без подслоя критическая нагрузка соответствует силе, равной 12 Н. Необходимо отметить, что для исключения ошибочных результатов экспериментов и последующих ошибочных выводов скретч-тестированию были подвергнуты по пять образцов каждого вида DLC-покрытий, при этом разброс значений составил ± 2 Н.

На рис. 4 (см. обложку) представлены двухмерные оптические изображения лунок износа на поверхности образцов из твердого сплава после силового воздействия на них в течение 5 мин вращающейся сферы в условиях присутствия в зоне контакта абразивной суспензии. При измерении линейных размеров (X и Y) участка материала, который претерпел истирание, можно судить о количественном значении износа и впоследствии сделать вывод об устойчивости твердосплавных образцов к абразивному истиранию. Приведенные результаты демонстрируют выраженные различия для трех видов образцов — без покрытия (рис. 4, а), с DLC-покрытием (рис. 4, б) и с (CrAlSi)N/DLC-покрытием (рис. 4, в). Имеются отличия в форме сформировавшейся лунки износа и в ее линейных размерах. Для образца из твердого сплава без покрытия изношенный участок поверхности имеет неправильную форму с размерами (X и Y) $0,9 \times 0,6$ мм. Для образцов с DLC- и (CrAlSi)N/DLC-покрытиями изношенные участки имеют форму сферообразных выемок с размерами $0,6 \times 0,55$ мм и $0,4 \times 0,4$ мм соответственно.

На рис. 5 представлены экспериментально полученные зависимости величины фаски износа

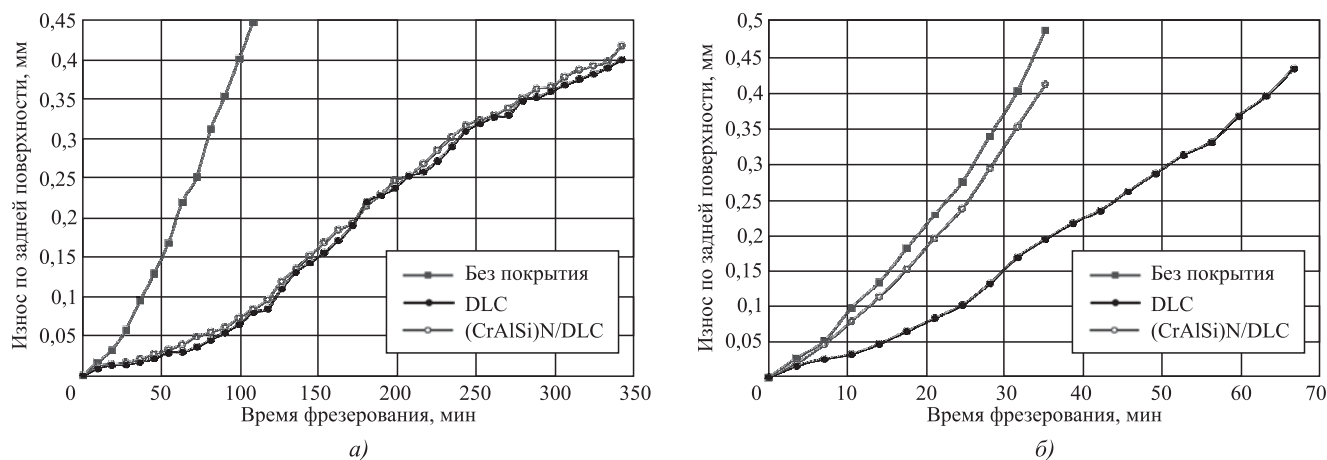


Рис. 5. Зависимости величины фаски износа по задней поверхности концевых фрез от времени фрезерования при обработке алюминиевого сплава (а) и конструкционной стали (б) концевыми фрезами с различными покрытиями

по задней поверхности концевых фрез от времени фрезерования алюминиевого сплава типа Д16Т и конструкционной стали типа 40Х без покрытия, с DLC-покрытием и (CrAlSi)N/DLC-покрытием.

Приведенные данные (см. рис. 5, а) демонстрируют ярко выраженное положительное влияние DLC-покрытий на стойкость трехзубых фрез (до достижения предельного значения износа 0,4 мм) при обработке алюминиевого сплава. Развитие фаски износа по задней поверхности благодаря нанесению покрытия многократно замедляется — если стойкость инструмента без покрытия составила 99 мин, то стойкость инструмента с DLC-покрытием — 342 мин. Таким образом, стойкость фрезы с DLC-покрытием в 3,45 раза выше стойкости фрезы без покрытия при обработке алюминиевого сплава. Обращает на себя внимание интересный факт — нанесение подслоя (CrAlSi)N перед формированием DLC-покрытия не оказывает видимого влияния на интенсивность изнашивания фрезы в процессе эксплуатации.

При анализе зависимостей развития износа по задней поверхности фрез во времени при обработке конструкционной стали заметны существенные различия в интенсивности изнашивания инструмента по сравнению с фрезерованием алюминиевого сплава. Как видно из экспериментальных данных, представленных на рис. 5, б, в процессе обработки конструкционной стали происходит достаточно интенсивный износ пятизубых концевых фрез без покрытия — время работы до отказа (до достижения предельного значения износа 0,4 мм) составляет немногим более 30 мин. При этом нанесение на фрезу однослойного DLC-покрытия мало влияет на интенсивность изнашивания инструмента и лишь незначительно увеличивает его стойкость (не более чем на 4 мин). Анализ раз-

вития износа у концевых фрез после нанесения подслоя (CrAlSi)N в сочетании с формированием DLC-покрытия показывает определенное влияние на интенсивность изнашивания инструмента при фрезеровании конструкционной стали. Стойкость концевых фрез с (CrAlSi)N/DLC-покрытием составила 64 мин, что в 2,0 раза выше соответствующего показателя для инструмента без покрытия (32 мин) и 1,8 раза выше инструмента с однослойным DLC покрытием (35 мин).

Обсуждение результатов исследования

Результаты проведенного РФЭС-анализа дают возможность получить представление о химическом составе и электронном состоянии атомов на поверхности сформированных DLC-покрытий. Из данных табл. 1 видно, что DLC-покрытия двух исследованных типов (без подслоя и с подслоем (CrAlSi)N) имеют очень близкое соотношение компонентов и приблизительно на 64...66 % состоят из атомов углерода, имеющих различную гибридизацию валентных электронов, а соотношения sp^3/sp^2 у этих покрытий также схожи и составляют 3,0 и 3,4 соответственно. Поскольку объемные доли выявленных соединений на основе кремния на поверхности DLC- и (CrAlSi)N/DLC-покрытий были очень близки, то с учетом погрешности анализа можно заключить, что протекающие при температурных режимах PECVD-технологии физико-химические процессы не приводят к интенсивной химической адсорбции, объемному перемешиванию и образованию новых фаз в формируемой DLC-пленке. Также на это указывает отсутствие на поверхности DLC-покрытий соединений на основе вольфрама (ос-

нового компонента твердого сплава), хрома и алюминия (компонентов подслоя на основе CrAlSi), а присутствующие соединения кремния у двух покрытий, очевидно, являются результатом разрядной деструкции тетраметилсилана, присутствующим в газовой смеси. Таким образом, химический состав и электронное состояние атомов формируемого DLC-покрытия не зависят от химического состава и свойств подложки, на которую оно осаждается, а определяется стратегией и параметрами реализации PECVD-технологии. В то же время физико-механические характеристики и прочность адгезионной связи формируемого DLC-покрытия, напротив, очень сильно зависят от свойств подложки, на которую они осаждаются. Поэтому очень близкие по химическому составу и электронному состоянию атомов DLC-пленки могут иметь сильно различающиеся значения физико-механических характеристик, в частности модуля упругости (см. табл. 2).

Измеренные наноиндентированием значения твердости по шкале Мартенса были очень близкими для всех исследуемых образцов с DLC-покрытиями (без подслоя и с подслоем (CrAlSi)N). В отношении количественных значений модуля упругости образцов из твердого сплава с различными покрытиями были установлены интересные закономерности. Рассчитанные при наноиндентировании и приведенные в табл. 2 данные о модуле упругости E образцов по сути характеризуют степень жесткости поверхностного слоя материала инструмента, его способность упруго деформироваться при внешнем нагружении. Известно, что чем ниже модуль упругости, тем материал менее жесткий с невысокой деформационной устойчивостью, но при этом менее хрупкий и более пластичный. Анализ полученных данных позволяет предположить, что имеются области, в которых наблюдается различный характер изменения свойств покрытия. Например, при внедрении индентора на глубину 90...100 нм свойства DLC-покрытий определяются характеристиками поверхности. В случае внедрения индентора на глубину 380 нм и более, свойства DLC-покрытий во многом зависят от состояния и свойств подложки и, безусловно, от напряжений на границе раздела подложка — покрытие.

Твердость и модуль упругости нельзя рассматривать в отдельности, так как это взаимосвязанные показатели, а их соотношение H/E несет информацию о важной характеристике — индексе пластичности. Высокое значение индекса пластичности обеспечивает повышенный ресурс работы в условиях циклических нагрузок, харак-

терных для фрезерования, а близость значений модулей упругости покрытия и подложки способствует снижению технологических напряжений на поверхности раздела и повышению адгезионной прочности. Авторитетные исследования свидетельствуют, что соотношение $H/E = 0,15$ характеризует "идеальную упругость" покрытия. В настоящем исследовании этот показатель при нагрузке 1,0 мН был схожим для DLC- и (CrAlSi)N/DLC-покрытий. При испытаниях с четырехкратным увеличением нагрузки сразу обозначилось влияние свойств подложки с предварительно сформированным подслоем (CrAlSi)N — индекс пластичности составил почти 0,13, в то время как для однослойного DLC-покрытия этот показатель был на уровне 0,1.

Логичным представляется объяснение, что именно более высокая пластичность поверхностного слоя (покрытия) образцов и менее напряженное состояние на границе раздела подложка—покрытие оказали ключевое влияние на установленную впоследствии более высокую прочность адгезионной связи DLC-покрытия, осажденного на твердосплавную подложку с предварительно сформированным подслоем (CrAlSi)N. Снижая модуль упругости покрытия, можно уменьшить значения максимальных касательных напряжений, воздействие которых приводит к отслоению покрытия, позволяет увеличить его сопротивление действующим нагрузкам [9]. Не случайно приведенные на рис. 3 экспериментальные данные продемонстрировали, что отслаивание локальных участков покрытия от подложки и особенно отрыв покрытия от образца с однослойным DLC-покрытием, имеющего больший модуль упругости, происходят при существенно меньшем среднем усилии.

Представленные на рис. 4 изображения дают возможность оценить площадь поверхности, изношенной при внешнем абразивном воздействии, по которой можно судить об интенсивности изнашивания. Интенсивность изнашивания твердого сплава с (CrAlSi)N/DLC-покрытием в 2,4 раза ниже, чем у образцов без покрытия и в 1,5 раза ниже, чем у образцов с однослойным DLC-покрытием. Учитывая, что значения твердости, являющейся основным свойством, обеспечивающим сопротивление абразивному истиранию, для двух различных покрытий имеют очень близкие значения (см. табл. 2), такие разные результаты можно объяснить следующим. Во-первых, это уже обсужденная выше более высокая прочность адгезионной связи покрытия (CrAlSi)N/DLC с подложкой. Во-вторых, после истирания наружного DLC-слоя, нитридный подслоем некоторое время

может продолжать функционировать и выполнять защитные функции. Кроме того, общая толщина (CrAlSi)N/DLC-покрытия 4 мкм, а толщина однослойного DLC-покрытия составляет 2,6 мкм, что также влияет на интенсивность абразивного изнашивания.

То обстоятельство, что при обработке алюминиевого сплава нанесение однослойного DLC-покрытия многократно увеличило стойкость концевой фрезы, а нанесение подслоя (CrAlSi)N никак не способствовало дополнительному увеличению стойкости инструмента с DLC-покрытием (см. рис. 5, а) объясняется следующим. Главная задача покрытия при обработке сплавов на основе алюминия это снижение фрикционного взаимодействия на контактных площадках фрезы, так как механизм изнашивания инструмента связан с активным циклическим налипанием алюминиевых частиц. Отрыв частиц от поверхности контакта инструмента и заготовки сопровождается вырывом микрообъемов инструментального материала с рабочих поверхностей фрезы, которые уносятся из зоны резания сходящей стружкой, но их значительная доля налипает на противоположную поверхность детали, снижая качество обработанной поверхности. Поэтому благодаря наружному DLC-покрытию, имеющему прекрасные антифрикционные характеристики, происходит снижение фрикционного взаимодействия на контактных площадках фрезы и развитие фаски износа по задней поверхности многократно замедляется. Силовые нагрузки при фрезеровании алюминиевого сплава таковы, что покрытие на режущем инструменте работает в достаточно благоприятных условиях и судя по экспериментальным данным нет необходимости под наружным DLC-покрытием формировать подслоя (CrAlSi)N, влияя тем самым на сопротивление покрытия упругопластическим деформациям.

Анализ экспериментальных данных (см. рис. 5, б), полученных при обработке конструкционной стали, позволяет сделать другие выводы. Это неудивительно с учетом того, что максимальные значения сил резания, возникающих при обработке конструкционных сталей, могут в 4 раза превышать соответствующие значения силовых параметров при обработке алюминиевых сплавов. Судя по экспериментально полученным зависимостям износа инструмента от времени работы, наружное DLC-покрытие достаточно быстро перестает выполнять защитные функции и условия контактного взаимодействия на передней и задней поверхностях инструмента схожи с теми, которые имеют место при эксплуатации концевых

фрез без покрытий. Роль подслоя (CrAlSi)N в условиях воздействия теплосиловых нагрузок при фрезеровании стали проявляется в том, что для функционирования наружного DLC-покрытия создаются более благоприятные условия, повышается его прочность адгезионной связи с инструментальным материалом, снижается уровень напряжений в покрытии и оно способно более продолжительное время сопротивляться действующим теплосиловым нагрузкам. Кроме того, даже после истирания наружного DLC-слоя нитридный подслоя может действовать как износостойкое покрытие, замедляя интенсивность изнашивания. Следствием описанных процессов является повышение сопротивления покрытия (CrAlSi)N/DLC действующим нагрузкам и обеспечение увеличения до 2 раз износостойкости концевых фрез по сравнению с инструментом без покрытия при фрезеровании стали и в 1,8 раза по сравнению с фрезами с однослойным DLC-покрытием.

Выводы

Проведенные экспериментальные исследования позволяют сделать следующие выводы, которые можно использовать для дальнейшего развития исследований в области разработки DLC-покрытия для нужд инструментального производства:

— объемная доля алмазной гибридации в DLC-покрытиях, формируемых посредством PECVD-технологии в газовой среде, содержащей тетраметилсилан, составляет порядка 50 % и не зависит от свойств и химического состава подложки, так как протекающие физико-химические процессы не приводят к интенсивной химической адсорбции и образованию новых фаз в формируемой DLC-пленке;

— твердость и модуль упругости DLC-покрытия, напротив, очень сильно зависят от свойств подложки на которую они осаждаются. Очень близкие по химическому составу и электронному состоянию атомов DLC-пленки могут иметь сильно различающиеся значения физико-механических характеристик, в частности, модуля упругости. Формирование промежуточного подслоя (CrAlSi)N оказывает значительное влияние на способность DLC-покрытия сопротивляться упругопластическим деформациям;

— более высокая пластичность (CrAlSi)N/DLC-покрытия и менее напряженное состояние на границе раздела "подложка — покрытие" оказали ключевое влияние на повышение прочности адгезионной связи покрытия с подложкой в сравнении с однослойным DLC-покрытием.

Отрыв покрытия от образца с однослойным DLC-покрытием, имеющего меньшую пластичность (большой модуль упругости), происходит при существенно меньшей нагрузке. При этом интенсивность изнашивания в условиях воздействия абразивных частиц у таких образцов также более высокая;

— при фрезеровании алюминиевого сплава нанесение однослойного DLC-покрытия многократно (в 3,45 раза) увеличивает стойкость концевых фрез, в то время как нанесение подслоя (CrAlSi)N никак не способствует дополнительному увеличению стойкости инструмента с DLC-покрытием;

— при фрезеровании конструкционной стали однослойное DLC-покрытие очень быстро перестает выполнять защитные функции и условия контактного взаимодействия на передней и задней поверхностях инструмента приближаются к тем, которые имеют место при эксплуатации концевых фрез без покрытий. Благодаря формированию адгезионного слоя (CrAlSi)N под DLC-покрытием обеспечено увеличение стойкости концевых фрез до 2 раз.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Триботехнические** характеристики (TiZrHfVNbTa) N покрытий, полученных методом вакуумно-дугового осаждения / С.Н. Григорьев, О.В. Соболев, В.М. Береснев и др. // Трение и износ. 2014. Т. 35. № 5. С. 539—545.

2. **Кузин В.В., Григорьев С.Н., Федоров М.Ю.** Роль теплового фактора в механизме износа керамических инструментов. Часть 2. Микроуровень // Трение и износ. 2015. Т. 36. № 1. С. 50—55.

3. **Robertson J.** Diamond-like amorphous carbon. Mater. Sci. Eng. R Rep. 2002. 37. P. 129—281.

4. **Свойства** тонких пленок оксида вольфрама, формируемых методами ионно-плазменного и лазерного осаждения для детектора водорода на основе структуры MOSIC / В.Ю. Фоминский, С.Н. Григорьев, Р.И. Романов и др. // Физика и техника полупроводников. 2012. Т. 46. № 3. С. 416—424.

5. **Влияние** тепловых нагрузок на напряженно-деформированное состояние режущих пластин из керамики на основе оксида алюминия / С.Н. Григорьев, В.В. Кузин, Д. Буртон, А.Д. Батако // Вестник машиностроения. 2012. № 5. С. 68—71.

6. **Martinez-Martinez D., De Hosson J.Th.M.** On the deposition and properties of DLC protective coatings on elastomers: a critical review, Surf. Coat. Technol. 2014. 258. 677—690.

7. **Григорьев С.Н., Кузин В.В., Волосова М.А.** Напряженно-деформированное состояние инструментов из нитридной керамики с покрытием // Вестник машиностроения. 2012. № 6. С. 64—69.

8. **Wei C., Yang J.-F.** A finite element analysis of the effects of residual stress, substrate roughness and non-uniform stress distribution on the mechanical properties of diamond-like carbon films. Diam. Relat. Mater. 2011. 20. P. 839—844.

9. **Dolgov N.A.** Analytical Methods to Determine the Stress State in the Substrate-Coating System Under Mechanical Loads. Strength Mater. 2016. 48. P. 658—667.



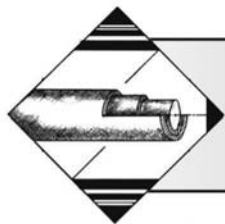
ООО "Издательство "Инновационное машиностроение"
продолжает подписку на журнал

"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



С.Н. Григорьев

(Московский государственный технологический университет "СТАНКИН")

E-mail: s.grigoriev@stankin.ru

Инновационные принципы создания монолитных керамических концевых фрез с антифрикционными износостойкими покрытиями для фрезерования труднообрабатываемых никелевых сплавов*

Разработаны и апробированы инновационные технологические принципы создания монолитных керамических концевых фрез, включающие спарк-плазменное спекание керамической заготовки на основе композиций α/β -SiAlON с добавками 10 и 20 % нитрида титана, последующую формообразующую абразивную обработку заготовки и осаждение антифрикционных износостойких покрытий трех составов TiN—Al/TiN, TiN—AlTiN/SiN и CrTiN—AlTiN—AlTiCrN/SiN. Для порошковых композиций установлены рациональные режимы спекания, а в качестве наиболее износостойчивой композиции для изготовления керамических фрез рекомендован состав 80 % ($90\alpha + 10\beta$) и 20 % TiN. Дана оценка роли покрытий в повышении износостойкости керамического инструмента при фрезеровании никелевого сплава типа INCONEL 718. Показано, что покрытие TiN—AlTiN/SiN обеспечивает повышение стойкости керамических фрез в 1,7 раза по сравнению с инструментом без покрытия.

Ключевые слова: керамические фрезы, сиалоновая керамика, фрезерование, никелевые сплавы, износостойкие покрытия, стойкость.

Innovative technological principles for manufacturing of solid ceramic end mills, including spark-plasma sintering of ceramic workpiece based on compositions α/β -SiAlON with additives of 10 and 20 % titanium nitride, subsequent forming abrasive blasting and deposition of antifriction wear-resistant coatings of three compositions TiN—Al/TiN, TiN—AlTiN/SiN and CrTiN—AlTiN—AlTiCrN/SiN are developed and tested. Rational modes of sintering are established for powder compositions, and the composition of 80 % ($90\alpha + 10\beta$) and 20 % TiN is recommended as the most wear-resistant composition for ceramic milling tools. The role of coatings in increasing of durability of ceramic tool during milling of INCONEL 718 nickel alloy is assessed. It is shown that TiN—AlTiN/SiN coating provides 1.7 times higher resistance of ceramic milling cutters in comparison with uncoated tools.

Keywords: ceramic cutters, SiAlON ceramics, milling, nickel alloys, wear-resistant coatings, durability.

Введение

В настоящее время жаропрочные никелевые сплавы типа INCONEL 718 широко используются для изготовления ответственных деталей, работающих при высоких термических нагрузках — сопловых и рабочих лопаток, обтекателей и т. д. Высокие эксплуатационные характеристики деталей из никелевых сплавов определяют сложность их механической обработки, которая сопровождается

ся повышенными теплосиловыми нагрузками на режущий инструмент, а коэффициент обрабатываемости таких материалов составляет не более 0,25 по сравнению с обработкой стали 45. При этом концевые монолитные твердосплавные фрезы — наиболее востребованный и универсальный инструмент. Инновационным подходом к решению проблемы повышения производительности обработки никелевых сплавов является разработка и применение для этих целей концевых монолитных фрез из инструментальной керамики.

Главное преимущество применения при обработке никелевых сплавов инструментальной керамики перед твердосплавным инструментом —

*Исследования выполнены при финансовой поддержке Российского научного фонда (грант № 18-19-00599).

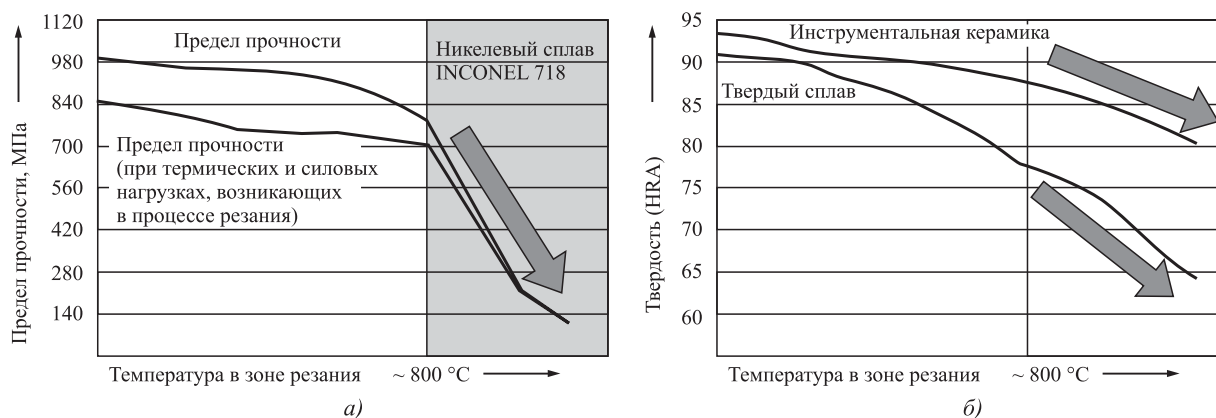


Рис. 1. Кривые изменения предела прочности жаропрочных никелевых сплавов типа INCONEL 718 (разупрочнение) (а) и изменения твердости инструментальных материалов (б) в зависимости от температуры, возникающей в процессе резания

ее более высокая теплостойкость. Согласно авторитетным данным компании Mitsubishi Materials, труднообрабатываемые никелевые сплавы начинают разупрочняться при температурах выше 800 °С (рис. 1, а), после чего их механическая обработка сопровождается существенно меньшими теплосиловыми нагрузками на инструмент [1]. Считается, что данным температурам соответствуют скорости резания более 300 м/мин. В указанном высокоскоростном режиме керамика может успешно эксплуатироваться благодаря более высокой теплостойкости в широком диапазоне температур. Напротив, спеченные твердые сплавы при температурах резания более 800 °С теряют твердость (рис. 1, б), что исключает возможность их использования при обработке никелевых сплавов в высокоскоростном диапазоне, а также возможность использовать эффект пластификации обрабатываемого никелевого сплава [1].

Однако даже самые современные марки инструментальной керамики имеют более низкие прочностные характеристики и по большей части уступают по этому показателю твердым сплавам. Кроме того, керамика более чувствительна к циклическим нагрузкам, имеющим место при фрезеровании, что повышает вероятность непрогнозируемых отказов инструмента из-за хрупкого разрушения режущей части в различные периоды его эксплуатации. Поэтому для изготовления и промышленного применения монолитного керамического инструмента для формообразования труднообрабатываемых материалов необходимо проведение всесторонних исследований и разработка новых технологических принципов [2, 3]. Сегодня лишь немногие ведущие мировые производители готовы предложить керамические фрезы для многокоординатной прецизионной обработки деталей. В МГТУ "СТАНКИН" выполняется одна из первых отечественных разра-

боток в этой области и реализуется прикладной исследовательский проект.

Цель работы — разработка и апробация инновационных технологических принципов создания монолитных керамических концевых фрез, включающих спарк-плазменное спекание керамической заготовки, последующую формообразующую абразивную обработку заготовки и на заключительном этапе — осаждение антифрикционных износостойких покрытий.

Методика исследований и используемое оборудование

Изготовление керамических заготовок для режущего инструмента осуществляли методом спарк-плазменного высокотемпературного спекания порошковых композиций в графитовых пресс-формах, над развитием которой работает коллектив лаборатории искрового плазменного спекания МГТУ "СТАНКИН". Процесс представляет собой (рис. 2, см. обложку) спекание исходного порошкообразного материала под действием механического усилия и импульсов тока. Исходный порошковый материал размещают в матрице из графита, которую устанавливают под прессом в технологической вакуумной камере. Электроды, интегрированные в механическую часть пресса, подводят электрический ток к матрице и создают искровые разряды между спекаемыми частицами материала, обеспечивая нагрев порошковой композиции с заданной скоростью [4].

В качестве исходного материала использовали порошковые композиции, содержащие альфа-сиалон (α -SiAlON), бета-сиалон (β -SiAlON), а также добавки нитрида титана (TiN), синтезированные российской компанией Plasmotherm (г. Москва). Всего для проведения сравнительных

исследований и выбора рациональной композиции было изготовлено три суспензии с различными объемными долями компонентов: 1) 80 % ($90\alpha + 10\beta$)/20 % TiN; 2) 90 % ($90\alpha + 10\beta$)/10 % TiN; 3) 80 % ($70\alpha + 30\beta$)/20 % TiN. Вариации порошковых композиций выбирали с учетом анализа предшествующих работ, выполненных авторитетными зарубежными учеными и технологами.

Из порошковых смесей изготавливали образцы в форме дисков толщиной 10 мм и диаметром 80 мм. Давление при спекании было постоянным для всех типов порошков и составляло 80 МПа. Время выдержки при максимальной температуре во всех случаях составляло 30 мин. Температуру спекания варьировали от 1600 до 1700 °С.

Твердость спеченных композиций определяли при нагрузке 19,61 Н (2 кгс) методом индентирования пирамидой Виккерса на универсальном микротвердомере QnessQ10A компании Qness GmbH. Плотность спеченных образцов оценивали по методике, основанной на законе Архимеда; измерения были проведены в дистиллированной воде на аналитических весах GR-300 A&D. Прочностные характеристики образцов измеряли посредством испытаний методом трехточечного изгиба при комнатной температуре на универсальной испытательной машине AutoGraph AG-X компании Shimadzu. Скорость нагружения при испытаниях составляла 0,5 мм/мин, максимальное перемещение — 40 мм. Оценку трещиностойкости также выполняли на оборудовании AutoGraph по аналогичной схеме нагружения. На поверхность образца алмазным диском был нанесен односторонний надрез, перпендикулярный к его продольной оси. Образец устанавливали надрезом вниз и нагружали.

Для исследования микроструктуры спеченных образцы подвергали термическому травлению в вакуумной печи Thermionic в течение 30 мин при температуре на 200 °С ниже, чем была установлена в процессе спекания. Морфологию спеченных образцов исследовали на сканирующем электронном микроскопе VEGA 3 LMN компании Tescan. Данный микроскоп также использовали для анализа поверхности покрытий.

После получения спарк-плазменным спеканием керамических заготовок-дисков на основе SiAlON их обрабатывали на отрезном и бесцентрово-шлифовальном станках для формирования керамических стержней диаметром 10 мм, из ко-

торых впоследствии на высокопроизводительном заточном станке с ЧПУ Helitronic Micro компании WALTER вышлифовывали керамические концевые фрезы (рис. 3, см. обложку) диаметром 10 мм, габаритной длиной 65 мм и длиной рабочей части 9 мм. Технология алмазной заточки инструмента включала 10 технологических переходов, для каждого из которых на кафедре "Инструментальная техника и технология формообразующей обработки" МГТУ "СТАНКИН" были оптимизированы режимы и подобран соответствующий абразивный инструмент на основе синтетического алмаза AC4, которые обеспечили требуемые конструкторско-геометрические параметры и шероховатость 0,2...0,8 мкм в зависимости от функционального назначения поверхности. В табл. 1 приведены основные геометрические параметры керамической концевой фрезы.

В дальнейшем в лаборатории технологий нанесения покрытий и термообработки МГТУ "СТАНКИН" на образцы керамических фрез наносили перечисленные ниже износостойкие покрытия вакуумно-дуговым методом. Выбор составов был сделан на основе анализа последних тенденций в области покрытий инструментального назначения, а также с учетом опыта МГТУ "СТАНКИН" в эксплуатации твердосплавных концевых фрез с покрытиями для резания труднообрабатываемых материалов [5, 6]:

1) TiN — Al/TiN с многослойной структурой типа "сендвич" с адгезионным подслоем TiN. В сравнении с традиционными однослойными покрытиями типа TiAlN, многослойное покрытие TiN — Al/TiN имеет более высокую вязкость и способно поглощать микротрещины между слоями;

2) TiN — AlTiN/SiN с нанокompозитной структурой и адгезионным подслоем TiN. При нанесении различных материалов (Ti, Al и Si) не происходит их смешивание, а образуются две фазы — нанокристаллические зерна TiAlN, внедренные в аморфную матрицу SiN. Указанная нанокompозитная структура значительно улучшает физико-механические характеристики покрытия, которое способно показывать высокую износостойкость при резании труднообрабатываемых материалов;

3) CrTiN — AlTiN — AlTiCrN/SiN с трехслойной нанокompозитной структурой. При осаждении компонентов покрытия Ti, Cr, Al и Si не происходит их полного смешивания, а образуются

Таблица 1

Геометрические параметры режущей части цельных керамических фрез

Передний угол на периферии γ , °	Главный задний угол α , °	Угол подъема спирали ω , °	Второй задний угол α_2 , °	Ширина ленточки f , мм	Угловой шаг зубьев ψ , °	Радиус на торце R , мм
-15	7	30	16	0,6	90	1,0

две фазы. В указанной структуре нанокристаллы AlTiN и AlCrN внедрены в аморфную матрицу SiN. Кремний увеличивает вязкость и уменьшает внутреннее остаточное напряжение в покрытии. Увеличение твердости обеспечивается за счет того, что аморфная матрица SiN обволакивает твердые зерна и предотвращает их рост.

Для нанесения указанных покрытий использовали многофункциональную технологическую установку и комплекс технологий, разработанных компанией PLATIT (рис. 4). Эти технологии не предусматривают использование громоздких магнитных сепараторов, а комбинируют достоинства вращающихся цилиндрических катодов с их размещением на периферии камеры и предусматривают использование так называемых виртуальных затворов. Указанное техническое решение значительно уменьшает количество микрокапель в покрытии, снижает их шероховатость. На рис. 5 (см. обложку) представлена микроструктура многокомпонентных покрытий, которые осаждали в рамках проведения экспериментов, полученная на приборе Calotest компании CSM Instruments.

В соответствии с конструкцией технологической установки в ней предусмотрена установка четырех возможных вращающихся катодов и четырехканальная система газонапуска (см. рис. 4). Предварительную очистку концевых фрез осуществляли ионами аргона с энергией 500 эВ при давлении 1 Па посредством несамостоятельного газо-

вого разряда, который зажигается между катодами. При этом на поворотный стол с обрабатываемыми инструментами подается отрицательный потенциал — 400 В. Когда стадия очистки концевых фрез завершена, переходят к формированию износостойкого покрытия выбранного состава. Для повышения адгезии наносимого покрытия с керамической основой во всех случаях было предусмотрено формирование адгезионного подслоя.

При нанесении покрытия TiN — Al/TiN использовали два периферийных катода на основе Ti и один центральный катод на основе Al (содержит в составе долю титана порядка 10 %). Структура типа "сендвич" обеспечивается варьированием тока на титановом и алюминиевом катодах. При нанесении покрытия TiN — AlTiN/SiN использовали три периферийных вращающихся катода: два на основе Ti и один на основе AlSi (доля Si составляет порядка 12 %). При формировании покрытия CrTiN — AlTiN — AlTiCrN/SiN использовали один центральный катод на основе Al и три периферийных катода на основе Ti, AlSi и Cr. Во всех случаях осаждение покрытий производили в газовой смеси азота и аргона (90 % N₂; 10 % Ar) при давлении 1,5 Па, которое плавно уменьшается до 0,7 Па. В процессе осаждения на поворотный стол с режущими инструментами подавали отрицательный потенциал 500 В, а ток на катодах варьировали в диапазоне 75...120 А (конкретное значение зависит от решаемой технологической задачи). Осаждение покрытий осуществляли в течение 120...140 мин и обеспечивали общую толщину покрытий 4,0...4,2 мкм.

Для измерения микротвердости и модуля упругости многокомпонентных покрытий использовали схему наноиндентирования алмазным индентором Берковича на нанотвердомере CSEM instruments, который позволяет обеспечить глубину внедрения 0,1...0,3 мкм. Продолжительность цикла нагрузка—разгрузка составила 50 с, а прикладываемая нагрузка — 1,0 мН. Количественное значение твердости рассчитывалось сертифицированным программным обеспечением.

Эксплуатационные испытания керамических концевых фрез с покрытиями выполняли на токарно-фрезерном обрабатывающем центре CTX beta 1250 TC производства компании DMG. Для закрепления концевых фрез использовали цанговый патрон типа ER по DIN 69893-1 HSK-A63. Фрезеровали заготовки в виде прутков диаметром 65 мм из сплава INCONEL 718. Испытания инструмента проводили по программе, написанной в системе SINUMERIK 840D sl, при выполнении стратегии обработки фрезой плоскости торца заготовки на следующих режимах резания (рис. 6): скорость резания $v_c = 314$ м/мин, подача на зуб

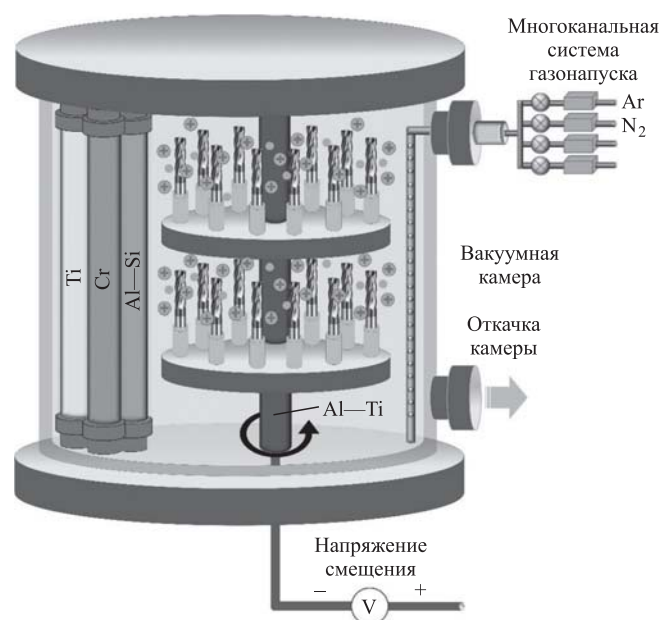


Рис. 4. Принципиальная схема и устройство технологической установки PLATIT с четырьмя катодами, расположенными в вакуумной камере, использовавшейся для нанесения многокомпонентных покрытий на керамические концевые фрезы

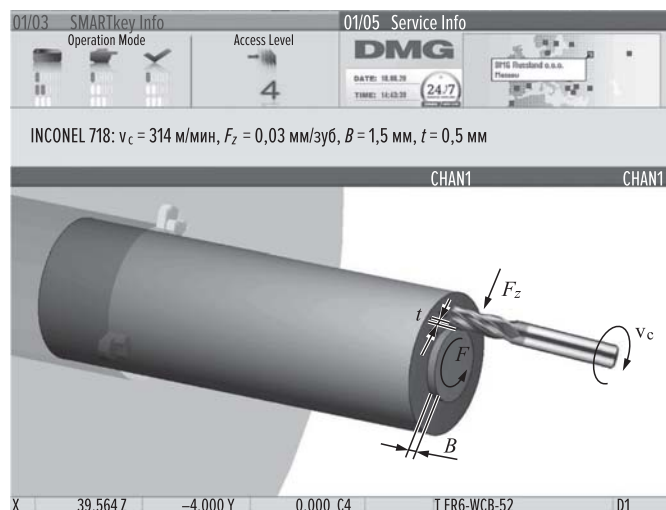


Рис. 6. Стратегия испытаний и режимы резания при обработке концевыми керамическими фрезами заготовок из сплава INCONEL 718

$F_z = 0,03$ мм/зуб, ширина фрезерования $B = 1,5$ мм, глубина фрезерования $t = 0,5$ мм.

За критерий потери работоспособности (отказа) концевых был принят предельный размер фа-

ски износа по задней поверхности 0,4 мм. Износостойкость инструмента определяли как время резания до достижения фрезой предельного износа. Для количественной оценки износа использовали металлографический оптический микроскоп Stereo Discovery V12, на столе которого под углом 45° размещали исследуемые фрезы.

Результаты экспериментальных исследований и их обсуждение

На рис. 7 представлены экспериментально полученные зависимости важнейших физико-механических характеристик керамических образцов — плотности, твердости, трещиностойкости и прочности от температуры спарк-плазменного спекания различных порошковых композиций, а на рис. 8 — микроструктуры термически травленных образцов, спеканных при температуре 1700°C , давлении 80 МПа и времени выдержки 3 мин, демонстрирующие, что средний размер зерна сиалоновой матрицы составляет $\sim 1,8...2,0$ мкм.

Из экспериментально полученных зависимостей (см. рис. 7, а) видно, что при температуре

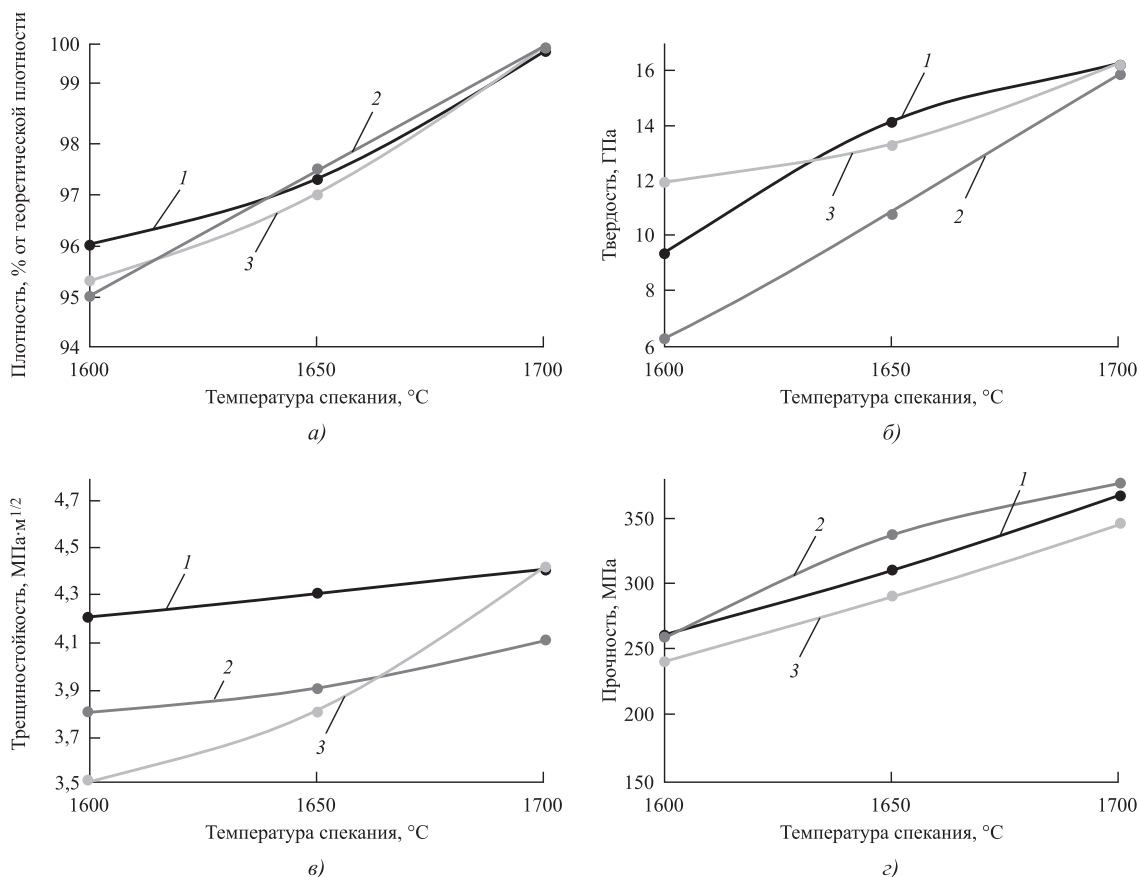


Рис. 7. Зависимость основных физико-механических характеристик керамических образцов — плотности (а), твердости (б), трещиностойкости (в) и прочности (г) от температуры спарк-плазменного спекания различных порошковых композиций:

1 — 80 % (90 α + 10 β)/20 % TiN; 2 — 90 % (90 α + 10 β)/10 % TiN; 3 — 80 % (70 α + 30 β)/20 % TiN

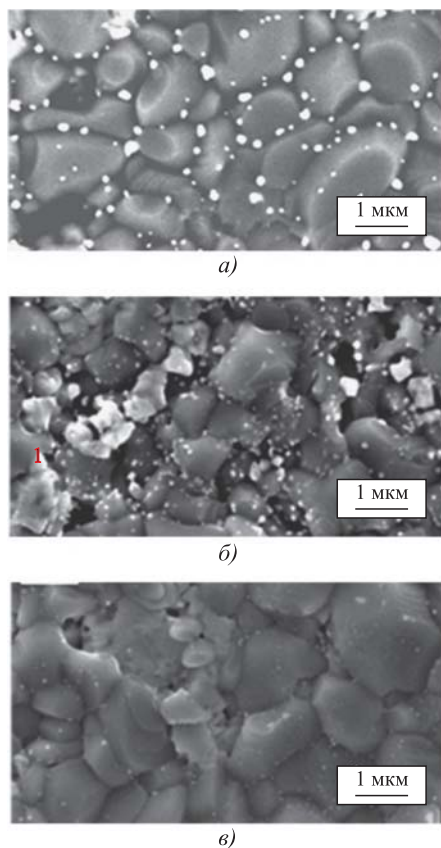


Рис. 8. СЭМ-изображения микроструктур термически травленных образцов, спеченных при температуре 1700 °С, давлении 80 МПа и времени выдержки 3 мин: а — 80 % (90α + 10β)/20 % TiN; б — 90 % (90α + 10β)/10 % TiN; в — 80 % (70α + 30β)/20 % TiN

1700 °С все образцы достигли плотности, близкой к теоретической (~99,5 %). Это связано с тем, что при увеличении температуры спекания в образцах снижается количество пор. Максимальная твердость ~16,3 ГПа (см. рис. 7, б) была достигнута для образцов, изготовленных из композиций 80 % (90α + 10β)/20 % TiN и 80 % (70α + 30β)/20 % TiN при температуре спекания 1700 °С. Максимальный показатель трещиностойкости ~4,4 МПа·м^{1/2} был получен для образцов из композиций 80 % (70α + 30β)/20 % TiN и 80 % (90α + 10β)/20 % TiN при температуре спекания, равной 1700 °С (см. рис. 7, в).

Из полученных результатов выделяется керамический образец на основе композиции 90 % (90α + 10β)/10 % TiN, показавший пониженные значения трещиностойкости даже при максимальной температуре спекания. Из данных, представленных на рис. 7, г, следует, что максимальный показатель прочности ~375 МПа был достигнут для керамических образцов из материалов 90 % (90α + 10β)/10 % TiN и 80 % (90α + 10β)/20 % TiN,

а материал на основе 80 % (70α + 30β)/20 % TiN показал несколько меньшие значения.

Комплексный анализ результатов проведенных экспериментов позволит сделать обоснованный выбор в пользу композиции 80 % (90α + 10β)/20 % TiN, как имеющей наилучшее сочетание твердости, трещиностойкости и прочности. Образец из данного материала характеризуется следующими физико-механическими свойствами: твердость 16,2 ГПа, трещиностойкость 4,4 МПа·м^{1/2}, прочность 360 МПа. Данную композицию в дальнейшем использовали для изготовления керамических фрез, на которые были нанесены многокомпонентные покрытия.

Программный анализ кривых индентирования полученных покрытий дал возможность определить не только их твердость, но и модуль упругости, а также рассчитать индекс пластичности, который позволяет косвенно судить о способности сопротивляться деформации. Отмеченное свойство чрезвычайно важно при эксплуатации покрытия в условиях фрезерования жаропрочных сплавов, когда действуют повышенные тепловые нагрузки. В табл. 2 представлены результаты комплексных измерений. Все исследуемые покрытия характеризуются удовлетворительным индексом пластичности и показывают значения, близкие к 0,1.

Нельзя недооценивать роль покрытий в повышении износостойкости инструментальной керамики, которая заключается не только в повышении твердости контактных площадок инструмента и снижении их фрикционного взаимодействия с обрабатываемым материалом. Характерной особенностью любой абразивной обработки керамики является формирование тонкого дефектного слоя на режущей части инструмента, выраженной сетки шлифовочных царапин, микрократеров от зерен, вырванных в процессе шлифования (рис. 9, а), которые увеличивают шероховатость, способствуют увеличению силы трения между сходящей стружкой и передней поверхностью

Таблица 2

Физико-механические свойства многокомпонентных покрытий, осажденных вакуумно-дуговым методом

Состав многокомпонентного покрытия	Нано-твердость <i>H</i> , ГПа	Модуль упругости <i>E</i> , ГПа	Соотношение <i>H/E</i> (индекс пластичности)
TiN — Al/TiN (многослойное типа "сендвич")	34 ± 1	374 ± 8	0,09
TiN — AlTiN/SiN	41 ± 2	372 ± 6	0,11
CfTiN — AlTiN — AlTiCrN/SiN	39 ± 2	360 ± 6	0,10

инструмента, являются концентраторами напряжений и возможными очагами разрушения [7, 8]. Было установлено, что осаждаемое покрытие обеспечивает заполнение микрократеров, царапин и других дефектов поверхности (так называемый

эффект "залечивания"), что наглядно демонстрируют СЭМ-изображения керамических образцов с покрытиями, приведенными на рис. 9, б и в.

На рис. 10 представлены образцы монолитных керамических концевых фрез, изготовленных в МГТУ "СТАНКИН" в соответствии с технологическими принципами, изложенными в настоящей работе. Они были успешно испытаны в лабораторных условиях при обработке сплава INCONEL 718. В табл. 3 приведены результаты выполненных испытаний.

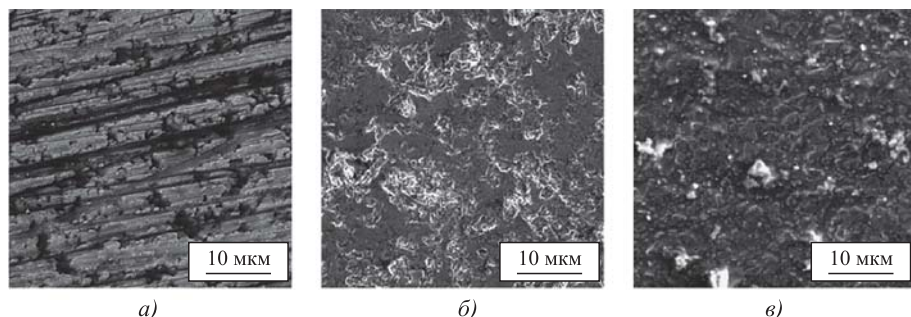


Рис. 9. СЭМ-изображения поверхности образцов из керамики после абразивной обработки (а) и после нанесения покрытий AlTiN/SiN (б) и AlTiCrN (в). $\times 5000$

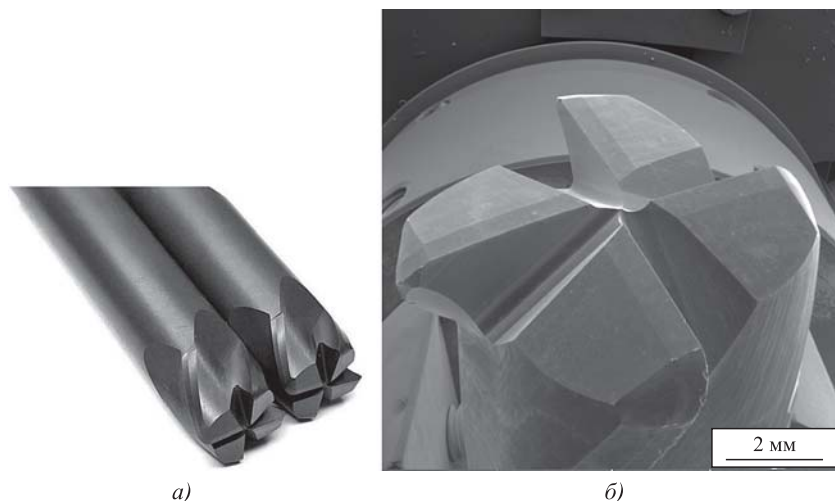


Рис. 10. Общий вид (а) и СЭМ-изображение (б) монолитных керамических концевых фрез диаметром 10 мм, изготовленных в МГТУ "СТАНКИН" на основе композиции 80 % ($90\alpha + 10\beta$)/ 20 % TiN

Заключение

Описанные в работе инновационные технологические принципы, включающие спарк-плазменное спекание керамической заготовки, последующую формообразующую абразивную обработку заготовки и финишное вакуумно-дуговое осаждение износостойких покрытий, позволяют изготавливать монолитные керамические концевые фрезы, которые могут эксплуатироваться при обработке жаропрочных никелевых сплавов типа INCONEL 718. Безусловно, необходимы дальнейшие исследования и эксперименты в области оптимизации различных технологических параметров, но уже сейчас очевидно, что созданный инструмент конкурентоспособен с зарубежными аналогами.

Проведенные эксперименты позволили определить рациональные условия получения методом спарк-плазменного спекания керамики на основе α/β -SiAlON с добавками 10 и 20 % нитрида титана. Для порошковых композиций, исследуемых в данной работе, оптимальными режимами искрового плазменного спекания являются следующие: температура 1700 °С, давление и время выдержки при достижении максимальной температуры 80 МПа и 3 мин соответственно. В качестве наиболее износостойчи-

Таблица 3

Результаты эксплуатационных испытаний монолитных керамических концевых фрез при обработке никелевого сплава

Вид (состав основы и покрытия) керамической фрезы	Износ по задней поверхности, мм, при времени фрезерования, мин				Стойкость, мин
	3	6	9	12	
α/β -SiAlON без покрытия	0,1	0,31	Отказ	Отказ	7
α/β -SiAlON с покрытием TiN — Al/TiN	0,08	0,18	0,38		10
α/β -SiAlON с покрытием TiN — AlTiN/SiN	0,08	0,12	0,29	0,4	12
α/β -SiAlON с покрытием CrTiN — AlTiN — AlTiCrN/SiN	0,09	0,19	0,37	Отказ	10

вой композиции для изготовления керамических фрез может быть рекомендован состав 80 % (90 α + 10 β)/ 20 % TiN, как имеющий наилучшее сочетание твердости, трещиностойкости и прочности.

Представленные результаты показывают, что роль покрытий в повышении износостойкости керамического инструмента, судя по всему, заключается не только в повышении твердости контактных площадок инструмента и снижении их фрикционного взаимодействия с обрабатываемым материалом, но и во влиянии на морфологию и шероховатость поверхности инструмента, улучшения качества поверхностного слоя за счет заполнения микрократеров, царапин и других дефектов поверхности, обеспечения так называемого эффекта "залечивания".

Проведенные в лабораторных условиях эксплуатационные испытания показывают, что покрытия исследованных составов вносят определенный вклад в повышение стойкости керамических фрез при обработке никелевого сплава INCONEL 718. Судя по полученным результатам, покрытие TiN — AlTiN/SiN обеспечило наибольший эффект — стойкость инструмента была увеличена в 1,7 раза по сравнению с инструментом без покрытия и в 1,2 раза по сравнению с покрытиями TiN — Al/TiN и CrTiN — AlTiN — AlTiCrN/SiN. Недостаточная стойкость инструмента с покрытием TiN — Al/TiN, возможно, связана с более низким индексом пластичности, а более интенсивное изнашивание инструмента с покрытием CrTiN — AlTiN — AlTiCrN/SiN, скорее всего, связано с более высоким сродством этого покрытия с обрабатываемым никелевым сплавом.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. https://www.mitsubishicarbide.com/application/files/1315/3983/5631/ceramic_b228g.pdf.
2. Кузин В.В., Григорьев С.Н., Федоров М.Ю. Роль теплового фактора в механизме износа керамических инструментов. Часть 2. Микроуровень // Трение и износ. 2015. Т. 36. № 1. С. 50—55.
3. Григорьев С.Н., Кузин В.В., Волосова М.А. Напряженно-деформированное состояние инструментов из нитридной керамики с покрытием // Вестник машиностроения. 2012. № 6. С. 64—69.
4. Новиков С.В., Перетягин П.Ю., Торресильяс Р. Научные основы электроимпульсной технологии и нанесения твердосплавных покрытий из порошковых материалов на режущий и прессовый инструмент // Упрочняющие технологии и покрытия. 2015. № 5 (125). С. 23—29.
5. Триботехнические характеристики (TiZrHfVNbTa) N покрытий, полученных методом вакуумно-дугового осаждения / С.Н. Григорьев, О.В. Соболев, В.М. Береснев и др. // Трение и износ. 2014. Т. 35. № 5. С. 539—545.
6. Wu W., Chen W., Yang S. et. al. Design of AlCrSiN multilayer and nanocomposite coating for HSS cutting tools // Appl. Surf. Sci. 2015. No. 351. P. 803—810.
7. Влияние тепловых нагрузок на напряженно-деформированное состояние режущих пластин из керамики на основе оксида алюминия / С.Н. Григорьев, В.В. Кузин, Д. Буртон, А.Д. Батако // Вестник машиностроения. 2012. № 5. С. 68—71.
8. The role of thin-film vacuum-plasma coatings and their influence on the efficiency of ceramic cutting inserts / M. Volosova, S. Grigoriev, A. Metel, A. Shein // Coatings. 2018 (8). 287.

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 Конова Е.В. Корректор Сажина Л.И.

Сдано в набор 06.10.2020 г. Подписано в печать 02.12.2020 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