

УПРОЧНЯЮЩИЕ ТЕХНОЛОГИИ И ПОКРЫТИЯ

№ 12 (96)
декабрь
2012

Издается с января 2005 г.

Главный редактор
д-р техн. наук,
Ю.В. ПАНФИЛОВ

**Председатель редакционного
совета**

д-р техн. наук, заслуженный
деятель науки и техники РФ
В.Ф. БЕЗЪЯЗЫЧНЫЙ

**Заместитель главного
редактора**

д-р физ.-мат. наук
В.Ю. ФОМИНСКИЙ

**Заместители председателя
редакционного совета:**

д-р техн. наук
В.Ю. БЛЮМЕНШТЕЙН

д-р техн. наук
А.В. КИРИЧЕК

д-р техн. наук
О.В. ЧУДИНА

Редакционный совет:

Ю.П. АНКУДИМОВ

А.П. БАБИЧЕВ

В.П. БАЛКОВ

В.М. БАШКОВ

А.И. БЕЛИКОВ

А.И. БОЛДЫРЕВ

С.Н. ГРИГОРЬЕВ

В.А. ЗЕМСКОВ

С.А. КЛИМЕНКО

Ю.Р. КОПЫЛОВ

В.А. ЛАШКО

В.А. ЛЕБЕДЕВ

В.В. ЛЮБИМОВ

Е.Д. МАКАРЕНКО

Ф.И. ПАНТЕЛЕЕНКО

Х.М. РАХИМЯНОВ

Б.П. САУШКИН

В.П. СМОЛЕНЦЕВ

А.М. СМЫСЛОВ

Г.А. СУХОЧЕВ

В.П. ТАБАКОВ

В.А. ШУЛОВ

М.Л. ХЕЙФЕЦ

Редакция:

Л.П. ШЕСТОПАЛОВА

Т.В. ПАРАЙСКАЯ

Журнал распространяется по подписке,
которую можно оформить в любом
почтовом отделении (индексы
по каталогам: "Роспечать" 85159,
"Пресса России" 39269, "Почта России"
60252) или в издательстве.
Тел.: (499) 269-52-98, 269-66-00,
268-40-77.

Факс: (499) 269-48-97.

E-mail: realiz@mashin.ru, utp@mashin.ru

Журнал зарегистрирован
в Министерстве РФ по делам печати,
телерадиовещания и средств
массовых коммуникаций.
Свидетельство о регистрации
ПИ № 77-17733 от 09.03.04 г.

СОДЕРЖАНИЕ

ОБЩИЕ ВОПРОСЫ УПРОЧНЕНИЯ

Верещака А.А., Верещака А.С., Григорьев С.Н. Многослойно-композиционные наноструктурированные покрытия для режущих инструментов, работающих в тяжелых условиях 3

Волосова М.А. О выборе оптимального метода модификации поверхности режущего инструмента исходя из его служебного назначения 12

Григорьев С.Н., Красновский А.Н. Технологические аспекты непрерывного формования изделий из композиционных порошковых материалов 17

МЕХАНИЧЕСКАЯ УПРОЧНЯЮЩАЯ ОБРАБОТКА

Непершин Р.И. Пластическое деформирование цилиндрических поверхностей скользким упругим кольцом 20

ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА

Соболь О.В., Андреев А.А., Григорьев С.Н., Волосова М.А., Столбовой В.А., Фильчиков В.Е., Киданова Н.В., Антоненкова Г.В. Повышение функциональных свойств вакуумно-дуговых TiN-покрытий посредством высоковольтного импульсного воздействия или введения нанометровых пластичных титановых слоев 24

ОБРАБОТКА КОНЦЕНТРИРОВАННЫМИ ПОТОКАМИ ЭНЕРГИИ

Павлов М.Д., Тарасова Т.В., Назаров А.П., Окунькова А.А. Влияние предварительной подготовки поверхностей изделий на качество покрытий, полученных лазерной наплавкой 31

Тарасова Т.В., Гвоздева Г.О. Структурообразование в заэвтектических сплавах системы Al-Si при лазерной обработке поверхности 35

Фёдоров С.В., Кабанов А.В., Остриков Е.А. Технология лазерного удаления износостойких покрытий с поверхности металлорежущего инструмента из твердых сплавов 40

ХИМИЧЕСКАЯ, ХИМИКО-ТЕРМИЧЕСКАЯ И ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА

Григорьев С.Н., Волосова М.А., Метель А.С., Мельник Ю.А., Болбуков В.П. Осаждение металлических и нитридных покрытий на изделиях сложной геометрической формы 44

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

STRENGTHENING TECHNOLOGIES AND COATINGS

№ 12 (96)
December
2012

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. BEZYZYCHNYI

Editorial Assistants
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
A.P. BABICHEV
V.P. BALKOV
V.M. BASHKOV
A.I. BELIKOV
A.I. BOLDYREV
S.N. GRIGORIEV
V.A. ZEMSKOV
S.A. KLIMENKO
Yu.R. KOPYLOV
V.A. LASHKO
V.A. LEBEDEV
V.V. LYUBIMOV
E.D. MAKARENKO
F.I. PANTELEENKO
H.M. RAHIMYANOV
B.P. SAUSHKIN
V.P. SMOLENTSEV
A.M. SMYSLOV
V.A. SHULOV
G.A. SUHOICHEV
V.P. TABAKOV
M.L. KHEIFETS

Edition:
L.P. SHESTOPALOVA
T.V. PARAYSKAYA

Journal is spreaded on a subscription,
which can be issued in any post office
(index on the catalogues: "Rospechat"
85159, "Pressa Rossii" 39269, "Pochta
Rossii" 60252) or in publishing office.
Ph.: (499) 269-52-98, 269-66-00,
268-40-77. Fax: (499) 269-48-97
E-mail: realiz@mashin.ru, utp@mashin.ru

Journal is registered by RF Ministry
Tele- and Broadcasting of Mass
Communications Media. The certificate
of registration ПИ № 77-17733,
March 9, 2004

CONTENTS



GENERAL QUESTIONS OF STRENGTHENING

- Vereschaka A.A., Vereschaka A.S., Grigoriev S.N.** Nano-scale multilayered-composite coatings for cutting tools used in heavy cutting conditions 3
- Volosova M.A.** About the choice of the optimum method of cutting tool surface modification proceeding from its application 12
- Grigoriev S.N., Krasnovsky A.N.** Technological aspects of continuous pressing products from composite powder materials 17



MECHANICAL STRENGTHENING PROCESSING

- Nepershin R.I.** Plastic deformation of cylindrical surfaces by the sliding elastic ring 20



THERMAL PROCESSING

- Sobol O.V., Andreev A.A., Grigoriev S.N., Volosova M.A., Stolbovoy V.A., Filchikov V.E., Kidanova N.V., Antonenkova G.V.** Increase of functional properties of vacuum-arc TiN-coatings by means of high-voltage pulse treatment or introduction of nanometric plastic titan layers 24



PROCESSING BY CONCENTRATED STREAMS OF ENERGY

- Pavlov M.D., Tarasova T.V., Nazarov A.P., Okunkova A.A.** Influence of a preliminary preparation of a product surfaces on quality of the coatings received by a laser cladding 31
- Tarasova T.V., Gvozdeva G.O.** Structure formation of Al-Si-alloys produced by laser surface treatment 35
- Fedorov S.V., Kabanov A.V., Ostrikov E.A.** The technology of wear-resistant coatings laser removal from cutting tool surfaces 40



CHEMICAL, CHEMICO-THERMAL AND ELECTROCHEMICAL PROCESSING

- Grigoriev S.N., Volosova M.A., Metel A.S., Melnik Yu.A., Bolbukov V.P.** Deposition of metal and nitride coating on articles of complex geometric shapes 44

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



УДК 621.9:621.793

А.А. Верещака, А.С. Верещака, С.Н. Григорьев
(Московский государственный технологический университет "СТАНКИН")
E-mail: dr_averes@rambler.ru

Многослойно-композиционные наноструктурированные покрытия для режущих инструментов, работающих в тяжелых условиях

Рассмотрена проблема разработки функциональных покрытий, наносимых на режущие инструменты, предназначенные для тяжелых условий резания. Предлагается применение наноструктурированных многослойно-композиционных покрытий, наносимых на режущие инструменты с помощью фильтруемого катодного вакуумно-дугового осаждения (ФВДО). Представлены примеры эффективного применения режущих инструментов с разработанными наноструктурированными многослойно-композиционными покрытиями для тяжелых условий резания.

Ключевые слова: наноструктурированное многослойно-композиционное покрытие, фильтруемое вакуумно-дуговое осаждение, тяжелые условия резания, инструмент.

The problem of working out of the functional coatings put on cutting tools at use of processes of filtered cathodic vacuum-arc deposition (FCVAD), intended for heavy cutting conditions is considered. It's offered application of nano-scale multilayered-composite coatings put on cutting tools at use of filtered cathodic vacuum-arc deposition. Examples of effective application of cutting tools with developed coatings for heavy cutting conditions are presented.

Keywords: nano-scale scale multilayered-composite coating, filtered cathodic vacuum-arc deposition, heavy cutting condition, cutting tool.

Введение

Технология вакуумно-дугового осаждения покрытий (КИБ-МЕVVA) является наиболее приемлемой для формирования покрытий различного функционального назначения, соответствующих новейшим концепциям градиентных, метастабильных, многокомпонентных, многослойных или супер-решетчатых покрытий. Среди перечисленных направлений совершенствования функциональных покрытий наиболее многообещающим является концепция многослойных покрытий с наноразмерными зёрнами и толщинами субслоев, так как такие покрытия удовлетворяют гамме несовместимых требований. К таким требованиям можно отнести обеспечение повышенной поверхностной твердости, теплостойкости и износостойкости при одновременном соблюдении высокой прочности межслойной адгезии, снижении уровня внутренних напряжений, сбалансированности твердости и вязкости и т.д. [1]. Кроме того, появляется возможность формирования комбинированных покрытий, включающих чередующиеся метастабильные и многокомпонентные структуры и сочетающих

различные свойства отдельных слоев в одном покрытии.

Большие преимущества при производстве режущего инструмента обеспечивают наноструктурированные покрытия [2, 3]. Ультрадисперсные материалы с увеличенной площадью межзеренных границ имеют более сбалансированное соотношение между "твердостью", оказывающей определяющее положительное влияние на износостойкость и прочностные характеристики материала, в том числе и в условиях действия циклических термомеханических напряжений [4–6]. Известно, что первопричиной разрушения материалов стандартной (микрометрической) структуры с размерами зерен свыше $d > 1$ мкм является формирование трещин, возникающих вследствие концентрации дислокаций у различных дефектов. В наноструктурированных материалах с размерами зерен $d < 80 \dots 100$ нм проявляется иной механизм разрушения [7–9]. Для подобных материалов превалирующей причиной разрушения являются процессы на межзеренных границах, что связано с меньшим или сравнимым количеством атомов в зёрнах по сравнению с их количеством на границах. Это сильно

трансформирует межзеренное взаимодействие, приводя к торможению движения и генерации дислокаций, препятствуя зарождению, ветвлению и движению трещин вследствие упрочнения границ зерен. Дислокации в наноразмерных зернах практически не возникают из-за полного торможения на границах зерен, а сами границы начинают выполнять решающую роль в деформировании и разрушении материала, что позволяет создавать уникальные свойства нанокристаллических материалов, а при размерах зерен $d < 5 \dots 10$ нм прогнозировать формирование субатомных нанокристаллических структур и соответствующее направленное изменение свойств материалов [10]. С учетом обеспечения высокой прочности адгезии между покрытием и субстратом, а также химической пассивности материала покрытия по отношению к обрабатываемому материалу можно уверенно прогнозировать повышение сопротивляемости изнашиванию и стойкости режущего инструмента с *многослойно-композиционными наноструктурированными покрытиями* (МКНП) при любых механизмах его изнашивания и разрушения (пластическое, хрупкое, абразивное, адгезионно-усталостное, химико-окислительное, диффузионное и т.д.) [7–9].

Для функциональных покрытий, предназначенных для нанесения на режущий инструмент, чрезвычайно важны не только состав, структура, кристалло-химические и физико-механические свойства, архитектура покрытий, но и длительность работы покрытий на контактных площадках инструмента до момента их разрушения (долговечность) в процессе эксплуатации инструмента [11–13]. Интенсивность микроизнашивания и макроразрушения инструмента сильно зависит от сопротивляемости инструментального материала пластическим деформациям, сбалансированности соотношения между вязкостью и твердостью субстрата и покрытия, прочности адгезии как между субслоями покрытия, так и в целом между покрытием и субстратом. Следует отметить, что для МКНП межзеренные и межслойные границы являются зоной интенсивной диссипации энергии и отклонения трещин от направления движения, частичного или полного их торможения, что ведет к упрочнению материала. Кроме того, межзеренные границы, вносящие вклад в формирование размеров зерен и текстуру материала, могут эффективно упрочнять покрытие. Поэтому покрытия с наноразмерной структурой и многослойной архитектурой имеют существенно более длительный срок работы до разрушения, максимально повышая срок работоспособного состояния инструмента, особенно в условиях действия циклических термомеханических напряжений. Для тяжелых условий эксплуатации режущего инструмента с покрытием указанные факторы реко-

усугубляются, возрастают термомеханические напряжения, действующие на контактные площадки инструмента, что требует особого методического подхода к проектированию инструмента с покрытием.

В настоящее время ведущие производители режущего инструмента до 90...95 % инструмента из твердого сплава и до 60 % инструмента из быстрорежущей стали выпускают с МКНП последнего поколения. При производстве инструмента все шире используют композиционные наноструктурированные покрытия. В частности, компания SandvikCoromant, которая одна из первых в мире освоила в 1970 г. серийный выпуск *сменных многогранных пластин* (СМП) с покрытием TiC (серия GC, метод нанесения CVD) и в настоящее время является одним из мировых лидеров производства СМП из твердых сплавов с покрытием, разработала новое МКНП TiN–TiN/Al₂O₃–TiCN для пластин серии GC 2025, в котором слой TiN/Al₂O₃ состоит из субслоев наноразмерной толщины с нанокристаллическими зернами. Пластины GC 2025 имеют стойкость до 2–2,5 раз выше стойкости пластин со стандартным многослойным покрытием [14]. Ведущие разработчики покрытий для режущего инструмента, получаемых методами физического осаждения PVD (Balzers, Cemicon, Metaplas, Leybold, Platit и др.), разработали гамму наноструктурированных покрытий для нанесения на режущие инструменты, которые предлагаются потребителям для широкого применения. В частности, фирма Platit (Швейцария) разработала двухфазные наноструктурированные покрытия с размерами зерен до 5 нм, у которых основную функцию по износостойкости выполняют зерна (Al, Cr)N или (Ti, Al)N (основная нанокристаллическая фаза), на границах которых располагается вторая нанокристаллическая (или аморфная) фаза Si₃N₄, сдерживающая коагуляцию зерен основной фазы как при осаждении покрытия (вакуумно-дуговая технология), так при эксплуатации инструмента. Аналогичные исследования по разработке наноструктурированных покрытий нового поколения проводят фирмы Balzers, Metaplas, Cimicon и др. Однако до настоящего времени не разработаны покрытия для высокоэффективного использования режущего инструмента в тяжелых условиях обработки и при прерывистых процессах резания, которые бы надежно работали в указанных условиях.

Таким образом, разработку покрытий для режущего инструмента, работающего в тяжелых условиях резания, наиболее эффективно осуществлять при использовании концепции многослойно-композиционной архитектуры с нанометрической структурой и чередующимися слоями наноразмерной толщины различного композиционного состава и функционального назначения.

Методика проведения исследований

Процесс получения покрытия. При изготовлении образцов режущих инструментов с нанодисперсными МКНП использовали процессы ФВДО или *ассистированного фильтруемого вакуумно-дугового осаждения* (АФВДО) [15]. Процессы АФВДО позволяют управлять структурой покрытий, способствуют формированию наноразмерных зерен и толщины субслоев многослойного покрытия путем:

- введения дополнительной энергии, поставляемой в осаждаемое покрытие, а также превращения кинетической энергии бомбардирующих ионов в тепловую локальных объемов материала субстрата, на которые осуществляется воздействие, с последующим охлаждением с чрезвычайно высокой скоростью порядка 10^{14} К/с;
- увеличения плотности островков (центров) зародышеобразования покрытий;
- стимулирования плазмохимических реакций синтеза соединений при введении тепловой энергии непосредственно в поверхность и роста подвижности атомов;
- стимулирования диффузионных процессов на границах раздела "покрытие–субстрат", повышающих прочность их адгезионных связей.

Варьирование энергии и плотности потока бомбардируемых ионов при использовании вакуумно-дуговых процессов ФВДО и АФВДО позволяет управлять размерами и ориентацией зерен, кристаллохимической структурой.

При использовании технологии АФВДО формирование наноструктурированных покрытий на рабочих поверхностях режущих инструментов осуществляли при использовании следующих процессов:

- ассистирующей бомбардировки (импульсной или постоянной) металлическими или газовыми ионами с энергиями от 10 до 200 КэВ для эффективного смешивания элементов осаждаемого конденсата;
- имплантации в осаждаемый конденсат элементов внедрения (ионов металла или газа) для сдерживания роста размеров зерен при температурах синтеза покрытия и обеспечения высокой прочности адгезионной связи между покрытием и субстратом (инструментальным материалом);
- повышения степени ионизации конденсируемого пароплазменного потока для снижения температуры синтеза покрытия и сдерживания роста размеров зерен;
- планетарного перемещения инструмента относительно плазменного потока с различными скоростями для создания слоев наноразмерной толщины многослойно-композиционного покрытия конденсируемого на субстрат.

Процесс АФВДО характеризуется несколькими эффектами, которые связаны с перемешиванием осаждаемого потока ионов и формированием вторичных фаз. К таким эффектам можно отнести:

- формирование покрытий высокой плотности и однородной нанодисперсной структуры при обеспечении прочной адгезии в системе "покрытие–субстрат", включая композиционные и многослойные покрытия, без чрезмерного внешнего нагрева, что исключает отпуск и коробление режущих кромок инструмента, особенно из быстрорежущей стали;
- существенное снижение внутренних напряжений в покрытиях и на границах раздела "покрытие–субстрат";
- уменьшение размеров зерен до нанометрических и вероятность их коагуляции за счет снижения температур при конденсации слоев покрытия;
- непрерывное легирование конденсируемого покрытия по всему объему, что позволяет обеспечивать достаточную пластичность покрытия при высокой и супервысокой твердости, а также формировать на границах зерен основной фазы тонкие слои вторичной фазы (нанокристаллической или аморфной), препятствующей коагуляции зерен основной фазы как при формировании покрытия, так и при эксплуатации инструмента с покрытием при температурах резания.

Для реализации концепции многослойно-композиционных наноструктурированных функциональных покрытий, содержащих адгезионный подслоя, износостойкие и промежуточные барьерные слои, каждый из которых имеет строго функциональное назначение [15], была разработана технология синтеза покрытий на базе процессов ФВДО и АФВДО. При этом использовали методическое положение, согласно которому состав, структура и свойства каждого из слоев покрытия должны отвечать условиям внешнего термомеханического воздействия на инструмент, а само покрытие, выполняющее роль промежуточной технологической среды между инструментальным и обрабатываемым материалами, должно максимально повышать эффективность операции обработки.

Нанесение покрытий на различные типы режущего инструмента производили на вакуумно-дуговых установках ВИТ-2 (технология ФВДО) и ВИТ-3 (технология АФВДО) конструкции СТАНКИН-ЕСОТЕСН-ВИТ [15].

Концепция покрытия. При разработке функциональных покрытий для режущего инструмента была принята концепция трехслойной архитектуры [16, 17]. Подобная концепция предусматривает использование износостойкого верхнего слоя (контактирует с обрабатываемым материалом), промежуточного многофункционального слоя (осуществляет адгезионную связь между верхним и нижним слоями покрытия, а также

имеет специальные функции) и адгезионного подслоя, непосредственно контактирующего с инструментальным материалом (осуществляет адгезионную связь между покрытием и субстратом в целом). Причем верхний и промежуточный слои имеют многослойную конструкцию, содержащую субслои нанометрической толщины [17]. Предложенная архитектура покрытия в наибольшей степени отвечает требованиям к покрытиям для тяжелых условий обработки.

При разработке инструмента с МНКП решали следующие задачи:

- выбор состава функциональных слоев покрытия в зависимости от условий внешнего термомеханического нагружения;
- обеспечение структуры каждого из слоев покрытия, а также границ разделов, отвечающих условиям внешнего воздействия.

Одной из важнейших задач при разработке инструмента с покрытием является выбор состава и свойств материала покрытия в зависимости от условий обработки и, прежде всего, свойств обрабатываемого материала с учетом их изменений при деформации и разрушении. Для варианта многослойно-композиционного покрытия чрезвычайно важным является выбор состава и свойств верхнего (износостойкого) слоя покрытия.

При разработке методики выбора состава и свойств верхнего слоя покрытия в качестве модели изнашивания был выбран наиболее универсальный механизм адгезионно-усталостного изнашивания режущего инструмента. В соответствии с выбранной моделью теряемую массу инструмента M_{ϕ} оценивали по формуле

$$M_{\phi} = K_a \rho F_a (J \sigma_a \sigma_p), M_a \rightarrow \min,$$

где K_a – коэффициент адгезии (объемный); ρ – плотность инструментального материала; J – интенсивность адгезии; σ_a – прочность связей в узлах адгезии; σ_p – сопротивляемость инструментального материала разрушению; F_a – номинальная площадь контакта.

При использовании принятой методики качественно оценивали условия начала интенсивной адгезии и склонность к адгезионному взаимодействию инструментального и обрабатываемого материалов. Такая склонность будет возрастать при следующих условиях:

- увеличении температуры (до момента начала интенсивного окисления и разупрочнения мостиков адгезии);
- увеличении частоты собственных колебаний валентных атомов, которая коррелирует со *статистическим весом атомов наиболее стабильных электронных конфигураций* (СВАСК);

- росте подвижности дислокаций V_d , которая обратно пропорциональна твердости инструментального материала (покрытия).

Таким образом, при использовании адгезионно-усталостной модели изнашивания инструмента при выборе материала верхнего (износостойкого) слоя покрытия, непосредственно контактирующего с обрабатываемым материалом, предпочтение отдавали наиболее твердым и тугоплавким соединениям, содержащим максимальное количество СВАСК устойчивых конфигураций типа $s p^3$ (материалы с преимущественно металлическими связями), $s^2 p^6$ (материалы со смешанными типами связи) и d^5 (материалы с ковалентными и ионными связями). При этом было установлено, что наиболее пригодными в качестве адгезионных подслоев являются соединения с металлическими связями (карбиды и нитриды переходных тугоплавких металлов). Для промежуточных слоев предпочтение отдавали инертным соединениям с ионными и ковалентными связями (Al_2O_3 , ZrO_2 и др.).

Для улучшения адгезии между покрытием и инструментальным материалом (субстратом) при формировании функционального покрытия использовали адгезионные металлические подслои (например, Ti, Zr и др.), нитриды переходных металлов (например, TiN, ZrN и др.) или подслои нитридов металла (TiN, CrN, ZrN), которые вводили между материалами покрытия и субстрата. Промежуточные слои различного функционального назначения (трибопассивные, износостойкие и т.д.), например на основе систем Ti–N, Cr–N, Ti–Al–N, Ti–Cr–N, Ti–Al–Cr–N и др., наносили для получения композиционных покрытий с общей толщиной, соответствующей условиям применения покрытия в целом.

Методика формирования покрытий. Стандартные процедуры приготовления образцов инструмента с покрытием для исследований заключались в следующем: инструменты из твердых сплавов в виде СМП подвергали предварительной химически активированной мойке с применением ультразвука и последующей тонкой очистке спиртом с протиркой фланелью, затем образцы закрепляли в специальных приспособлениях и размещали в вакуумной камере установок ВИТ-2 или ВИТ-3, которые полностью поддерживают процессы и технологию ФВДО, АФВДО. Установки оснащены механизмами для планетарного перемещения инструмента в вакуумной камере с различными скоростями ($n = 1,5 \dots 5,0 \text{ мин}^{-1}$). После создания вакуума порядка $p = 0,01 \text{ Па}$ поверхности образцов подвергали тонкой очистке путем бомбардировки ионами газа (Ar) или ионами металла (Ti, Zr, Cr) с последующей термоактивацией инструмента электронами, генерируемыми из тлеющего

разряда. Затем следовал процесс формирования покрытия.

Анализ влияния параметров процесса синтеза на различные свойства композиционных покрытий (типа Ti–TiN–TiCrAlN) позволил установить, что наиболее значимыми параметрами являются: ток дуги титанового катода I_{Ti} , давление азота в вакуумной камере p_N , напряжение смещения на субстрате (инструменте) в процессе конденсации износостойкого слоя U_k . Эти параметры и были приняты основными при проведении исследований по установлению их влияния на состав, структуру и свойства синтезируемых композиционных покрытий.

Методика исследования различных параметров покрытий. Микроструктурные исследования износостойких комплексов выполняли с помощью электронно-сканирующего микроскопа "LSM-6480LV" фирмы Jeol (Япония) с приставкой для энергодисперсионной спектроскопии "INCA ENTRGY DryCool" фирмы OxfordInstruments (Великобритания). С помощью приставки для энергодисперсионной спектроскопии проводили измерение элементного состава слоев покрытия с получением распределения элементов вдоль линии и по заданной площади, что позволяло оценивать не только состав эпитаксиальных слоев, но и их толщину. Для получения дополнительной информации о микроструктуре рельефа поверхности покрытия использовали полевой эмиссионный электронно-сканирующий микроскоп "JSM-6700F" с приставкой для энергодисперсионной спектроскопии "JTD-2300F" фирмы JEOL (Япония).

Макроскопические свойства многослойно-композиционных покрытий, таких как толщина, твердость, коэффициент трения, прочность сцепления покрытия с основой, определяли стандартными методами. В частности, измерение толщины ИК проводили с помощью калотеста и методом обратного β -излучения на приборе "FisherscopeMMS" компании HelmutFisherGmbH (ФРГ).

Для оценки микротвердости покрытий, в том числе и по толщине (толщина покрытий составляла 2...5 мкм), использовали нанотестер А-600 фирмы MicroMaterialsLtd (Великобритания), который позволяет измерять микротвердость на "косом шлифе" или по торцу образца-свидетеля с локальностью до 100 нм.

Методика исследований режущих свойств инструмента с покрытием. Режущие свойства инструмента с разработанными составами многослойно-композиционных покрытий с наноразмерной структурой исследовали при сухом точении и фрезеровании сталей и труднообрабатываемых материалов с использованием стандартного станочного оборудования.

Объектом исследования служили СМП из твердых сплавов ВПК13 квадратной формы 12,7×12,7×4,75 мм (форма SNUN по стандарту ISO и 03111-0363 по ГОСТ 19042–80) с радиусом при вершине $r = 0,8$ мм и радиусом округления режущей кромки $\rho = 15$ нм. Для сравнения использовали также СМП из сплава ВК10-ХОМ с аналогичными значениями радиусов r и ρ , рекомендованных для обработки жаропрочных сплавов. Использовали режущие инструменты с механическим креплением СМП, которые имели следующие значения геометрических параметров режущей части: $\gamma = -8^\circ$; $\alpha = 6^\circ$; $\varphi = \varphi_1 = 45^\circ$; $\lambda = 0$.

Исследования проводили при сухом продольном точении жаропрочного сплава ХН77ТЮР (19...22 % Cr; 2,4...2,8 % Ti; 1 % Al, $\sigma_b = 930...1080$ МПа) на универсальном токарном станке 16К20 с тиристорным приводом, позволяющим поддерживать заданную скорость резания при уменьшении диаметра заготовки за счет бесступенчатого регулирования частоты вращения шпинделя станка.

При проведении стойкостных исследований критерием отказа инструмента служила величина предельного изнашивания задней поверхности СМП, равная $h_s = 0,45...0,5$ мм.

Результаты исследований и их обсуждение

Исследование параметров разработанных покрытий. Исследовали основные параметры покрытий – микротвердость, толщину, прочность адгезии системы "покрытие–субстрат", морфологию поверхности, а также контролировали состав композиционного слоя (Ti, Cr, Al) [9]. Результаты исследований параметров, структуры и морфологии поверхности разработанных функциональных покрытий Ti–TiN–TiCrAlN представлены в табл. 1 и на рис. 1, 2. МКНП получено с использованием технологии ФВДО при осаждении в течение одного часа.

Анализ данных, представленных в табл. 1 и рис. 1, 2, позволяет отметить следующее.

Износостойкий слой (Ti,Cr,Al)N имеет супермногослойную архитектуру с толщиной субслоев износостойкого и промежуточного слоев покрытия порядка 15...25 нм. Среднее значение соотношения Ti, Cr и Al в износостойком слое TiCrAlN составило соответственно 0,2; 0,18; 0,11 TiCrAlN-слой имеет столбчатую структуру, ориентированную перпендикулярно плоскости подслоя TiN, что позволяет классифицировать многослойно-композиционное покрытие как наноструктурированное [9].

Известно, что для процессов вакуумно-дугового осаждения характерно формирование капельной фазы (α -Ti, если адгезионный подслой формируется из

Таблица 1

Архитектура и параметры слоев функционального покрытия на основе композиции Ti–TiN–TiCrAlN, полученного при использовании технологии ФВДО

Архитектура элементов покрытия	Толщина h	Микротвердость*, ГПа	Прочность адгезии МКНП $P_{кр}$, Н
Адгезионный подслой Ti (монослойный)	$h_a = 0,2...0,3$ мкм	—	120
Промежуточный слой TiN (многослойный)	$h_n = 1,8$ мкм $h_c = 15$ нм		
Износостойкий слой $Ti_{0,2}Cr_{0,18}Al_{0,11}N_{0,51}$	$h_n = 2,0$ мкм $h_c = 25$ нм	32,0	

* Значение микротвердости получено на наноиндентометре с поверхности образца.

Обозначения: h_a – толщина адгезионного подслоя; h_n , h_n – толщина износостойкого и промежуточного слоев; h_c – толщина субслоев износостойкого и промежуточного слоев; $P_{кр}$ – критическое значение усилия, прилагаемого к скрайбирующему (царапающему) индентору, при котором происходит разрушение ИК вдоль царапины.

Ti) как на поверхности покрытия, так и в его внутренних слоях, а также на границах раздела "покрытие–субстрат". Капельная фаза является большим дефектом формируемого покрытия, особенно на поверхности и границах раздела, так как в первом случае капельная фаза является центром схватывания с обрабатываемым материалом, во втором – может

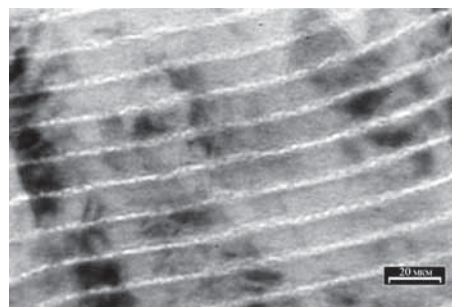


Рис. 2. Структура поверхностного (износостойкого) слоя TiCrAlN многослойно-композиционного покрытия Ti–TiN–TiCrAlN (технология ФВДО)

привести к отслоению и полному разрушению покрытия. Обращает внимание достаточно сильное различие морфологии поверхности износостойкого слоя TiCrAlN, полученного при использовании стандартной вакуумно-дуговой технологии КИБ-МеVVA (см. рис. 1, а) и разработанной технологии ФВДО (см. рис. 1, б). В частности, при использовании технологии ФВДО капельная составляющая практически полностью отсутствует на поверхности слоя TiCrAlN во внутренних слоях покрытия и на границах раздела "покрытие–субстрат", что резко повышает качество и надежность инструмента с подобным покрытием и делает их предпочтительными для использования в тяжелых условиях резания.

Исследование режущих свойств инструмента с разработанными покрытиями. Проведены широкие лабораторные исследования различных типов режущего инструмента с разработанными покрытиями (рис. 3, 4). Анализ результатов исследований режущих свойств СМП из твердых сплавов ВК10ХОМ, ВРК13 (см. рис. 3) позволяет отметить следующее.

Нанодисперсное многослойно-композиционное покрытие Ti–TiN–TiCrAlN значительно больше повышает износостойкость режущих пластин из сплава ВРК13 в сравнении с износостойкостью пластин из сплава ВК10-ХОМ при обработке исследуемых материалов. Это связано с лучшей сопротивляемостью кобальт-рениевых сплавов термопластическим деформациям в процессе изнашивания и соответственно большей длительностью работы покрытия до разрушения со всеми положительными эффектами.

Полученные данные испытаний СМП с разработанными составами

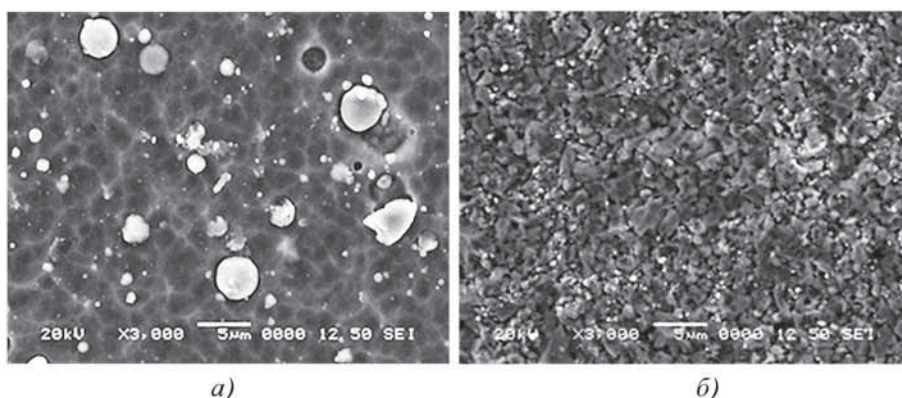


Рис. 1. Морфология поверхностного (износостойкого) слоя TiCrAlN наноструктурированного многослойно-композиционного покрытия Ti–TiN–TiCrAlN:

а – покрытие, полученное при использовании стандартной технологии КИБ-МеVVA; б – покрытие, полученное при использовании технологии ФВДО

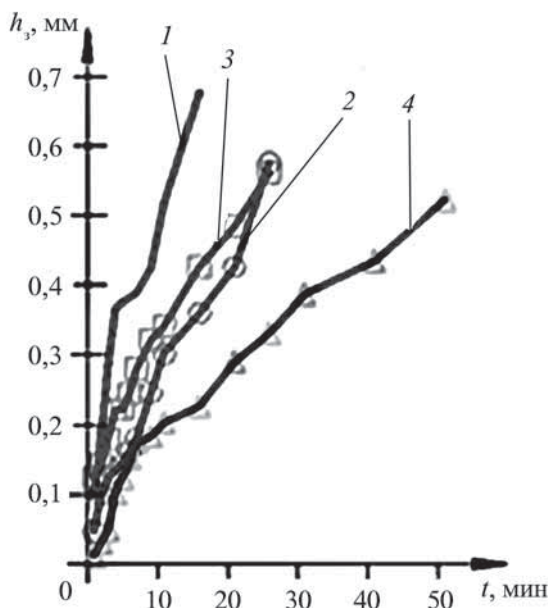


Рис. 3. Зависимость износа задней поверхности h_3 твердосплавных СМП от времени резания при точении сплава ХН77ТЮР ($t = 1,0$ мм; $S = 0,15$ мм/об; $v = 50$ м/мин): 1 – ВК10ХОМ; 2 – ВРК-13; 3 – (ВК10–ХОМ)–Ti–TiN–TiCrAlN (стандартная технология КИБ–МеVVA); 4 – (ВРК-13)Ti–TiN–TiCrAlN (технология ФВДО)

покрытий показали их высокую эффективность не только при продольном точении стали 45, но и при точении и фрезеровании трудно обрабатываемых хромоникелевых сплавов типа ХН77ТЮР (см. рис. 4).

Таким образом, применение разработанных составов покрытий с наноразмерными субслоями при сухом резании позволяет повысить стойкость инструмента в 2–5 раз при фрезеровании конструкционных сталей (на примере стали 40Х) и при точении трудно обрабатываемых материалов (на примере хромоникелевого сплава ХН77ТЮР).

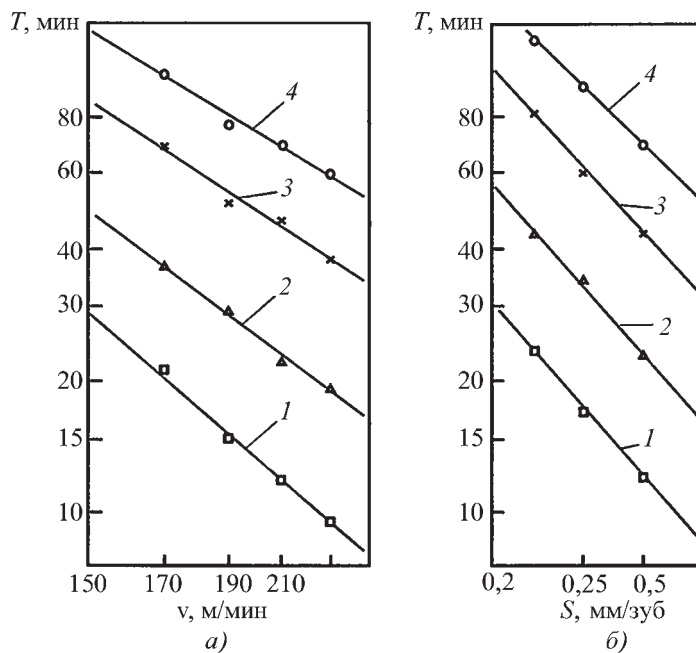
Режущие свойства твердосплавных СМП с разработанными функциональными покрытиями при восстановительной обработке колесных пар. Одной

Рис. 4. Влияние скорости резания ($a - t = 2,0$ мм; $S_z = 0,4$ мм/зуб; $B = 40$ мм – ширина фрезерования) и подачи ($b - t = 2,0$ мм; $v = 247$ м/мин; $B = 40$ мм) на стойкость фрез, оснащенных СМП из сплава Т14К8 ($Z = 1$ – число зубьев; $D_{фр} = 128$ мм – диаметр фрезы) с различными покрытиями при сухом торцовом фрезеровании (симметричном) стали 40Х (200 НВ), $h_3 = 0,5$ мм: 1 – Т14К8; 2 – Т14К8–TiCrN (стандартная технология КИБ–МеVVA); 3 – Т14К8–(Ti–TiN–TiCrAlN) (стандартная технология КИБ–МеVVA); 4 – Т14К8–(Ti–TiN–TiCrAlN) (технология ФВДО)

из самых сложных и тяжело нагруженных операций резания является восстановительная обработка поверхности катания железнодорожных колесных пар, которые в процессе эксплуатации подвергаются "перенаклепу", металл поверхностного слоя колес приобретает повышенную хрупкость с низкой усталостной прочностью и повышенной вероятностью внезапного разрушения. Удаление дефектного слоя поверхности колесных пар с твердостью HRC > 55...60 ведется при глубинах резания, превышающих 5...6 мм, что создает чрезвычайно тяжелые условия работы инструмента вследствие возникновения высоких термомеханических напряжений, имеющих знакопеременный характер. В работе приводятся результаты использования твердосплавных СМП с разработанным покрытием при восстановительной обработке колесных пар РЖД [18].

В настоящее время в России для обточки колес в основном применяют пластины 5–6 отечественных и зарубежных производителей твердых сплавов, причем пластины имеют различную форму и типоразмеры. Следует отметить, что каждый из типоразмеров твердосплавных пластин может быть изготовлен из различных марок твердого сплава. Качество изготовления и эксплуатационные характеристики инструмента различных производителей колеблются в очень широких пределах, что негативно сказывается на эффективности и качестве ремонтных работ, ведет к росту затрат на инструмент и производство в целом, а также вызывает преждевременное изнашивание и выход из строя станочного парка [19].

Испытанию подвергали исходные (новые) и восстановленные СМП с разработанными МКНП при обточке катальной части колесных пар на тяжелых



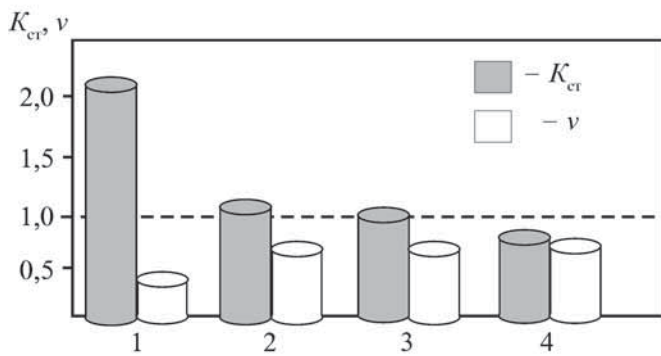


Рис. 5. Результаты сравнительных стойкостных испытаний $K_{ст}$ и вариаций стокости v СМП формы LNMХ (301940) из твердого сплава АТ15S с покрытием ведущих производителей и разработанным покрытием при тяжелой черновой обточке колесных пар ($v = 50$ м/мин; $S = 1,2$ мм/об; $t = 6,0$ мм):

1 – разработанные Ti–TiN–Ti–AlN, технология ФВДО; 2 – стандартное МКНП TiN–TiCN–TiN (производитель 1), технология CVD; 3 – покрытие TiCN–Al₂O₃–TiN (производитель 2), технология НТ–CVD; 4 – покрытие TiC–TiCN–TiN (производитель 3), технология НТ–CVD

токарных станках типа Rafamet UCB-125 и UBV 112 при режимах обработки, принятых на предприятиях МЖД: $v = 40...80$ м/мин – скорость резания; $S = 0,8...1,2$ мм/об – подача; $t = 4,0...8,0$ мм – глубина резания.

Обточку поверхности колесных пар производили СМП формы LNMХ (301940) с $v = 50$ м/мин; $S = 1,2$ мм/об; $t = 6,0$ мм. Работоспособность СМП оценивали по коэффициенту стойкости относительно исходных СМП из Т14К8, принятых за единицу при испытаниях с указанными режимами обработки при предельном износе по задней поверхности $h_3 = 0,5$ мм, коэффициенту вариации стойкости v . Проводили сравнение стойкости СМП формы LNMХ из различных марок твердых сплавов (Т14К8, АТ15S) не только отечественного производства, но и лучших образцов СМП LNMХ из технологически развитых стран, ши-

роко представленных на международных и российских рынках. Анализ результатов исследований рис. 5 позволяет отметить следующее.

Режущие свойства восстановленных СМП тангенциальной формы LNMХ(301940) из сплава Т14К8 составляют 0,86...0,9 времени наработки на отказ (при $h_3 = 0,5$ мм) аналогичных по форме и геометрии исходных (новых) СМП. Нанесение разработанных наноструктурированных покрытий Ti–TiN–TiCrAlN толщиной $h_n = 3,5...4,0$ мкм на восстановленные СМП позволяет обеспечить заметное повышение режущих свойств даже исходных СМП в 1,71–2,0 раза по сравнению с исходными СМП без покрытия.

Проведены также сравнительные испытания СМП с разработанными МКНП и нанометрической структурой лучших образцов СМП с покрытиями последнего поколения, имеющих МКНП. Результаты этих испытаний представлены в табл. 2.

Производили сравнение стойкости СМП формы LNMХ из различных марок твердых сплавов (Т14К8, АТ15S) не только отечественного производства, но и лучших образцов СМП из технологически развитых стран, широко представленных на международных и Российских рынках.

Установлена высокая эффективность СМП формы LNMХ (301940) из твердого сплава АТ15S с разработанным наноструктурированными многослойно-композиционными покрытиями по сравнению с зарубежными аналогами при тяжелой восстановительной обточке катальной поверхности колесных пар. В частности, отмечено не только более высокое среднее значение стойкости (88,1 мин) и коэффициента стойкости ($K_{ст} = 2,19$), но и снижение коэффициента вариации стойкости ($v = 0,355$). Последнее свидетельствует о существенном повышении надежности тангенциальных СМП формы LNMХ (301940) из сплава АТ15S с разработанными наноструктурированными покрытиями для тяжелой обработки, какой является восстановительная обточка упрочненной поверхности колесных пар.

Таблица 2

Результаты сравнительных стойкостных исследований СМП формы LNMХ

Производитель	Архитектура покрытия	Толщина покрытия, мкм	Средняя стойкость, мин	Коэффициент вариации стойкости v	Коэффициент $K_{ст} = T_n / T$
Производитель 1	TiN–TiCN–TiN	9,0	45,6	0,448	1,18
Производитель 2	TiCN–Al ₂ O ₃ –TiN	10,0	26,4	0,452	1,05
Производитель 3	TiC–TiCN–TiN	10,0	25,0	0,460	0,64
МГТУ "СТАНКИН"	Ti–TiN–TiCrAlN	4,0	88,1	0,355	2,19

Обозначения: T_n – среднее значение стойкости инструмента с покрытием; T – среднее значение стойкости контрольного инструмента без покрытия.

Выводы

Создана методика МКНП, предназначенных для тяжелых условий обработки.

Конструирование многослойных покрытий, исходя из выбора материала каждого отдельного слоя в соответствии с функциональным назначением при оптимизации их последовательности и толщин, позволяет конструировать свойства и эксплуатационные характеристики инструмента с покрытием в целом.

Разработана методология назначения слоев многослойно-композиционной архитектуры. Показана принципиальная возможность выбора состава и свойств покрытия в соответствии с конфигурационным строением вещества и статистическим весом атомов наиболее СВАСК. Показано, что при выборе материала верхнего слоя покрытия, непосредственно контактирующего с обрабатываемым материалом, предпочтение следует отдавать наиболее твердым и тугоплавким соединениям, содержащим максимальное количество СВАСК устойчивых конфигураций типа sp^3 (материалы с преимущественно металлическими связями). Для промежуточных слоев наиболее приемлемы материалы с конфигурациями s^2p^6 (материалы со смешанными типами связи) и d^5 (материалы с ковалентными и ионными связями). Адгезионные слои следует формировать на основе активных переходных металлов или их нитридов.

Показано, что различные типы инструмента из твердых сплавов с разработанными покрытиями имеют период стойкости, в 1,5–5 раз превышающий соответствующий показатель для инструмента со стандартным покрытием, и позволяют увеличить производительность обработки за счет роста скорости резания на 20...60 % при точении и торцовом фрезеровании труднообрабатываемых материалов.

Установлена высокая эффективность восстановленных по форме и геометрии СМП формы LNMХ (301940) из твердого сплава AT15S с разработанным МКНП. СМП, которые имели стойкость в 1,5–2,5 раза выше стойкости ведущих зарубежных аналогов применительно к тяжелой восстановительной обточке катальной поверхности колесных пар.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Андреев А.А., Григорьев С.Н. Износостойкие вакуумно-дуговые покрытия на основе титана в инструментальном производстве // СТИН. 2006. № 2. С. 19–24.
2. Андреев А.А., Шулаев В.М., Григорьев С.Н. Технологические особенности получения композиционных наноструктурных покрытий вакуумно-плазменными методами // Технология машиностроения. 2005. № 7. С. 47.
3. Волосова М.А., Григорьев С.Н., Могилевский А.М. Исследование эффективности нанесения нанопокровтий на концевые твердосплавные фрезы // Вестник МГТУ "Станкин". 2011. Т. 2. № 4. С. 24–30.

4. Верещака А.С. Основные аспекты применения и совершенствования режущих инструментов с износостойкими покрытиями // СТИН. 2000. № 9. С. 33–40.

5. Верещака А.С., Верещака А.А. Повышение эффективности инструмента путем управления составом, структурой и свойствами покрытий // Упрочняющая технология и покрытия. 2005. № 9. С. 9–18.

6. Финкель В.М. Физические основы торможения разрушения. М.: Металлургия, 1977. 348 с.

7. Panckow A.N. Application of novel vacuum-arc ion-plating technologies for the design of advanced wear resistant coatings /A.N. Panckow, J. Steffenhagen, D. Wegener, L. Dubner, F. Lierath // Surface and Coating Technologies. 138. 2001. P. 71–76.

8. Okumiya M., Gripenrog M. Mechanical properties and tribological behavior of TiN–CrAlN and CrN–CrAlN multilayer coatings // Surface and Coating Technologies. 112 (1999). P. 123–128.

9. Byrne G., Dornfeld D., Denkena B. Advancing Cutting Technology // CIRP Annals. V. 52/2. 2003.

10. Верещака А.С., Верещака А.А. Функциональные покрытия для режущего инструмента. М.: Упрочняющие технологии и покрытия. 2010. № 6. С. 28–37.

11. Григорьев С.Н., Боровский В.Г. Разработка технологии нанесения износостойких покрытий на режущий инструмент на основе минералокерамики и кубического нитрида бора // Обработка металлов: технология, оборудование, инструменты. 2003. № 3. С. 5–6.

12. Григорьев С.Н., Андреев А.А., Шулаев В.М. Наноструктурные износостойкие покрытия, полученные методами физического осаждения вещества в вакууме // Упрочняющие технологии и покрытия. 2005. № 9. С. 4–8.

13. Верещака А.С., Анисеев А.И., Дачева А.В. Повышение эффективности резания труднообрабатываемых материалов с применением инструмента с наноструктурированным износостойким покрытием // Технология машиностроения. 2010. № 3. С. 17–22.

14. Scherbarth S. Moderne Schneidstoffe und Werkzeugwege zur gesteigerten Produktivität // SandvikCoromantGmbH. 7. Schmalkalder Werkzeugtagung. 2005.

15. Верещака А.А., Верещака А.С. Методология создания функциональных покрытий для режущего инструмента // Современные технологии машиностроения: сб. науч. статей. НТУ "ХПИ", 2007. С. 192–235.

16. Патент на изобретение RU 2198243 С2. Многослойно-композиционное покрытие /А.А. Верещака. Бюл. № 4 от 10.02.2003.

17. Верещака А.С., Григорьев С.Н., Табаков В.П. Методологические принципы создания функциональных покрытий нового поколения для применения в инструментальном производстве // Справочник. Инженерный журнал с приложением. 2011. № 12. С. 13–22.

18. Евсеев Д.Г., Верещака А.А., Попов А.Ю. Особенности применения твердосплавных пластин с наноструктурированным износостойким покрытием для механической обработки деталей железнодорожного транспорта: тр. науч.-практ. конф. "Безопасность движения поездов". Ч. 2, Кн. 2. М.: МИИТ. 2007.

19. Григорьев С.Н., Шумихина Е.М., Змиева К.А. Метод повышения энергоэффективности технологий вакуумно-плазменного нанесения покрытий // Вестник МГТУ "Станкин". 2010. № 1. С. 82–87.

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

О выборе оптимального метода модификации поверхности режущего инструмента исходя из его служебного назначения

Рассмотрена систематизация различных методов поверхностной обработки (нанесение покрытий, поверхностное легирование, термическое воздействие, деформационное воздействие и комбинированная обработка) по механизму взаимодействия с поверхностью и поверхностным слоем режущего инструмента. Описаны мероприятия, которые необходимо выполнить для выбора рационального метода при научно-исследовательских работах и производственном внедрении.

Ключевые слова: режущий инструмент, модификация поверхности, износостойкие покрытия, работоспособность.

Ordering of various surface treatment methods (coating deposition, surface alloying, thermal influence, deformation influence and the mixed treatment) on the mechanism of interaction with a surface and a surface layer of a cutting tool is considered. Actions to be carrying out for a choice of a rational treatment method at research works and industrial introduction are described.

Keywords: cutting tool, surface modification, wear-resistant coatings, working capacity.

В настоящее время одним из наиболее распространенных и эффективных направлений совершенствования режущих инструментов является применение методов поверхностного упрочнения – нанесения покрытий и модификации поверхностного слоя, заключающихся в направленном изменении физико-механических и кристаллохимических свойств поверхности и поверхностного слоя инструментов [1–3].

Эффективность указанного направления обусловлена тем, что при большом разнообразии условий ра-

боты инструментов практически во всех случаях наиболее нагруженными оказываются их поверхностные слои, свойства которых определяют работоспособность инструментов в процессе обработки [2]. В таблице представлена взаимосвязь между характеристиками поверхности и поверхностного слоя инструмента и его эксплуатационными показателями – стойкостью, надежностью и др.

Создание универсального инструментального материала, пригодного для эксплуатации в существенно

Взаимосвязь между характеристиками поверхности и поверхностного слоя инструмента и его эксплуатационными показателями

Эксплуатационные показатели инструмента	Основные характеристики инструментального материала и поверхностного слоя инструмента						
	Предел прочности при растяжении, изгибе $\sigma_{изг}$, МПа	Твердость HRC, HRA, HV	Теплостойкость T , °С	Теплопроводность λ , Вт/(м·К)	Параметр шероховатости Ra , мкм	Остаточные напряжения $\sigma_{ост}$, МПа	Адгезионные свойства
Стойкость	●	●	●	●	●	●	●
Надежность	●	●	●	●	◐	●	◐
Точность изделия	◐	●	◐	●	●	○	●
Шероховатость изделия	○	●	◐	●	●	○	●
Производительность	●	●	●	●	○	◐	○

Примечание: ○ – оказывает несущественное влияние или не влияет; ◐ – оказывает существенное влияние; ● – оказывает основное влияние.

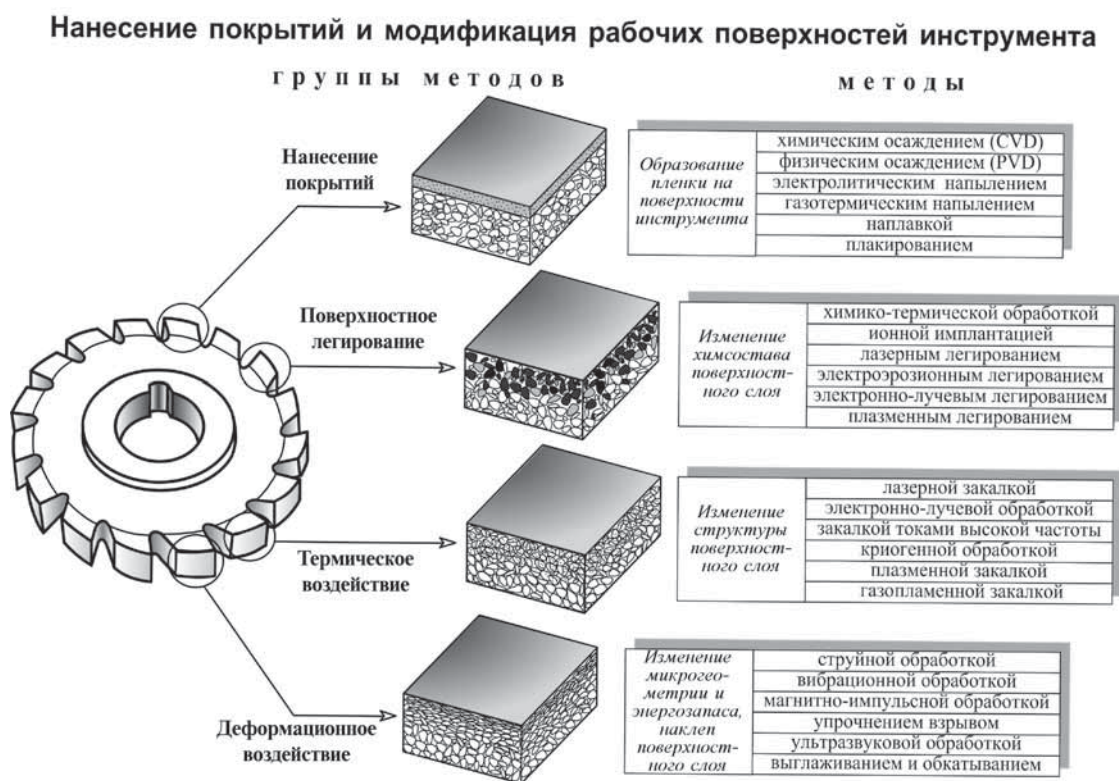


Рис. 1. Систематизация методов поверхностного упрочнения режущих инструментов

отличающихся условиях резания за счет разработки и применения различных методов нанесения покрытий и модификации поверхностного слоя, является очень важной задачей для инструментального производства.

Применение таких методов позволяет создать режущие инструменты, обладающие уникальным сочетанием, на первый взгляд, противоречивых свойств, например высокой прочности и твердости. Важным преимуществом методов нанесения покрытий и поверхностной модификации является то обстоятельство, что их легко применить к уже готовому "рыночному" инструменту, когда реализация других направлений его совершенствования в большинстве случаев уже невозможна.

Сегодня при производстве режущего инструмента используется большое количество технологических приемов поверхностного упрочнения режущих инструментов, которые совершенствуются ускоренными темпами.

Различными исследователями сегодня предлагаются разнообразные классификации методов поверхностной упрочняющей обработки режущих инструментов, например, по виду используемого источника энергии или агрегатному состоянию среды [4], в которой происходит упрочнение, и т.д. В работе существующие методы предлагается классифицировать по механизму взаимодействия с поверхностью и поверхностным слоем режу-

щего инструмента, что является наиболее удобным, например, для студентов только знакомящихся с технологиями поверхностного упрочнения.

В соответствии с предлагаемой систематизацией (классификацией) многообразие использующихся в инструментальном производстве методов можно разделить на 5 групп (рис. 1): нанесение покрытий, поверхностное легирование, термическое воздействие, деформационное воздействие, комбинированная обработка (сочетание методов, относящихся к различным группам) [5].

Методы, относящиеся к различным группам, оказывают разное воздействие на поверхность и поверхностный слой режущего инструмента. При нанесении покрытий на поверхности режущего инструмента происходит формирование тонкой пленки. Поверхностное легирование изменяет химический состав и, как правило, структуру поверхностного слоя режущего инструмента. Результатом термического воздействия на поверхностный слой инструмента является изменение его структуры, при этом его химический состав остается неизменным. При деформационном воздействии происходит наклеп поверхностного слоя режущего инструмента, изменяются его микрогеометрия и энергетический запас.

Как видно из представленной классификации, каждая из 5 групп объединяет *n*-е количество методов

(на рис. 1 указаны лишь те из них, которые получили наиболее широкое распространение в инструментальном производстве). Например, нанесение покрытий может осуществляться химическим и физическим осаждением, газотермическим напылением, наплавкой и др. Для поверхностного легирования режущего инструмента могут использоваться ионная имплантация, химико-термическая обработка и др.

По своей сути методы, используемые для упрочнения рабочих поверхностей режущих инструментов, имеют существенные различия в применяемых источниках энергии (лазерный луч, низкотемпературная плазма и др.), рабочих средах (воздух, вакуум и др.) и т.д. Однако, несмотря на это, эффекты, которые могут быть достигнуты при их применении, имеют существенные сходства и связаны с улучшением наиболее важных показателей эффективности (выходных параметров) процесса резания.

На рис. 2 представлена взаимосвязь между выходными параметрами процесса резания и физико-механическими и кристаллохимическими свойствами поверхности и поверхностного слоя инструмента.

Представленная взаимосвязь наглядно демонстрирует, что улучшение выходных параметров процесса резания является следствием изменения функциональных и физических параметров процесса резания,

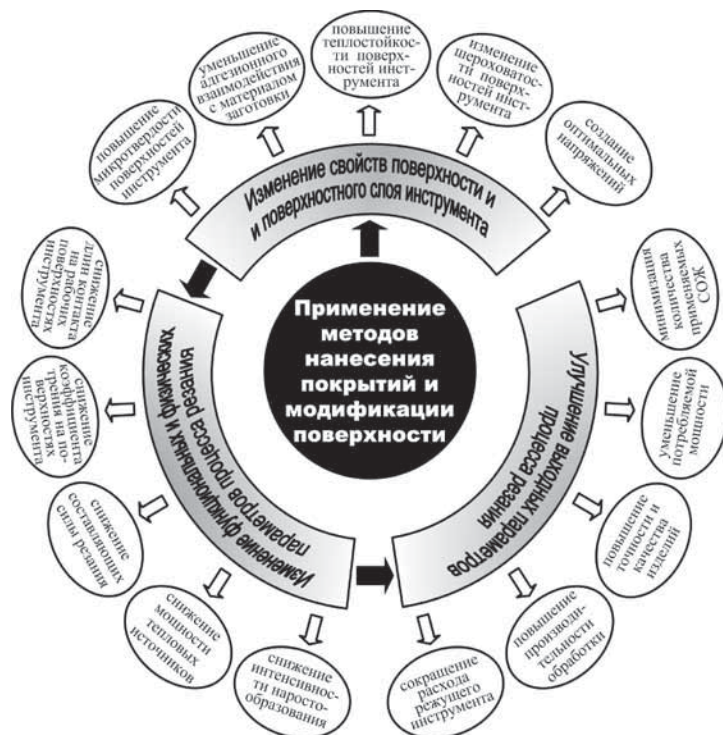


Рис. 2. Взаимосвязь между выходными параметрами процесса резания и физико-механическими и кристаллохимическими свойствами поверхности и поверхностного слоя инструмента

которое в свою очередь является следствием изменения физико-механических и кристаллохимических свойств поверхности и поверхностного слоя инструмента, происходящего в результате применения того или иного метода нанесения покрытий и модификации.

Например, нанесение однослойного покрытия толщиной всего лишь 5 мкм, может обеспечить существенное повышение микротвердости поверхностного слоя инструмента и снизить его адгезионное взаимодействие с обрабатываемым материалом [5]. Это приведет к заметному снижению коэффициента трения на рабочих поверхностях инструмента, что повлечет за собой и другие изменения – уменьшатся длины контакта на рабочих поверхностях, снизятся составляющие силы резания и др. В результате всех этих изменений можно ожидать улучшения интересующего выходного показателя процесса, например снижения расхода режущего инструмента или уменьшения потребляемой мощности [2, 6].

Практика показывает, что в зависимости от решаемых задач, поверхностный слой, сформированный каким-либо из методов поверхностной упрочняющей обработки, может выполнять функции [7–9]:

- высокотвердого поверхностного слоя, препятствующего абразивному изнашиванию рабочих поверхностей инструмента в процессе резания;
- промежуточной среды, обладающей низким сродством с обрабатываемым материалом и препятствующей интенсивному схватыванию в условиях адгезионного изнашивания;
- антифрикционной твердой смазки, минимизирующей налипание обрабатываемого материала на инструмент в процессе резания;
- барьерного слоя, препятствующего отпуску поверхностного слоя инструмента в результате воздействия повышенных тепловых нагрузок;
- барьерного слоя, способного тормозить или останавливать распространение сетки усталостных трещин, приводящей к макроразрушению рабочих кромок.

Сегодня отечественная промышленность располагает целым арсеналом методов поверхностного упрочнения режущих инструментов. При этом универсального метода не существует, так как один и тот же метод в одних условиях эксплуатации инструмента может дать положительный эффект, а в других – отрицательный [10–12].

Производственное применение нового метода обязательно связано с затратами на приобретение специального оборудования для его реализации, технологической оснастки, привлечение опытных специалистов в этой области и др. Поэтому решение о внедрении того или иного метода в конкретное

производство принимается только на основе глубокого анализа результатов комплекса предварительно проведенных научно-исследовательских работ и детальных экономических расчетов.

В связи с большим разнообразием инструментальных материалов, видов режущих инструментов, условий их работы, а также многовариантностью научно-технических задач может быть предложен только общий алгоритм выбора эффективной технологии упрочнения рабочих поверхностей режущих инструментов. Упрощенно методику выбора эффективной технологии можно представить в виде последовательного выполнения четырех этапов (рис. 3).

На первом этапе осуществляется всесторонний анализ условий эксплуатации режущего инструмента (режим резания, свойства обрабатываемого материала и т.д.), определяются конкретные выходные показатели процесса резания, которые должны быть улучшены в результате применения методов поверхностной упрочняющей обработки режущего инструмента (например, производительность обработки, показатели качества и точности обработки и др.).

Второй этап предусматривает определение конкретных физико-механических и кристаллохимических свойств поверхности и поверхностного слоя инструмента (шероховатость, микротвердость, теплостойкость, средство с обрабатываемым материалом и т.д.), оказывающих наиболее сильное влияние на выходные показатели процесса резания при конкретных условиях эксплуатации режущего инструмента.

На третьем этапе производится непосредственно выбор метода поверхностного упрочнения. Для этого теоретическим и экспериментальным путем проверяются технологические возможности различных методов с точки зрения обеспечения необходимых физико-механических и кристаллохимических свойств поверхности и поверхностного слоя, производится экономическая оценка их применения.

Заключительным этапом является назначение технологических режимов обработки рабочих поверхностей режущего инструмента исходя из условий обеспечения требуемых параметров поверхности и поверхностного слоя режущего инструмента.

Рассмотренный выше подход, в первую очередь, предназначен для проведения научно-исследовательских и поисковых работ. Внедрение результатов работ, полученных в лабораториях в рамках действующего

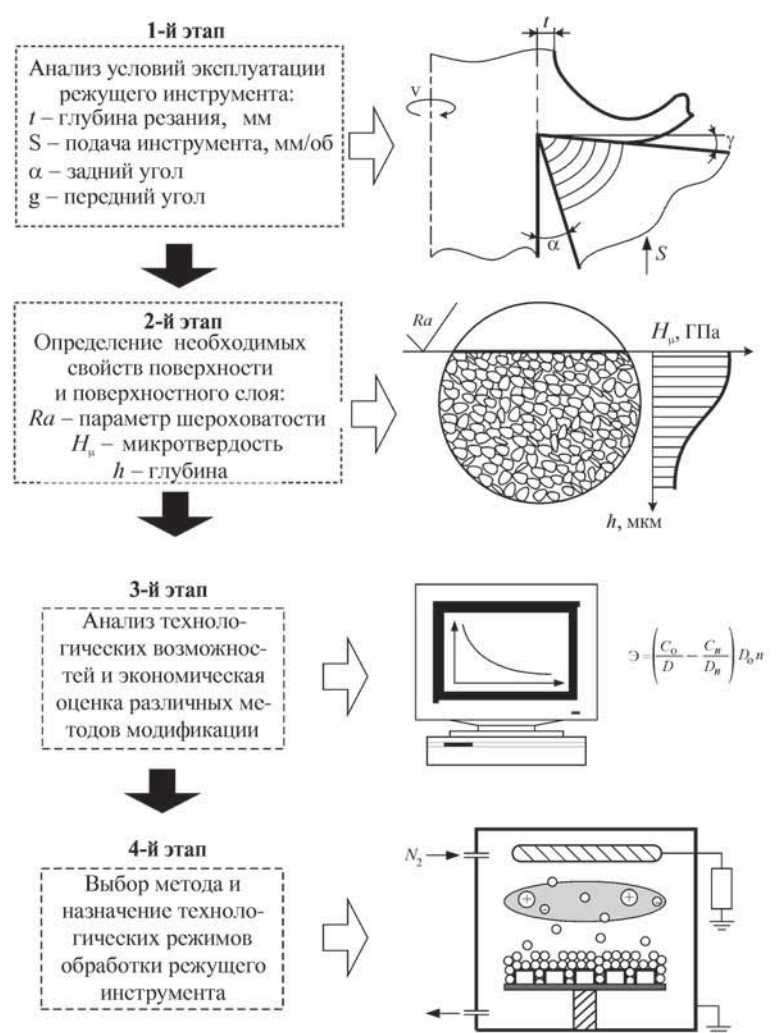


Рис. 3. Упрощенный алгоритм выбора рационального метода поверхностной упрочняющей обработки режущего инструмента

шего производства, требует проведения большого комплекса подготовительных работ.

На рис. 4 представлены основные мероприятия, которые необходимо выполнить для внедрения в производство новых технологических процессов поверхностного упрочнения режущих инструментов. В числе этих мероприятий: определение номенклатуры инструмента и поверхностей, упрочнение которых целесообразно; выбор наиболее эффективного метода упрочнения и технологических режимов, их экспериментальная проверка в заводской лаборатории; подготовка материальной базы – приобретение и изготовление стандартного (например, электронно-лучевой установки) и нестандартного оборудования (например, манипулятора для крепления и перемещения обрабатываемых инструментов в процессе упрочнения), различных вспомогательных приборов и

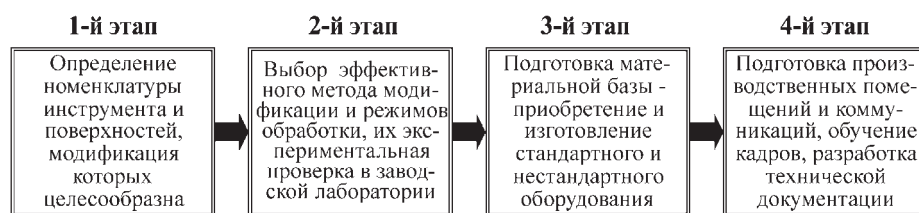


Рис. 4. Основные мероприятия, необходимые для производственного внедрения технологических процессов поверхностного упрочнения режущих инструментов

устройств (твердомеров, профилометров, стеллажей и т.д.); подготовка производственных помещений и коммуникаций, обучение кадров, комплектование специализированных служб, разработка технической документации и др. [13].

При выборе рационального метода поверхностного упрочнения и условий его реализации упрочненный режущий инструмент может решать широкий спектр производственных задач. Основными из них являются следующие:

- увеличение стойкости (времени наработки до отказа) и суммарного ресурса работы инструмента;
- повышение производительности (скорости резания) и сокращение времени на механическую обработку деталей;
- повышение точности размеров и качества поверхностного слоя обрабатываемых деталей;
- сокращение затрат, приходящихся на режущий инструмент;
- решение ряда вопросов улучшения экологии и охраны труда, связанных с минимизацией или полным отказом от применения токсичных смазочно-охлаждающих жидкостей при механической обработке.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Григорьев С.Н., Волосова М.А. Технология комбинированного поверхностного упрочнения режущего инструмента из оксидно-карбидной керамики // Вестник машиностроения. 2005. № 9. С. 32–36.
2. Григорьев С.Н., Шумихина Е.М., Змиева К.А. Метод повышения энергоэффективности технологий вакуумно-плазменного нанесения покрытий // Вестник МГТУ "Станкин". 2010. № 1. С. 82–87.

3. Григорьев С.Н., Боровский В.Г. Разработка технологии нанесения износостойких покрытий на режущий инструмент на основе минералокерамики и кубического нитрида бора // Обработка металлов: технология, оборудование, инструменты. 2003. № 3. С. 5–6.

4. Компактный источник параматериала проводящей мишени, распыляемой ионами с энергией 3 кЭв при давлении 0,05 Па / С.Н. Григорьев, Ю.А. Мельник, А.С. Метель, В.В. Панин, В.В. Прудников // Приборы и техника эксперимента. 2009. № 5. С. 127–133.

5. Григорьев С.Н., Волосова М.А., Климов В.Н. Модификация поверхности режущего инструмента из быстрорежущей стали путем вакуумно-плазменной обработки // Физика и химия обработки материалов. 2005. № 5. С. 11–18.

6. Волосова М.А., Туманов А.А. Систематизация методов нанесения покрытий и модификации рабочих поверхностей режущего инструмента и алгоритм их выбора // Вестник МГТУ "Станкин". 2011. № 3. С. 78–83.

7. Андреев А.А., Григорьев С.Н. Износостойкие вакуумно-дуговые покрытия на основе титана в инструментальном производстве // СТИН. 2006. № 2. С. 19–24.

8. Григорьев С.Н. Экологически чистое вакуумно-плазменное технологическое оборудование для повышения износостойкости инструментов и деталей машин // Безопасность жизнедеятельности. 2006. № 6. С. 5–8.

9. Волосова М.А., Григорьев С.Н. Режущие пластины из керамики: влияние абразивной обработки и покрытий на их эксплуатационные показатели // Вестник МГТУ "Станкин". 2011. № 2. С. 68–74.

10. Вакуумно-дуговые многослойные наноструктурные TiN/Ti покрытия: структура, напряженное состояние, свойства / О.В. Соболев, А.А. Андреев, С.Н. Григорьев, М.А. Волосова, В.Ф. Горбань // Металловедение и термическая обработка металлов. 2012. № 1. С. 28–33.

11. Волосова М.А. Вакуумно-плазменные технологии: получение наноструктурных покрытий триботехнического и инструментального назначения // Вестник МГТУ "Станкин". 2010. № 4. С. 66–73.

12. Волосова М.А., Григорьев С.Н., Могилевский А.М. Исследование эффективности нанесения нанопокровов на концевые твердосплавные фрезы // Вестник МГТУ "Станкин". 2011. Т. 2. № 4. С. 24–30.

13. Development And Application Of Coated Ceramic Cutting Tools / E. Uhlmann, T. Huhns, S. Richarz, W. Reimers, S. Grigoriev // Industrial Ceramics. 2009. V. 29. № 2. P. 113–118.

С.Н. Григорьев, А.Н. Красновский
 (Московский государственный технологический университет "СТАНКИН")
 E-mail: al.krasnov@mail.ru

Технологические аспекты непрерывного формования изделий из композиционных порошковых материалов

Приведены результаты исследования технологии непрерывного формования композиционных порошковых материалов. Описаны технологические аспекты процесса, оказывающие существенное влияние на формирование свойств длинномерных изделий многофункционального назначения из композиционных порошковых материалов.

Ключевые слова: композиционный, порошок, непрерывный, формование, напряжение, инструмент.

The results of the study technology of continuous pressing of composite powder materials. Describes the technological aspects of the process, have a significant influence on the properties of long products multipurpose composite powder materials.

Keywords: composite, powder, continuous, pressing, pressure, tool.

Введение

В последние годы в результате совершенствования непрерывных методов формования получили развитие методы конформного и шнекового формования изделий из порошковых материалов [1–7]. Методы заключаются в непрерывном выдавливании материала инструментом при одновременном уплотнении его в канале инструмента и матрицы (рисунок). Порошок предварительно смешивается с пластификатором, который затем удаляется перед спеканием изделия. Технологии экструзии порошковых материалов могут быть также успешно применены для формования изделий из материалов, не требующих последующего спекания (металлопластики, топливные элементы и др.) [1, 5, 8]. Разработаны варианты технологии фор-

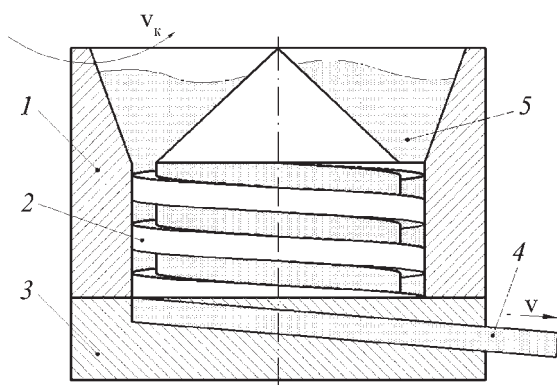


Схема непрерывного формования композиционных порошковых материалов:

1 – корпус; 2 – оправка; 3 – матрица; 4 – изделие; 5 – порошковая композиция; v_k – скорость перемещения корпуса; v – скорость перемещения изделия

мования порошковых материалов, реологические свойства которых близки к модели несжимаемого вязкопластического тела Бингама–Шведова и модели несжимаемой вязкой жидкости, т.е. материалов с малым межчастичным трением [9–11].

Разработанная на основе проведенных исследований технология непрерывного формования порошковых материалов и композиций с большим межчастичным трением включает в себя следующие основные операции: приготовление шихты, формование и спекание [12]. Каждая из этих технологических операций хотя и в различной степени, но оказывает влияние на формирование свойств получаемых изделий и поэтому заслуживает отдельного внимания. Необходимо заметить, что операции приготовления шихты и спекания в некоторых случаях могут отсутствовать в технологическом процессе. В частности, это относится к предварительно приготовленным порошковым композициям, а также к изделиям, не требующим спекания после формования.

Приготовление шихты

Приготовление шихты – наиболее трудоемкая операция в рассматриваемой технологии. Во многом это объясняется тем комплексом требований, которым должна удовлетворять шихта в процессе переработки. При формовании порошковых материалов непрерывными способами на первый план выдвигаются такие свойства шихты, как однородность, формуемость, уплотняемость и текучесть. Приготовление пластифицированной шихты включает следующие основные этапы: классификацию, смешивание, пластификацию, гранулирование и подогрев до температуры экструзии. Приготовление непластифицированной шихты вклю-

чает классификацию, смешивание и подогрев до температуры экструзии.

Классификация порошковых материалов, с учетом их последующего смешения, повышает однородность материала путем выравнивания его гранулометрического состава. Рассеву порошка предшествует операция сушки в сушильном камерном шкафу при температуре 100...150 °С в течение 30 мин, необходимая для удаления влаги. Разделение порошков на фракции производится методом ситового анализа на ситовом анализаторе 029 в течение 15...30 мин.

Процесс смешивания порошковых материалов в жидкой среде протекает более интенсивно, чем в газовой. Поэтому в тех случаях, когда пластификатором является парафин, смешивание порошков производят одновременно с их пластификацией, что сокращает общее время приготовления шихты. Порошок, увлажненный парафином, представляет собой пастообразную смесь, смешение которой наиболее целесообразно производить в смесителях лопастного типа. Время смешивания в лопастном роторном смесителе ЗШ-25 НРК составляет 10 мин. Корпус смесителя во время проведения операции должен иметь температуру, близкую к температуре плавления парафина, ~50 °С. Количество пластификатора, необходимое для полной пластификации материала, рассчитывается по методике, предложенной в работе [1]. Введение парафина осуществляется в расплавленном состоянии путем его распыления над поверхностью перемешиваемого в смесителе порошка.

В тех случаях, когда пластификатором является полистирол, сначала производится смешивание порошков металла и полистирола в течение 15 мин. Затем в полученную смесь вводится дибутилфталат и смешивание продолжается в пределах 5 мин.

При смешивании многокомпонентных смесей для достижения равномерного распределения компонентов в объеме смеси целесообразно применять многоступенчатое смешивание. Смешивание непластифицированных порошковых материалов желательнее производить в центробежных, планетарных или конусных смесителях.

Полученная после смешивания и пластификации шихта представляет собой слипшиеся агломераты частиц порошка и пластификатора и с точки зрения распределения прослоек пластификатора между частицами является неоднородной. Поэтому следующей операцией технологического процесса является операция гранулирования, предназначенная не только для получения исходного материала для формования, но также и для его гомогенизации. Под гомогенизацией в данном случае понимается создание однородной структуры в объеме пластифицированной порошковой шихты. Двукратное продавливание материала шнеком че-

рез многоканальную матрицу значительно уменьшает предел текучести материала и коэффициент межчастичного трения. В процессе пластического течения материала через отверстие матрицы частицы порошка ориентируются в среде пластификатора таким образом, чтобы оказывать наименьшее сопротивление деформации. Это обстоятельство приводит к более равномерному и оптимальному распределению пластификатора между частицами порошка в объеме гранул. Отрезка гранул осуществляется ножом на выходе из отверстия матрицы. Диаметр и длина гранул находятся в интервале 2...4 мм.

Для уменьшения времени стабилизации режима экструзии шихта, содержащая парафин, перед формованием подогревается до температуры экструзии — 35...45 °С. Температура экструзии порошковых композиций, пластифицированных полистиролом, — 25...35 °С, и поэтому данные смеси не требуют предварительного подогрева.

Формование

Обязательным условием осуществления процесса непрерывного формования изделий из порошковых материалов с большим межчастичным трением является предварительный этап, включающий измерение технологических характеристик материала, расчет оптимальной геометрии инструмента и на его основе технологических параметров режима формования [3–7]. Теоретический анализ процесса формования позволяет решить две задачи: определить геометрию инструмента для получения изделий с заданными свойствами и оптимизировать энергосиловые параметры при необходимой производительности процесса.

В зависимости от частоты вращения шнека и коэффициента проскальзывания материала выбирается способ загрузки материала и определяется скорость его подачи к шнеку. Загрузка материала может осуществляться как вручную, последовательным наполнением загрузочного бункера, так и механически: лопастным барабаном, подающим шнеком и др.

Загрузка материала под собственным весом должна обеспечивать непрерывное заполнение межвиткового пространства шнека в зоне загрузочного бункера. Увеличение подачи выше указанной нежелательно из-за зависания порошка в бункере вследствие арочного эффекта. Устранение этого недостатка приводит к усложнению конструкции бункера, который приходится оборудовать ворошителями, вибраторами и т.д. Особенно это относится к пластифицированным порошкам, обладающим низкой текучестью.

Принудительная подача материала к формирующему шнеку предпочтительнее свободной, поскольку по-

звояет уже в зоне загрузки создать давление в канале шнека и тем самым увеличить усилие, развиваемое прессом.

Для гарантированного заполнения канала формуемого шнека подача материала должна быть синхронизирована со скоростью его вращения. Скорость вращения шнека выбирается из диапазона $0,3...0,6 \text{ с}^{-1}$.

Перед формованием корпус шнекового пресса нагревают до температуры экструзии. С момента начала загрузки до получения изделия с заданными свойствами происходит стабилизация силового и температурного режима экструзии. Выдавленный на этой стадии материал снова поступает на операцию гранулирования.

Спекание

Операция спекания завершает процесс изготовления длинномерных изделий и принципиально не отличается от спекания изделий, полученных другими способами.

Для изделий, изготовленных из шихты, пластифицированной парафином, необходима отгонка пластификатора, иначе они после спекания будут содержать в своем составе углерод. Отгонку парафина осуществляют перед спеканием одним из известных способов.

Изделие медленно нагревают на воздухе до температуры $100 \text{ }^\circ\text{C}$ со скоростью, не превышающей 5 град/мин . При этом парафин разлагается и удаляется из прессовки в виде газов. Скорость нагрева при отгонке пластификатора выбирают в зависимости от вида пластификатора и изделия такой, чтобы не произошло его закипания во внутренних слоях изделия.

После удаления пластификатора прочность изделия снижается и поэтому особое внимание уделяется сохранению его формы. Для этого используют специальные засыпки, предотвращающие деформацию изделия, из веществ, не взаимодействующих со спекаемым металлом (оксид алюминия).

Отгонку пластификатора можно осуществлять также в высокочастотном электрическом поле способом, описанным в работе [1]. Спекание изделий после полной отгонки пластификатора производят в режиме термоциклирования в промышленных печах периодического или непрерывного действия в вакууме или атмосфере защитного газа.

Выводы

Интенсивное изучение наноструктурированных материалов обусловлено потребностями современных отраслей промышленности в качественно новых материалах и веществах [12]. Среди них большое значение имеют конструкционные и функциональные изделия

с объемной наноструктурой для машиностроения, электроники, атомной, авиакосмической техники и т.п. Для получения объемных наноструктурированных материалов высокой плотности необходимы способы, позволяющие в процессе формирования изделия генерировать интенсивные пластические или сдвиговые деформации. В этой связи, особо актуальными становятся исследования в области разработки новых конкурентоспособных технологий для изготовления изделий многофункционального назначения из композиционных порошковых материалов.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Пятов В.В.** Теоретические и технологические основы холодной экструзии порошковых материалов. Витебск: УО "ВГТУ", 2002. 232 с.
2. **Григорьев С.Н., Красновский А.Н.** Разработка теории непрерывного формования изделий из ультрадисперсных композиционных порошковых материалов // Вестник МГТУ "Станкин". 2011. № 1. С. 12–16.
3. **Григорьев С.Н., Красновский А.Н.** Энергосиловые параметры процесса формования порошковой проволоки для напыления наноструктурных покрытий // Упрочняющие технологии и покрытия. 2011. № 3. С. 34–36.
4. **Григорьев С.Н., Красновский А.Н.** Процесс непрерывного формования ультрадисперсных порошковых материалов для получения длинномерных изделий // Технология металлов. 2011. № 5. С. 30–34.
5. **Григорьев С.Н.** Тенденции и проблемы модернизации машиностроительного производства на базе отечественного станкостроения // Вестник МГТУ "Станкин". 2010. № 3. С. 7–13.
6. **Григорьев С.Н., Грибков А.А.** Определение общих требований к точности элементов дозирующей системы // Технология машиностроения. 2010. № 3. С. 37–39.
7. **Григорьев С.Н., Красновский А.Н.** Распределение плотности материала в канале прессования при непрерывном формовании нанокристаллических композиционных порошков // Материаловедение и термическая обработка металлов. 2012. № 3. С. 31–34.
8. **Григорьев С.Н.** Задачи технического перевооружения промышленности // Вестник МГТУ "Станкин". 2008. № 1. С. 5–7.
9. **Grigoriev S.N., Krasnovskii A.N.** Study of the Triboengineering Characteristics of Ultradispersed Composite Powder Materials // Journal of Friction and Wear. 2011. V. 32. № 3. P. 164–166.
10. **Grigoriev S.N., Krasnovskii A.N.** A Study of the process of continuous forming of nanocrystalline composite powders // Metal Science and Heat Treatment. 2012. V. 54. № 1–2. P. 13–16.
11. **Grigoriev S.N., Krasnovskii A.N.** Distribution of the density of material in the pressing channel in continuous forming of nanocrystalline composite powders // Metal Science and Heat Treatment. 2012. V. 54. № 3–4. P. 135–138.
12. **Красновский А.Н.** Научно-технологические основы экструзии композиционных материалов. Основы, концепции, методы. Saarbrücken: "LAP LAMBERT Academic Publishing", 2012. 58 с.



УДК 621.771.01

Р.И. Непершин (Московский государственный технологический университет "СТАНКИН")
E-mail: nepershin_ri@rambler.ru

Пластическое деформирование цилиндрических поверхностей скользящим упругим кольцом

Рассмотрены стационарные процессы поверхностного пластического деформирования наружных и внутренних цилиндрических поверхностей скользящим упругим кольцом с криволинейной формой профиля. Теоретической основой процессов является стационарное идеально пластическое течение поверхностного слоя детали при скольжении инструмента с криволинейным профилем без изменения размеров обрабатываемой поверхности. Приведены устройства для пластического деформирования цилиндрических поверхностей деталей скользящим упругим кольцом.

Ключевые слова: *поверхностное пластическое деформирование, тонкий слой, стационарное идеально пластическое течение, цилиндрические поверхности, скользящий инструмент, упругое кольцо, криволинейный профиль, устройства для поверхностного пластического деформирования.*

Steady-state plastic deformation processes of the surface layer of external and internal cylindrical part surfaces by sliding elastic ring with curved profiles are considered. Theoretical base of the processes is steady state ideal plastic flow of thin layer induced by the toll sliding with curved profile without diameter variation of the worked part. Devices for plastic deformation of cylindrical part surfaces by sliding elastic ring are shown.

Keywords: *surface plastic deformation, thin layer, steady-state ideal plastic flow, cylindrical surfaces, sliding tool, elastic ring, curved profile, devices for cylindrical surfaces plastic deformation.*

Введение

Процессы поверхностного пластического деформирования (ППД) широко применяются в машиностроении в качестве финишных операций обработки деталей ответственного назначения [1]. При пластическом деформировании тонкого поверхностного слоя повышаются качество поверхности и прочность поверхностного слоя за счет упрочнения материала при холодной пластической деформации. При упругой разгрузке после пластического деформирования в поверхностном слое создаются благоприятные сжимающие остаточные напряжения. В результате ППД повышаются износостойкость, усталостная прочность и чистота поверхности деталей. Основные характеристики поверхностного слоя деталей после обработки различными методами ППД, применяемыми в машиностроении, приведены в работе [2].

Теория процессов ППД связана с анализом сложного упругопластического деформирования поверхностного слоя металлических деталей при контактном воздействии инструмента различной формы. В малой зоне контакта инструмента с обрабатываемой деталью возникают большие пластические деформации, приводящие к существенному упрочнению поверхностного слоя, переходящие в малые упругие деформации на удалении от поверхностного слоя [3]. Известны расчеты контактных задач ППД методом конечных элементов [4]. Однако большие деформации, возникающие в малой зоне контакта, проблема неизвестной

свободной границы пластической области при вдавливании инструмента, а также сингулярность полей напряжений и скоростей перемещений в точке пересечения пластической границы с инструментом затрудняют упругопластическое моделирование практических задач ППД.

Пластические деформации, возникающие в контактной зоне инструмента с обрабатываемой деталью, на порядки превышают малые упругопластические деформации. Поэтому для анализа процессов ППД представляется обоснованным применение модели идеально пластического тела без учета малых упругих деформаций. Решения нестационарных и стационарных контактных задач пластического деформирования идеально пластического тела приведены в [5]. Модели стационарного пластического течения поверхностного слоя при скольжении жесткого инструмента по границе идеально пластического тела и устройство для обработки ППД плоских поверхностей деталей скользящим цилиндром приведены в работе [6].

Стационарный процесс обработки деталей ППД скользящим инструментом с контролем силы, действующей на инструмент, может применяться для пластического упрочнения на заданную глубину по всей ширине плоской поверхности или по замкнутому кольцевому контуру при обработке цилиндрической поверхности детали.

В работе приведены технологические режимы ППД при обработке внутренних и наружных цилиндрических поверхностей скользящим упругим кольцом и устройства для

реализации этих процессов. Упругость кольца с криволинейным профилем используется для получения натяга, обеспечивающего заданное давление на контакте с обрабатываемой поверхностью, глубину пластического слоя и распределение остаточной деформации по толщине слоя. Остаточные напряжения можно рассчитать методом конечных элементов при упругой разгрузке детали от контактного давления пластического деформирования как разность пластических и упругих напряжений.

Изготовление инструмента с заданным криволинейным профилем для ППД возможно на точных станках с программным управлением. В условиях массового производства деталей с регулярными цилиндрическими поверхностями, обрабатываемых ППД, возможно создание высокопроизводительного технологического оборудования. Для повышения износостойкости инструмента возможно применение современных методов износостойких и прочных покрытий [7–9].

Пластическое течение поверхностного слоя при скольжении инструмента с криволинейным профилем

В случае прямолинейной границы инструмента с угловой точкой при вершине задача стационарного пластического течения имеет точное решение с разрывным полем скоростей по жесткопластической границе. Деформированное состояние в пластической области и распределение пластической деформации по толщине поверхностного слоя находятся расчетами линий тока и суммированием эквивалентной пластической деформации материальных частиц, движущихся по линиям тока через пластическую область. При скольжении инструмента в виде тупого клина образуется стационарная волна пластической области с большими пластическими деформациями сдвига вдоль жесткопластической границы, которые приводят к отслоению материала в подповерхностном слое. Поэтому инструмент в виде клина с острой заточкой при вершине не является удовлетворительным для процессов ППД.

При криволинейной форме профиля инструмента с постоянной или переменной кривизной поле скоростей перемещений в пластической области непрерывно. Поэтому распределение остаточной пластической деформации по толщине поверхностного слоя также непрерывно и зависит от формы профиля и коэффициента трения на границе контакта с пластической областью. Методика расчета и примеры образования стационарной пластической области с распределениями остаточной пластической деформации для кругового и эллиптического профилей инструмента приведены в работе [6].

При криволинейной границе инструмента стационарное пластическое течение поверхностного слоя приводит к образованию пластической волны перед скользящим инструментом без изменения размера детали после обработки ППД. Форма и размеры пластической области зависят от нагрузки, приложенной к инструменту, от формы профиля и контактного трения на границе контакта инструмента с пластической областью [6].

Скольжение инструмента с круговым профилем

На рис. 1 показан пример расчета стационарной пластической области с линиями скольжения ξ , η с распределени-

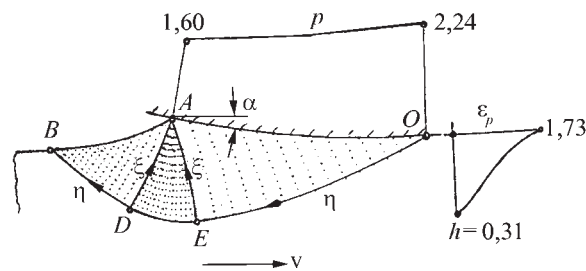


Рис. 1. Стационарная пластическая область при скольжении инструмента с круговым профилем по поверхности детали

ем нормального давления p на дуге контакта при $\alpha = 0,2$ и коэффициенте пластического трения $\mu = 0,25$ при скольжении инструмента с круговым профилем по поверхности детали [6]. В правой части рис. 1 показано распределение остаточной пластической деформации ϵ_p в поверхностном слое детали толщиной h . В отличие от скольжения клина, вдоль жесткопластической границы $BDEO$ скорости непрерывны. Ниже приведены результаты расчетов стационарного процесса скольжения инструмента с круговым профилем по границе пластического полупространства с учетом контактного трения [10–12], представляющие интерес для технологии ППД.

В приводимых результатах решения задачи о скольжении инструмента с круговым профилем за единицу длины принята дуга контакта $R\alpha$ и за единицу напряжения – напряжение текучести σ_s упрочненного материала поверхностного слоя, где R – радиус кругового профиля и α – угол дуги контакта инструмента с пластической областью.

В табл. 1 приведены предельные углы дуги контакта α^* , при которых возникает стационарное пластическое течение в поверхностном слое детали, зависящие от коэффициента пластического трения μ .

В табл. 2 приведены безразмерные значения вертикальной N и горизонтальной F сил, приложенных к инструменту с круговым профилем; толщина пластического слоя h и пластическая деформация ϵ_p на поверхности детали за инструментом в зависимости от коэффициента пластического трения μ для углов дуги контакта $\alpha < \alpha^*$.

Увеличение контактного трения приводит к уменьшению предельного угла дуги контакта α^* и нормального давления на инструмент по сравнению с идеально гладким инструментом без трения. Толщина пластического слоя h существенно ниже, а деформации ϵ_p на поверхности детали существенно больше соответствующих значений для инструмента при отсутствии трения. Угол α^* снижается с увеличением μ . При максимальном коэффициенте пластического трения $\mu \rightarrow 0,5$ получаем $\alpha^* \rightarrow 0$. Пластическая область вы-

Таблица 1

Соотношение α^* и μ

Коэффициент пластического трения μ	0	0,1	0,2	0,3	0,4
Предельные углы дуги контакта α^*	0,45	0,38	0,28	0,19	0,10

Таблица 2

Зависимости F , N , h и ε_p от μ и α

$\mu = 0$				
α	0,1	0,2	0,3	0,4
N	2,464	2,342	2,205	2,049
F	0,122	0,228	0,315	0,380
h	0,625	0,544	0,461	0,377
ε_p	0,365	0,840	1,522	2,800
$\mu = 0,1$				
α	0,1	0,2	0,3	0,4
N	2,341	2,205	2,047	1,953
F	0,215	0,313	0,390	0,416
h	0,548	0,462	0,371	0,324
ε_p	0,342	1,004	2,021	3,339
$\mu = 0,2$				
α	0,1	0,2	0,3	0,4
N	2,189	2,031	1,937	1,893
F	0,308	0,395	0,428	0,438
h	0,459	0,366	0,315	0,291
ε_p	0,419	1,344	2,169	3,078
$\mu = 0,3$				
α	0,05	0,1	0,15	0,18
N	2,074	1,991	1,896	1,829
F	0,351	0,397	0,437	0,456
h	0,400	0,350	0,297	0,261
ε_p	0,313	0,722	1,342	2,076
$\mu = 0,4$				
α	0,025	0,050	0,075	0,095
N	1,860	1,809	1,752	1,698
F	0,427	0,446	0,464	0,478
h	0,288	0,259	0,227	0,198
ε_p	0,251	0,563	0,994	1,601

рождается в линию сдвига с равномерным давлением на границе контакта $p = 0,5 + \pi / 4$. Это случай скольжения плоского инструмента с максимальным трением по поверхности детали без проникания пластических деформаций в глубину.

При обработке плоских поверхностей деталей размерные значения сил N_p и F_p находятся умножением безразмерных значений на напряжение текучести упрочненного материала σ_s и на площадь границы контакта инструмента с пластической областью:

$$N_p = \sigma_s \alpha R b N, \quad F_p = \sigma_s \alpha R b F, \quad (1)$$

где b – ширина обрабатываемой поверхности.

Так как длина дуги контакта $R\alpha$ принята за характерный размер, равный единице, то безразмерная величина N представляет проекцию безразмерного среднего давления на инструмент на направление нормали к поверхности детали. Поэтому среднее размерное давление q на поверхности

контакта кольцевого инструмента при обработке цилиндрических поверхностей определяется формулой

$$q = \sigma_s N / \cos(\alpha / 2). \quad (2)$$

Величина q и длина дуги границы контакта $l = \alpha R$ используются ниже для расчета натягов при обработке цилиндрических поверхностей упругим кольцевым инструментом.

Размерное значение осевой силы F_p , приложенной к кольцевому инструменту, определяется умножением безразмерного значения F на σ_s и на площадь поверхности контакта инструмента с пластической областью:

$$F_p = \sigma_s \alpha R r_c F, \quad (3)$$

где r_c – радиус центра тяжести дуги контакта αR . При обработке наружных и внутренних цилиндрических поверхностей кольцевым инструментом с круговым профилем радиус r_c определяется по формулам (4) и (5):

$$r_c = r_0 + R(1 - \sin \alpha / \alpha) \quad (4)$$

для кольца с внутренним рабочим профилем и радиусом отверстия r_0 и

$$r_c = R_0 - R(1 - \sin \alpha / \alpha) \quad (5)$$

для кольца с наружным рабочим профилем и наружным радиусом R_0 .

Устройства для ППД скользящим инструментом

Устройство для обработки плоских поверхностей, в котором сила нормального давления на цилиндрический инструмент создается пакетом тарельчатых пружин, приведено в работе [6]. С помощью этого устройства экспериментально получены стационарная стадия процесса при сохранении толщины детали и поверхностное пластическое упрочнение детали из среднеуглеродистой стали с начальным пределом текучести 700 МПа цилиндрическим инструментом из закаленной инструментальной стали У8. Изменение жесткости пакета тарельчатых пружин, начальной силы сжатия этого пакета до обработки детали, начального положения инструмента относительно поверхности детали, чистоты поверхности инструмента и смазки позволяют изменять величину пластической деформации, толщину пластического слоя, упрочнение и чистоту поверхности обрабатываемой детали.

Устройства для ППД внутренних и наружных цилиндрических поверхностей деталей скользящим упругим кольцом [13] показаны на рис. 2. В этих устройствах необходимое контактное давление инструмента с криволинейной формой рабочей поверхности создается натягом и упругой жесткостью кольца.

Устройство для пластического упрочнения цилиндрического отверстия детали (рис. 2, а) работает следующим образом. Перед началом обработки на торце детали 4 выполняется выточка для установки направляющего кольца 3 инструмента 6, имеющего в начальном состоянии наружный диаметр, увеличенный относительно диаметра отверстия D на натяг δ . Обрабатываемая деталь 4 устанавливается на опорное кольцо 9. По выточке на верхнем торце детали 4 устанавливается направляющее кольцо 3, в которое опускается инструмент 6 в сборе с опорой 5, винтом 7 и шайбой 8. Зазор между внутренним диаметром инструмента 6 и цапфой опоры 5 исключает контакт инструмента с цапфой опоры при скольжении инструмента по обрабатываемой поверхности детали. В верхней части направляющего кольца 3 устанавли-

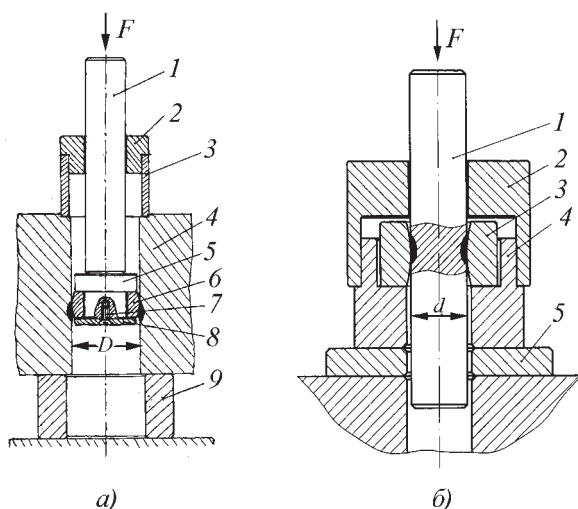


Рис. 2. Устройства для ППД:

а – цилиндрического отверстия: 1 – толкатель; 2 – направляющая втулка; 3 – направляющее кольцо; 4 – обрабатываемая деталь; 5 – оправка; 6 – скользящее упругое кольцо; 7 – винт; 8 – шайба; 9 – опорное кольцо;
б – наружной цилиндрической поверхности детали 1 скользящим упругим кольцом 3: 2 – направляющая втулка; 4 – оправка; 5 – опорное кольцо

вается втулка 2 для направления толкателя 1 по оси обрабатываемого отверстия. При движении толкателя 1 возникает начальная нестационарная стадия процесса, при которой инструмент 6 сжимается на величину натяга δ вследствие его упругой податливости. Затем наступает стационарная стадия пластического деформирования поверхностного слоя детали 4 при скольжении инструмента 6 без изменения диаметра D отверстия детали. В конце процесса около нижнего торца детали происходит упругая разгрузка инструмента 6, который падает в полость опорного кольца 9.

Среднее давление q и длина границы контакта l с пластической областью для круговой и эллиптической границы инструмента определяются по моделям стационарного пластического течения [10–12]. Для кругового профиля инструмента величина q определяется по формуле (2) при значениях N и α , приведенных в табл. 2. Натяг по наружному диаметру инструмента можно найти из решения Ляме для статически эквивалентного давления ql/b , распределенного по ширине b наружной поверхности инструмента с модулем упругости E и коэффициентом Пуассона ν :

$$\delta = D \frac{ql}{Eb} \frac{(1+\nu)}{\left(1-\frac{d^2}{D^2}\right)} \left(1-2\nu\frac{d^2}{D^2}\right). \quad (6)$$

Устройство для пластического упрочнения наружной цилиндрической поверхности детали (см. рис. 2, *б*) содержит обрабатываемую деталь 1, направляющую втулку 2, инструмент 3, обойму 4 и опорное кольцо 5. Устройство работает следующим образом. Обойма 4 в сборе с инструментом 3 и направляющей втулкой 2 устанавливается на опорное кольцо 5 по оси отверстия опорной поверхности технологической машины. Обрабатываемая деталь проталкивается через

инструмент 3, имеющий начальный внутренний диаметр, уменьшенный на величину натяга δ относительно диаметра d обрабатываемой детали. При перемещении детали 1 сначала возникает нестационарная стадия процесса с увеличением внутреннего диаметра инструмента вследствие его упругой податливости до диаметра d обрабатываемой детали с последующим переходом на стационарную стадию скольжения инструмента с образованием пластической области около инструмента без изменения диаметра детали d . Зазор между наружным диаметром инструмента 3 и обоймой 4 исключает контакт инструмента с обоймой по этому диаметру. В конце процесса происходит упругая разгрузка инструмента, и обработанная деталь падает в отверстие опорной поверхности технологической машины.

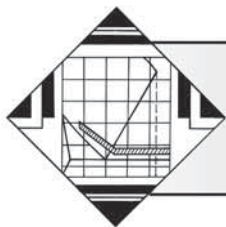
Натяг по внутреннему диаметру инструмента можно найти из решения Ляме для статически эквивалентного давления ql/b , распределенного по ширине b внутренней поверхности инструмента:

$$\delta = d \frac{ql}{Eb} \frac{(1+\nu)}{\left(1-\frac{d^2}{D^2}\right)} \left(\frac{1}{2} + 2(1-2\nu)\frac{d^2}{D^2}\right). \quad (7)$$

При необходимости расчет натяга можно уточнить методом конечных элементов по известному распределению давления на криволинейной границе контакта инструмента с обрабатываемой деталью.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Киричек А.В., Соловьев Д.Л., Лазуткин А.Г. Технология и оборудование статико-импульсной обработки поверхностным пластическим деформированием. М.: Машиностроение, 2004. 688 с.
2. Качество поверхностного слоя деталей, упрочненных методами поверхностного пластического деформирования / А.Н. Овсенко, Д.Н. Клауч, М.Е. Куцева, Е.С. Овсенко // Упрочняющие технологии и покрытия. 2010. № 6. С. 13.
3. Григорьев С.Н., Маслов А.Р., Завгородний В.И. Обеспечение заданного качества деталей при высокоскоростной обработке // Вестник МГТУ "Станкин". 2010. № 1. С. 38–40.
4. Shiratori M., Ito M., Hashimoto M. Elastic-plastic analysis of rolling contact for surface hardened steel // Trans. Jap. Soc. Mech. Eng. A. 1995. V. 61. № 585. P. 1064.
5. Предельное состояние деформированных тел и горных пород / Д.Д. Ивлев, Л.А. Максимова, Р.И. Непершин и др. М.: Физматлит, 2008. 832 с.
6. Непершин Р.И. Поверхностное пластическое деформирование скользящим инструментом // Упрочняющие технологии и покрытия. 2010. № 6. С. 19.
7. Гречишников В.А. Основные направления совершенствования инструментального производства // Вестник МГТУ "Станкин". 2010. № 1. С. 8–14.
8. Волосова М.А., Григорьев С.Н. Технологические принципы осаждения износостойких покрытий для применения в инструментальном производстве // Упрочняющие технологии и покрытия. 2010. № 6. С. 37.
9. Григорьев С.Н., Шумихина Е.М., Змиева К.А. Метод повышения энергоэффективности технологий вакуумно-плазменного нанесения покрытий // Вестник МГТУ "Станкин". 2010. № 1. С. 82–87.
10. Непершин Р.И. О качении и скольжении цилиндра по идеально пластическому полупространству с учетом контактного трения // Доклады РАН. 2002. Т. 383. № 3. С. 346.
11. Nepershin R.I. Cylinder rolling and sliding on the boundary of the rigid-plastic half-space // Prikladnaya Matematika i Mekhanika 67 (2) 2003. P. 326–335.
12. Непершин Р.И. Качение и скольжение жесткого цилиндра по границе жесткопластического полупространства // Известия РАН. Механика твердого тела. 2005. № 5. С. 150.
13. Пат. 72226 РФ. Инструмент для пластического упрочнения цилиндрических поверхностей металлических деталей / А.Н. Андреев, Р.И. Непершин. 2008. Бюл. № 10.



УДК 621.9.02.6

О.В. Соболев¹, А.А. Андреев², С.Н. Григорьев³, М.А. Волосова³, В.А. Столбовой²,
В.Е. Фильчиков¹, Н.В. Киданова¹, Г.В. Антоненкова³

¹Национальный технический университет "ХПИ", г. Харьков;

²Национальный научный центр "ХФТИ", г. Харьков;

³Московский государственный технологический университет "СТАНКИН")

E-mail: n.cherkasova@stankin.ru

Повышение функциональных свойств вакуумно-дуговых TiN-покрытий посредством высоковольтного импульсного воздействия или введения нанометровых пластичных титановых слоев

Установлены закономерности изменения фазового состава, структурного и напряженного состояний от величины низковольтного ($-5...-230$) В и высоковольтного ($-850...-2000$) В высокочастотного импульсного отрицательного потенциала, подаваемого на подложку во время осаждения TiN-покрытий, и толщины слоев TiN и Ti в многослойном TiN/Ti-покрытии. Проведен анализ причин наблюдаемых изменений, основываясь на механизме формирования поверхностных слоев вакуумно-дуговых покрытий в условиях имплантационных процессов, стимулированных подачей отрицательного потенциала на подложку.

Ключевые слова: вакуумно-дуговые TiN-покрытия, высоковольтный импульсный потенциал смещения, многопериодные нанослойные TiN/Ti-покрытия, структура, напряженное состояние.

The regularities of the phase composition, structural state and stress state with dependence on the magnitude of the low-voltage ($-5...-230$) V and high-voltage ($-850...-2000$) V high frequency pulses negative bias applied to the substrate during the deposition TiN-coating and the thickness of the TiN and Ti layers in a multilayer TiN/Ti-coating were obtained. The analysis of the causes of observed changes, based on the mechanism of formation of surface layers of vacuum-arc coatings in the condition of implantation processes stimulated by applying a negative bias to the substrate was held.

Keywords: vacuum-arc TiN-coating, high-voltage high frequency pulse negative bias, multi-layer TiN/Ti-coating, structure, stress state.

Повышенный интерес, проявляемый исследователями за последнее десятилетие к покрытиям нитрида титана (TiN), связан с удачным сочетанием в них высоких твердости, износостойкости с химической стабильностью, что сделало такие покрытия весьма перспективными для разнообразного промышленного использования. В течение последнего десятилетия покрытия TiN, полученные разными вакуумно-плазменными методами, успешно применялись в качестве износостойких материалов для деталей узлов трения и лезвийного инструмента, а также в качестве декоративных покрытий. В то же время в последние годы значительные усилия направлены на повышение характеристик твердости, прочности, износо-, коррозионной и окислительной стойкости в условиях тяжелых рабочих режимов с целью расширить применение покрытий на более широкий спектр материалов подложек [1–3]. Для повышения работоспособности инструмента при работе в условиях больших знакопеременных нагрузок (например, матриц

вырубного штампа из инструментальной штамповой стали, долбяков и других черновых и получистовых инструментов из быстрорежущей стали) одними из наиболее перспективных являются многослойные Ti/TiN-покрытия [1]. Многослойность в этих покрытиях обеспечивается многократным периодическим чередованием слоев Ti и TiN, суммарная толщина которых составляет период многослойного покрытия. Многослойные Ti/TiN-покрытия имеют более высокое сопротивление разрушению, чем однослойные (однофазные) покрытия TiN в связи с более низким модулем упругости Ti, чем TiN, и торможением развития трещин в плоскости слоистого покрытия. Другим направлением повышения функциональных свойств TiN-покрытий является метод ионно-плазменной имплантации и осаждения (plasma-based ion implantation with deposition {PBIID}) [4, 5]. В этом методе к поверхности нанесения, погруженной в плазму, прикладывается высокий импульсный отрицательный потенциал, что обеспечивает необходимые ус-

ловия, чтобы атомы в окрестности столкновения претерпели значительную атомную перестройку и, следовательно, произошли релаксационно-упорядочивающие процессы [6, 7].

Создание нанослойных многопериодных систем с чередующимися слоями из твердой и относительно пластичной фаз и использование каскадной релаксации при импульсном высокочастотном воздействии с энергией до 2 кэВ можно отнести к двум наиболее перспективным способам релаксации высоких структурных напряжений в вакуумно-дуговых покрытиях.

В целях выявления закономерностей структурных изменений в вакуумно-дуговых TiN-покрытиях с модифицированной наноструктурой путем подачи высоковольтного импульсного потенциала смещения или введением нанометровых пластичных титановых слоев проведены анализы фазового состава, структурно-напряженного состояния, твердости от величины низковольтного $U_n = (-5...-400)$ В и высоковольтного $(-850...-2000)$ В высокочастотного импульсного отрицательного потенциала, подаваемого на подложку во время осаждения TiN-покрытий и толщины слоев TiN и Ti в многослойных TiN/Ti-покрытиях.

Методика проведения исследований

Исследуемые покрытия были получены при использовании вакуумно-дуговой установки, снабженной дополнительно генератором высоковольтных импульсов [7, 8]. Использовались подложки из нержавеющей стали 12Х18Н9Т с размерами $20 \times 20 \times 3$ мм и медной фольги толщиной 0,2 мм.

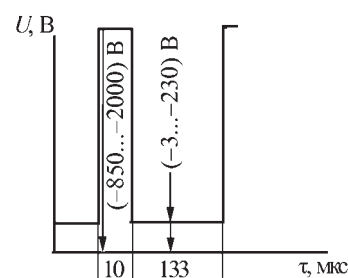
При нанесении покрытий на подложку подавали отрицательный потенциал смещения величиной $U_n = -5$ В ("плавающий" потенциал), -40 и -230 В. В ряде случаев на подложку в процессе осаждения наряду с постоянным потенциалом смещения подавали импульсы отрицательного потенциала ($U_{ни}$) амплитудой $(-0,85...-2)$ кВ, длительностью 10 мкс и частотой следования 7 кГц. Схематически потенциал, подаваемый на подложку в случае использования постоянного и высоковольтного импульса (ВИ) воздействия для одного цикла длительностью 10 мкс и частотой 7 кГц, приведено на рис. 1.

Ток дугового разряда в испарителе I_d составлял 100...110 А, давление азота $p_N = 0,53...0,66$ Па.

В случае многослойных Ti/TiN-покрытий осаждение слоев титана проводили при давлении остаточных газов $p = 2,7 \cdot 10^{-3}$ Па, а слоев TiN – при давлении азота $6,7 \cdot 10^{-1}$ Па. Средняя скорость нанесения слоев составляла 1 нм/с. Число слоев при разной их толщине подбиралось таким образом, чтобы суммарная толщина покрытия составляла около 7 мкм.

Фазовый состав и структурное состояние исследовалось методом рентгеновской дифракции на дифрактометре ДРОН-3М в излучении CuK_α (длина волны $\lambda = 0,154178$ нм) с использованием во вторичном пучке

Рис. 1. Схематическое представление потенциала, подаваемого на подложку при постоянном и импульсном воздействии



графитового монохроматора. Съемка дифракционного спектра для фазового анализа проводилась в схеме $\theta - 2\theta$ сканирования с фокусировкой по Брегу-Брентано в интервале углов $25...90^\circ$. Съемка осуществлялась в поточечном режиме с шагом сканирования $\Delta(2\theta) = 0,02...0,2^\circ$ и длительностью накопления импульсов в каждой точке 10...100 с (в зависимости от ширины и интенсивности дифракционных максимумов). Для расшифровки дифрактограмм использовалась база дифракционных данных JCPDS.

Определение остаточных макронапряжений в покрытиях TiN с кубической (структурный тип NaCl) кристаллической решеткой осуществлялось методом рентгеновской тензометрии (" $\alpha - \sin^2 \psi$ "-метод) и его модификацией в случае сильной текстуры аксиального типа. В последнем случае измерение межплоскостных расстояний производилось от различных плоскостей при определенных, кристаллографически заданных углах наклона ψ образца [9]. В качестве базисных для определения упругой макродеформации помимо плоскостей текстуры использовались отражения от плоскостей (420), (422) и (511) под соответствующими к плоскостям текстуры углами ψ .

Результаты исследований и их обсуждение

Вакуумно-дуговые TiN-покрытия. Анализ фазового состава и структурного состояния покрытий, полученных при подаче только постоянного отрицательного U_n на подложку, показал, что на дифракционных спектрах покрытий (рис. 2, а) выявляются рефлексы, принадлежащие двум фазам. Наиболее интенсивные рефлексы относятся к основной TiN-фазе с кубической кристаллической структурой (JCPDS 38-1420) и значительно менее интенсивные – к фазе α -Ti (JCPDS 01-1197) с относительным объемным содержанием менее 5 %.

В покрытиях, полученных при "плавающем" ($U_n \approx -5$ В) потенциале смещения без дополнительного высоковольтного импульсного воздействия, происходит формирование преимущественно ориентированных кристаллитов с осью [100], перпендикулярной плоскости роста (см. рис. 2, а спектр 1).

При увеличении постоянного U_n до -230 В тенденция образования двухфазного покрытия (фазы TiN и α -Ti) сохраняется (см. рис. 2, а спектр 2), однако при

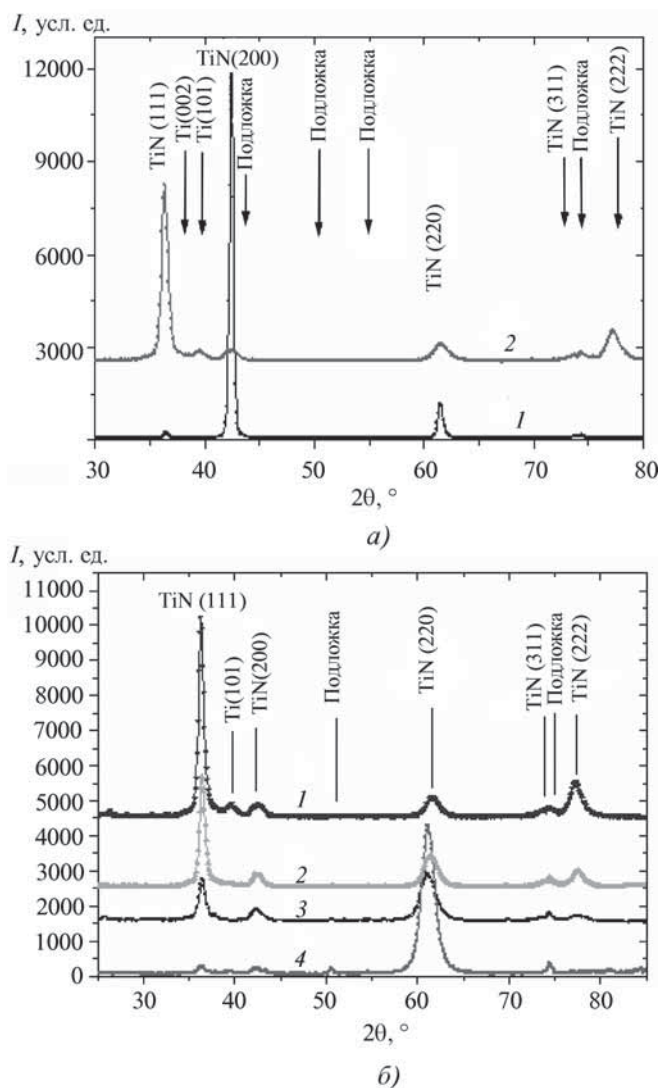


Рис. 2. Участки дифракционных спектров от покрытий нитрида титана:

a – полученных без высоковольтных импульсов при постоянном потенциале $U_n = -5$ В (спектр 1) и $U_n = -230$ В (спектр 2);

б – при величине постоянного $U_n = -230$ В и разном значении ВИ: 1 – без ВИ; 2 – 850 В; 3 – 1200 В; 4 – 2000 В

этом происходит формирование аксиальной текстуры с осью [111].

Влияние постоянного потенциала смещения при действии ВИ рассмотрим для случая импульсного потенциала амплитудой 1 кВ. Для этого случая в покрытиях, полученных при наиболее низком постоянном "плавающем" потенциале и высоковольтном импульсном воздействии, преимущественная ориентация кристаллитов практически отсутствует, что свидетельствует о высокой разориентирующей способности такого воздействия. Определенный методом аппроксимации формы рефлексов 2-х порядков отражения размер кристаллитов при постоянном U_n со-

ставлял 70...90 нм. Подача ВИ привела к уменьшению среднего размера кристаллитов до 25...40 нм.

При подаче большого отрицательного постоянного потенциала смещения $U_n = -230$ В при величине высокочастотного импульсного потенциала $U_{\text{пн}} = -(0,8...1,0)$ кВ формируется преимущественная ориентация кристаллитов с осью аксиальной текстуры [111], перпендикулярной плоскости поверхности роста (рис. 2, б), однако при этом рефлексы от капельной фазы α -Ti не выявляются. В покрытиях, осажденных при величине постоянного $U_n = -230$ В, но большей по величине $U_{\text{пн}} = 1,2...2,0$ кВ, происходит изменение преимущественной ориентации кристаллитов от [111] к оси текстуры [110] (см. рис. 2, б, спектры 2–4). Такое изменение при увеличении $U_{\text{пн}}$ происходит через плавное уменьшение степени текстурированности (111) (отношение интегральных интенсивностей от соответствующих плоскостей (111) и (220) ($I(111)/I(220)$) уменьшается от 10,82 до 0,046).

Появление дифракционных пиков от подложки для четвертого спектра обусловлено частичным отделением покрытия от подложки и появлением открытых мест подложки. При этом "арочный" тип отделенного покрытия свидетельствует о напряжениях сжатия, развивающихся в покрытии при осаждении [10].

Для исследования упругонапряженного состояния использовался метод рентгеновской тензометрии (" $\alpha - \sin^2 \psi$ "-метод), а в случае с сильной текстурой аксиального типа – его модификация, основанная на измерении межплоскостных расстояний от различных плоскостей при определенных, кристаллографически заданных, углах наклона ψ образца. Оценка периода решетки в ненапряженном состоянии была проведена в сечении $\sin^2 \psi_0 \approx 0,38$ [6].

Как при отсутствии, так и при действии ВИ в покрытиях развивается напряженно-деформированное состояние сжатия. При более низком ("плавающем", $U_n \approx -5$ В) потенциале смещения без ВИ величина деформации сжатия составляет $-1,3\%$ (что соответствует действию напряжений сжатия, величиной $-3,79$ ГПа). Использование ВИ с $U_{\text{пн}} = 1,0$ кВ приводит к уменьшению конденсационной деформации до величины $-0,34\%$ ($-1,25$ ГПа). Таким образом, эффект от подачи ВИ приводит к релаксации на 74 % сжимающего конденсационного напряженно-деформированного состояния.

При повышении U_n до -40 В, когда появляется текстура (111) в покрытиях, полученных без ВИ, деформация (и вычисленные исходя из этой деформации напряжения) сжатия составляла $-1,72\%$ ($-6,4$ ГПа), а при подаче ВИ с $U_{\text{пн}} = 1,0$ кВ уменьшались до величины $-1,31\%$ ($-4,8$ ГПа), что соответствует релаксации на 24 %.

В наименьшей степени влияние ВИ сказывается в случае сильно текстурированных покрытий, полученных при $U_n = -230$ В. В этом случае без высоковольтных

импульсов формируется напряженно-деформированное состояние сжатия с величиной деформации сжатия $-2,12\%$ ($-7,8$ ГПа). Подача киловольтного высоковольтного потенциала приводит к уменьшению деформации сжатия до величины $-1,71\%$ ($-6,3$ ГПа), что соответствует релаксации на 19% .

Таким образом, с увеличением $U_{\text{п}}$, когда наблюдается повышение совершенства текстуры (111), влияние ВИ на релаксационные процессы при конденсации уменьшается.

При варьировании величины ВИ (при $U_{\text{п}} = -230$ В) изменение структурного состояния сопровождается изменением напряженно-деформированного состояния (таблица).

Из таблицы видно, что увеличение $U_{\text{пн}}$ приводит при значениях $U_{\text{пн}} = (0,85...1,0)$ кВ к релаксационным процессам в конденсате, сопровождающимся уменьшением как напряженного состояния, так и периода решетки в ненапряженном состоянии от $0,42461$ нм (без $U_{\text{пн}}$) до $0,42451$ нм при $U_{\text{пн}} = 1,0$ кВ. Последнее свидетельствует об эффекте упорядочения в кристаллической решетке под действием $U_{\text{пн}}$, что и приводит к частичной релаксации конденсационных напряжений, вызванных имплантационными процессами ("atomic peening"-эффект) при вакуумно-дуговом осаждении TiN-покрытий [6].

Следует отметить, что выявленные изменения происходят в покрытиях с осью текстуры [111]. При повышении $U_{\text{пн}}$ более 1 кВ, когда наблюдается формирование второй преимущественной ориентации с осью [110], имплантационные процессы становятся превалирующими, это сказывается на увеличении деформации, особенно в кристаллитах текстурной группы с осью [110]. Появления такого типа текстуры обычно связывается с преимущественным действием радиационного фактора [11].

При обсуждении полученных результатов прежде всего рассмотрим особенности, связанные с образованием преимущественной ориентации кристаллитов и, в частности, с имеющимися в литературе данными по условиям появления наблюдаемых в работе преимущественных ориентаций кристаллитов (текстуры).

В этой связи появление оси текстуры [100], которая на дифракционных спектрах (см. рис. 2, а) проявляется в увеличении относительной интенсивности отражений от плоскостей (200) и (400), связывается с термодинамическим минимумом поверхностной энергии для этой плоскости в кристаллической решетке монокристалла переходного металла [12]. Переход от текстуры [100] к текстуре [111], наблюдаемый в работе при высоких $U_{\text{п}}$, т.е. переход к преимущественной ориентации параллельно поверхности роста менее плотной плоскости (111) [11] происходит вследствие определяющего вклада в свободную энергию, в этом случае деформационного фактора ($E_{\text{д}} \sim E \varepsilon^2$), а также в результате минимизации кинетического фактора из-за наибольшей скорости роста в направлении [111] путем чередования слоев из атомов титана и азота с образованием многослойной системы с ангстремным периодом в направлении оси [111]. Действительно, как показано в работе [13], такая ориентация соответствует самым низким значениям энергии деформации, что связано с анизотропией модуля Юнга, вследствие чего минимизация полной энергии в растущей пленке достигается за счет расположения таких плоскостей перпендикулярно направлению роста.

Таким образом, из анализа дифракционных спектров, представленных на рис. 2, а, следует, что основной вклад в формирование текстуры [111] вносит $U_{\text{п}}$ и связано это с имплантационным влиянием бомбардирующих растущее покрытие ионов под действием подаваемого отрицательного потенциала на подложку $U_{\text{п}}$.

Отметим, что основное влияние в наблюдаемые при подаче $U_{\text{п}}$ эффекты вносят ускоренные металлические (Ti) ионы. Удельное содержание в покрытии атомов титана (включая атомизированных из ионной составляющей), по сравнению с атомами азота, с увеличением $U_{\text{п}}$ повышается из-за селективного распыления с растущей поверхности легких азотных атомов тяжелыми металлическими ионами [12]. Поэтому наблюдаемое увеличение объема покрытия и появление напряжений сжатия можно связать с имплантацией ионов металла. В этом случае, как известно, для релаксации такого воздействия

Напряженно-деформированное состояние TiN-покрытий, полученных при различных значениях $U_{\text{пн}}$

$U_{\text{пн}}, \text{ В}$	Для кристаллической группы с осью текстуры [111]		Для кристаллической группы с осью текстуры [110]		Текстура
	$\varepsilon, \%$	$\sigma, \text{ ГПа}$	$\varepsilon, \%$	$\sigma, \text{ ГПа}$	
–	$-2,12$	$-7,8$	–	–	[111]
850	$-1,89$	$-6,9$	–	–	[111]
1000	$-1,71$	$-6,3$	–	–	[111]
1200	$-1,80$	$-6,6$	$-2,04$	$-7,5$	[111] + [110]
2000	–	–	$-2,52$	$-9,2$	[110]

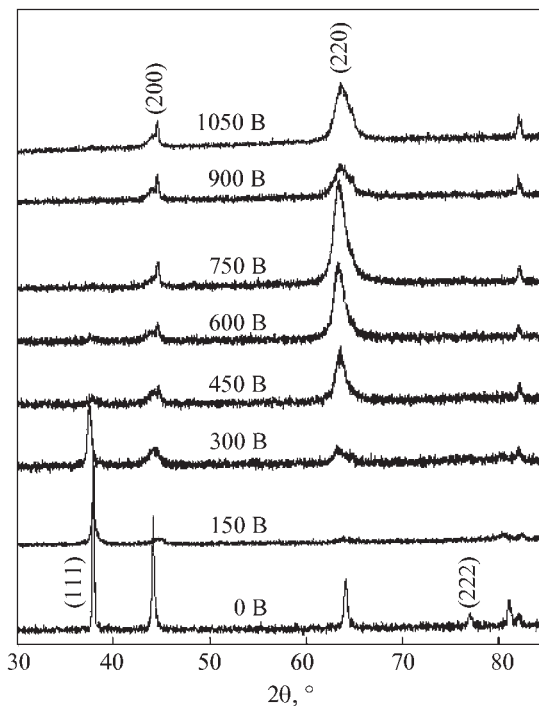


Рис. 3. Рентгенодифракционные спектры конденсата (Cr,Al)N при изменении величины отрицательного потенциала смещения на подложке

необходимо повысить подвижность атомов в приповерхностной области, сообщив им энергию выше некоторой критической величины, составляющей для нитридов переходных металлов величину более 10 эВ/атом. Для сообщения атомам подобной энергии термический нагрев не подходит из-за необходимости нагрева при этом до очень высоких температур (выше 10^3 К), в связи с чем становится необходимым достижение такого состояния путем радиационно-стимулированного создания режима линейных каскадов или тепловых пиков (высокоэнергетический каскад смещений тяжелыми атомами).

Следует отметить, что в системе "переходный металл (или переходные металлы) – азот" с кристаллической решеткой типа NaCl, к структурному типу которой относится моонитрид титана (на примере систем (Ti,Al)N, (Ti,Al,Y)N и (Cr,Al)N), показано, что увеличение U_n приводит к появлению текстуры [111] примерно до $U_n = -300$ В и в дальнейшем формируются покрытия с преимущественной ориентацией кристаллитов [110].

При этом увеличение интегральной интенсивности рефлекса (220) происходит до $U_n = -700$ В. На дифракционных спектрах от покрытий, полученных при более высоком U_n , интенсивность рефлекса (220) снижается, а сам рефлекс сильно расширяется, что свидетельствует о дроблении (вплоть до кластеризации и аморфизации) кристаллической структуры такого покрытия (рис. 3).

Если на основании данных рис. 3 построить обобщенную зависимость изменения ширины рефлекса от

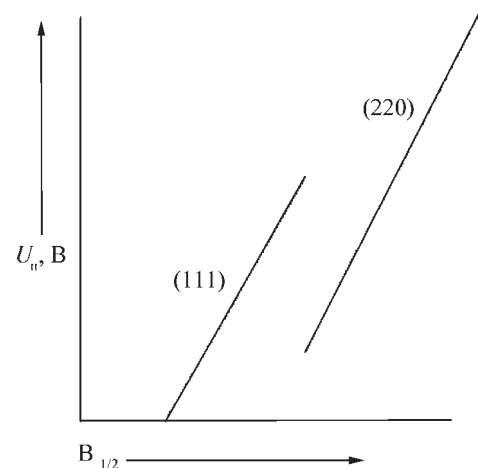


Рис. 4. Схема изменения полуширины дифракционных рефлексов (111) и (220) от значений U_n

подаваемого отрицательного потенциала на подложку, то можно описать следующую тенденцию изменения: при увеличении U_n от -40 до -300 В происходит увеличение ширины рефлексов от текстурной плоскости (111), что свидетельствует об уменьшении среднего размера кристаллитов с увеличением U_n (рис. 4). Вклад от микродеформации и возможного образования дефектов упаковки в ширину первых рефлексов можно считать небольшим и для сравнительного анализа его не рассматривать.

При U_n более 300 В начинает формироваться другой тип текстуры (220) с исходно меньшим (по сравнению с (111)) размером кристаллитов, т.е. большей шириной рефлексов (см. рис. 5). При больших отрицательных U_n (более 450 В) по аналогичному сценарию происходит увеличение ширины рефлексов (уменьшение размера кристаллитов) с увеличением U_n при одновременном увеличении интенсивности (росте совершенства текстуры (220)).

Основной причиной появления аксиальной текстуры с осью [110] при реактивном высокоионизирующем вакуумно-дуговом осаждении является минимизация действия радиационного фактора при интенсивной бомбардировке металлическими ионами, так как для данного типа решетки плотность столкновений в этом направлении минимальна [11].

В отличие от постоянного потенциала, подобный эффект текстурообразования с сильной преимущественной ориентацией (220) проявляется только при импульсном потенциале $U_{ни} = -2000$ В при постоянном смещении -230 В. При этом наблюдается структурное развитие, характерное для U_n в диапазоне величин $-600...-700$ В.

Таким образом, использование импульсного воздействия позволяет снизить радиационную "нагруженность" при формировании покрытия, создавая возможность для формирования функционально необходимого

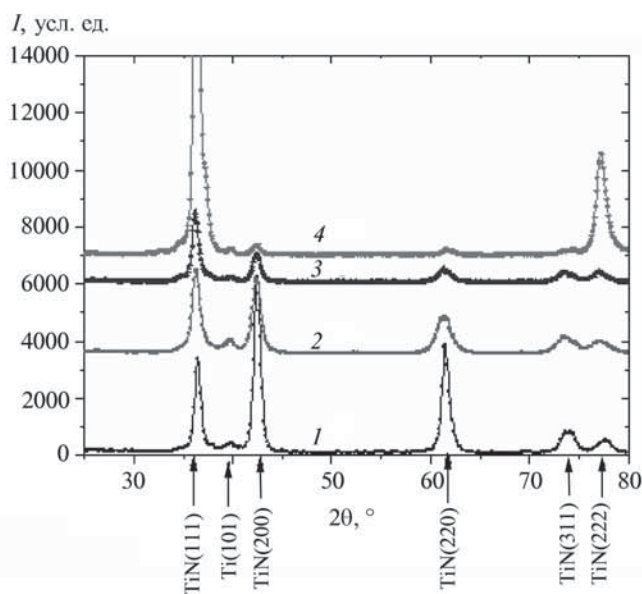


Рис. 5. Участки рентгенодифракционных спектров многослойных Ti (30 нм)/TiN (300 нм)-покрытий, полученных при потенциале смещения U_n :

1 – "плавающий" около –5 В; 2 – –40 В; 3 – –70 В; 4 – –230 В

структурного состояния при значительно более высоком отрицательном потенциале.

Вакуумно-дуговые многослойные Ti/TiN-покрытия. Как было отмечено во введении, для уменьшения разрушающего воздействия покрытия на подложку (т.е. для снижения сжимающих напряжений в покрытии) и увеличения усталостной прочности изделий с покрытиями применяются многослойные структуры TiN–Ti. Обычно толщина мягких титановых промежуточных слоев 0,2 мкм (при толщине нитридных в 2–3 раза больше) достаточна для снижения остаточных напряжений в покрытии почти вдвое. Такие многослойные конструкции увеличивают коррозионное сопротивление покрытия, так как препятствуют росту в нем сквозных столбчатых зерен, облегчающих создание сквозных пор [14].

Слой Ti толщиной 30 нм является оптимальным с точки зрения повышения трещиностойкости при сохранении высокой твердости. Это следует из того, что легирование такого слоя с образованием переходного межслойного объема (о чем свидетельствует значительное увеличение периода решетки $c = 0,48344$ нм) позволяет упруго стабилизировать развитие высокой деформации сжатия в TiN-слоях (до –2,1 %) [15].

При этом с повышением потенциала смещения в TiN-слоях, как и в случае однослойного толстого (более 3 мкм) TiN-покрытия, наблюдается переход от текстуры роста [100] к текстуре деформации [111] (рис. 5). В отличие от относительно тонкой Ti-прослойки при ее большей толщине 120...240 нм период решетки в Ti-слоях a близок к табличному, а c – незначительно превышает

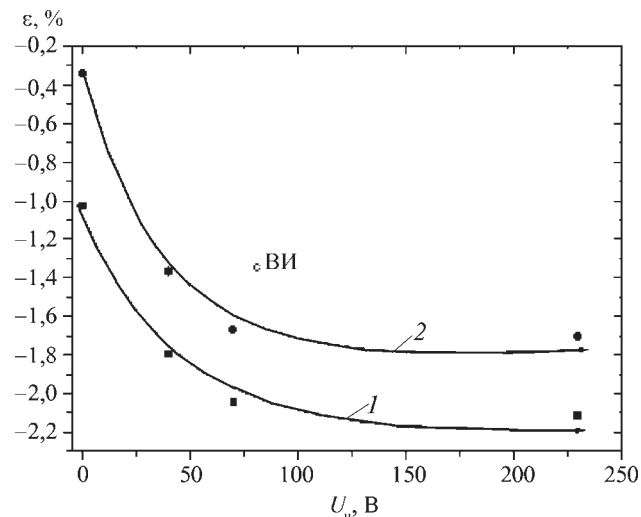


Рис. 6. Влияние упругой деформации покрытия, определенной рентгеновым "sin² ψ-методом" от величины отрицательного потенциала смещения на подложке U_n без подачи ВИ (1) и с подачей ВИ (2)

табличный [JCPDS 38-1420], что свидетельствует о сравнительно небольшом растворении примесных азотных атомов, особенно в объеме Ti-слоя. Это сопровождается уменьшением упруговыдерживаемой деформации сжатия в TiN-слоях до $\varepsilon \approx -1,9\%$ с сохранением при $U_n = -230$ В текстуры [111]. При этом происходит падение твердости, достигающее величины 30 % при толщине слоя титана 250 нм. Также к понижению твердости приводит перемешивание в межслойной области при подаче большого $U_n = -230$ В.

Использование ВИ в таком случае также не является эффективным для повышения функциональных свойств покрытий, хотя и способствует снижению деформации в решетке (рис. 6), так как усиление перемешивания при этом приводит к потере межслоевой границы барьерности для структурных дефектов и понижению в результате этого механических свойств.

Следует отметить, что в случае относительно небольших толщин слоев TiN и Ti 30...80 нм с подачей потенциала смещения промежуточной величины (–300...–900) В для подавления капельной фазы в покрытии в результате внутри- и межслоевого перемешивания наблюдается сильное понижение твердости такого покрытия с наибольшими значениями 28...35 ГПа при потенциале –900 В, когда становится возможным каскадообразование с упорядочением азотной составляющей.

Выводы

1. В покрытиях, полученных вакуумно-дуговым реактивным (в атмосфере азота) испарением титановой мишени с увеличенной энергией пленкообразующих частиц в результате подачи отрицательного постоянного

и импульсного смещений, формируется однофазная структура TiN с кубической решеткой структурного типа NaCl. При отсутствии импульсного высокоэнергетического смещения и низком отрицательном постоянном потенциале смещения образуется текстура [100], а при относительно высоком (-230 В) отрицательном постоянном потенциале смещения – текстура [111]. Наблюдаемую эволюцию текстуры можно связать с изменением напряженно-деформированного состояния под действием потенциала смещения U_n .

2. Сравнение структуры и напряженного состояния покрытий TiN, полученных по стандартной схеме (без дополнительных высокочастотных киловольтных импульсов) и с наложением таких импульсов, показывает, что к особенностям влияния импульсного каскадообразующего облучения можно отнести значительное уменьшение размеров кристаллитов, их неориентированный рост при небольшом потенциале смещения на подложке (от "плавающего" ($-5...-8$) В до $U_n = -40$ В), а также значительное снижение имплантационных напряжений в результате упорядочения атомов титана и азота.

3. В многослойном TiN/Ti-покрытии в слоях нитрида титана толщиной 300 нм и более при подаче потенциала смещения $U_n = -200$ В развивается текстура [111]. Степень совершенства текстуры повышается с увеличением толщины слоя, что свидетельствует о ростовом характере зарождения такого типа текстуры, стимулированной радиационной бомбардировкой при осаждении вакуумно-дуговых покрытий.

4. При увеличении потенциала смещения происходит рост макронапряжений сжатия в TiN-фазе. Причем выход на максимальное значение макронапряжений сжатия происходит при невысоком $U_n = (-40...-70)$ В, а при большем U_n при сохранении постоянного значения макронапряжений сжатия (около $-6,5$ ГПа) происходит совершенствование текстуры (повышение относительной интенсивности текстурных пиков) и обеднение по легким атомам (уменьшение периода в ненапряженном сечении).

5. Использование высоковольтной высокочастотной импульсной имплантации наиболее целесообразно в однослойных системах, для которых такое воздействие обеспечивает релаксационно-упорядочивающие процессы вследствие высокой атомной подвижности.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Андреев А.А., Григорьев С.Н. Износостойкие вакуумно-дуговые покрытия на основе титана в инструментальном производстве // СТИН. 2006. № 2. С. 19–24.
2. Григорьев С.Н., Волосова М.А. Технология комбинированного поверхностного упрочнения режущего инструмента из оксидно-карбидной керамики // Вестник машиностроения. 2005. № 9. С. 32–36.
3. Источник широкого пучка быстрых атомов, получаемых при перезарядке ионов, ускоряемых между двумя областями, заполненными плазмой // С.Н. Григорьев,

Ю.А. Мельник, А.С. Метель, В.В. Панин // Приборы и техника эксперимента. 2009. № 4. С. 166–172.

4. Григорьев С.Н. Современное вакуумно-плазменное оборудование и технологии комбинированного упрочнения инструмента и деталей машин // Технология машиностроения. 2004. № 3. С. 20.

5. Pelletier J., Anders A. Plasma-based ion implantation and deposition: A review of physics, technology and applications // IEEE Transactions on Plasma Science. 2005. V. 33. № 6. P. 1944–1959.

6. Вакуумно-дуговые многослойные наноструктурные TiN/Ti-покрытия: структура, напряженное состояние, свойства // О.В. Соболев, А.А. Андреев, С.Н. Григорьев, М.А. Волосова, В.Ф. Горбань // Металловедение и термическая обработка металлов. 2012. № 1. С. 28–33.

7. Effect of high-voltage pulses on the structure and properties of titanium nitride vacuum-arc coatings // O.V. Sobol', A.A. Andreev, S.N. Grigoriev, V.F. Gorban', M.A. Volosova, S.V. Aleshin, V.A. Stolbovoi // Metal Science and Heat Treatment. V. 54. № 3–4, July. 2012. P. 195–203.

8. Григорьев С.Н., Шумихина Е.М., Змиева К.А. Метод повышения энергоэффективности технологий вакуумно-плазменного нанесения покрытий // Вестник МГТУ "Станкин". 2010. № 1. С. 82–87.

9. Gargaud P., Labat S., Thomas O. Limits of validity of the crystallite group method in stress determination of thin film structures // Thin Solid Films. 1998. V. 319. P. 9–15.

10. Sobol' O.V. Control of the Structure and Stress State of thin films and coatings in the process of their preparation by ion-plasma methods // Physics of the Solid State. 2011. V. 53. № 7. P. 1464–1473.

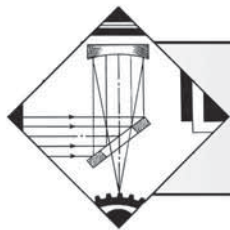
11. Особенности фазового состава, структуры, напряженного состояния и механических характеристик конденсатов боридной системы W–Ti–B, полученных триодным распылением // О.В. Соболев, С.Н. Дуб, О.Н. Григорьев, А.Н. Стеценко, А.А. Подтележников // Сверхтвердые материалы. 2005. № 5. С. 38–47.

12. Piot O., Gautier C., Machet J. Comparative study of CrN coatings deposited by ion plating and vacuum arc evaporation. Influence of the nature and the energy of the layer-forming species on the structural and the mechanical properties // Surf. & Coat. Tech. 94–95. (1997). P. 409–415.

13. The orientation dependence of elastic strain energy in cubic crystals and its application to the preferred orientation in titanium nitride thin films // D.R. McKenzie, Y. Tin, W.D. McFall, N.H. Hoang // J. Phys. Condens. Matter. 1996. V. 8. P. 5883–5890.

14. Григорьев С.Н., Волосова М.А., Климов В.Н. Модификация поверхности режущего инструмента из быстрорежущей стали путем вакуумно-плазменной обработки // Физика и химия обработки материалов. 2005. № 5. С. 11–18.

15. Physical characteristics, structure and stress state of vacuum-arc tin coating, deposition on the substrate when applying high-voltage pulse during the deposition // O.V. Sobol', A.A. Andreev, S.N. Grigoriev, V.F. Gorban', M.A. Volosova, S.V. Aleshin, V.A. Stolbovoi // Problems of Atomic Science and Technology (4). 2011. P. 174–177.



ОБРАБОТКА КОНЦЕНТРИРОВАННЫМИ ПОТОКАМИ ЭНЕРГИИ

УДК 621.793.79

М.Д. Павлов, Т.В. Тарасова, А.П. Назаров, А.А. Окунькова
(Московский государственный технологический университет "СТАНКИН")
E-mail: m.pavlov@stankin.ru

Влияние предварительной подготовки поверхностей изделий на качество покрытий, полученных лазерной наплавкой

Показан эффект накопления оксидно-шлаковой фазы на краю ванны расплава в процессе лазерной наплавки на примере конструкционной легированной стали. На покрытии обнаружены скопления оксидной фазы по периметру обработанной зоны. Эффект загрязнения поверхности абразивным песком выявлен с помощью сканирующего электронного микроскопа. Процесс скопления оксидных включений зарегистрирован высокоскоростной инфракрасной камерой спектрального диапазона 3...5 мкм в процессе измерения яркостной температуры на поверхности ванны расплава. Предложены технологические решения для очистки поверхности.

Ключевые слова: лазерная наплавка, яркостная температура, пескоструйная обработка.

Effect of the oxide slag accumulation at the edge of the molten pool during laser cladding of structural alloy steel was shown on the example. Oxide phase was discovered along the perimeter of laser treated area. The effect of surface contamination with abrasive sand was revealed by scanning electron microscopy. Measurement of brightness temperature on the surface of the molten pool was made by high-speed infrared camera in spectral range 3...5 μm. The accumulation process of oxide inclusions during laser cladding was registered. Technological solution to clean the surface without contamination was proposed.

Keywords: laser cladding, brightness temperature, sandblasting.

Введение

Лазерная наплавка применяется для создания износостойких покрытий и восстановления поверхности деталей и узлов в машиностроении [1]. По сравнению с другими методами наплавки [2], лазерная наплавка выделяется за счет высокой воспроизводимости результатов и повторяемости из-за возможности точного управления мощностью излучения и положением источника [3].

Подготовка поверхности к лазерной обработке, как правило, заключается в очистке поверхности детали от загрязнений и повышении коэффициента поглощения лазерного излучения за счет повышения шероховатости или поглощающего покрытия.

Широкое распространение на предприятиях получил метод пескоструйной обработки поверхности деталей из-за своей эффективности и низкой себестоимости. Он применяется для абразивной очистки от твердых загрязнений (ржавчина, окалина, старое лакокрасочное покрытие) металлических деталей машиностроения. Процесс очистки происходит следующим образом: в закрытой камере из специального со-

пла истекает газовая струя с абразивным порошком оксида алюминия, направленная на обрабатываемую поверхность. При соударении частицы абразива с подложкой происходит процесс механической очистки поверхности.

Вопросы технологии лазерной наплавки рассматривались в работах различных научных школ [4–9], но аспект подготовки поверхности детально рассмотрен не был. Вопросы пескоструйной обработки рассмотрены в работе [10], однако аспект загрязнения поверхности также не был рассмотрен. Традиционно пескоструйная обработка применяется перед нанесением лакокрасочного покрытия, где аспектом загрязнения поверхности пренебрегают. Цель работы — исследование влияния очистки поверхности пескоструйной обработки на качество процесса лазерной наплавки.

Методика проведения исследований

Наплавка осуществлялась на установке Trumpf DMD 505. Установка является промышленной пятикоординатной системой лазерной обработки. Подача порошка осуществляется коаксиально лазерному лу-

Таблица 1

Параметры лазерной обработки

Параметр	Значение
Мощность лазерного излучения, кВт	5
Скорость движения оптической системы, мм/мин	700
Расход порошка из дозатора, г/мин	15
Шаг сканирования, мм	3

чу. Источником излучения является CO₂ лазер с длиной волны 10,6 мкм максимальной выходной мощностью 5 кВт.

Одним из основных технологических параметров является распределение плотности мощности лазерного излучения в фокальной плоскости. Показания прибора LASERSCOPE UFF 100, измеряющего распределение плотности мощности лазерного излучения, представлены на рис. 1 (см. с. 3 обложки). Распределение плотности мощности близко к цилиндрической моде TEM₀₁^{*}, но приближенно можно считать ее равномерно распределенной внутри окружности диаметром 5 мм.

Технологические параметры наплавки представлены в табл. 1.

Эксперименты по лазерной наплавке проводились на плоских пластинах толщиной 10 мм размерами 50×50 мм, изготовленных из конструкционной углеродистой стали S235, химический состав которой указан в табл. 2.

В качестве наплавляемого материала была выбрана конструкционная легированная сталь 16NCD13 в виде порошка с гранулометрическим составом 50...106 мкм, химический состав которой указан в табл. 3.

Для экспериментального исследования на подложки были наплавлены три параллельных трека по 40 мм длиной с шагом 3 мм.

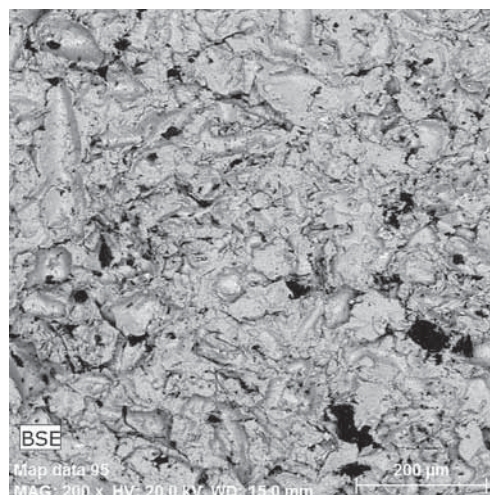


Рис. 2. Изображение подложки после пескоструйной обработки в обратно отраженных электронах: сталь – светлое поле, вкрапление абразива – черные пятна

Перед лазерной обработкой подложки были подвергнуты пескоструйной обработке абразивом на основе частиц Al₂O₃ для очистки поверхности и повышения шероховатости с целью повышения поглощающей способности.

Анализ очищенной абразивной струей поверхности на растровом электронном микроскопе выявил вкрапления частиц Al₂O в поверхность во время пескоструйной обработки (рис. 2).

Для контроля процесса наплавки и изучения тепловых процессов на поверхности ванны расплава на оптическую систему транспортирования лазерного излучения была закреплена инфракрасная камера спектрального диапазона 3...5 мкм. В силу конструктивных ограничений угол наблюдения составил 60° к вертикали. Для расчета яркостной температуры из инфракрасного сигнала камера была калибрована по высокотемпературному черному телу.

Таблица 2

Химический состав стали S235, % мас.

C	Mn	Mo	Si	Fe
0,22	1,60	0,28	0,05	Остальное

Таблица 3

Химический состав стали 16NCD13, % мас.

C	Ni	Cr	Mn	Mo	Si	Fe
0,14	3,30	0,95	0,43	0,28	0,27	Остальное

Результаты исследований и их обсуждение

Растровый электронный микроскоп в режиме вторичных электронов выявил расположение примесных включений на обработанной поверхности у края переплавленной зоны (рис. 3).

На рис. 3 видно, что при наплавке одного трека оксиды с поверхности скапливаются на краю трека. Светлые зоны – скопления непроводящих переплавленных частиц Al_2O_3 на краю трека. В дальнейшем, при наплавке последующих треков с наложением, часть лазерного излучения будет затрачиваться на повторное плавление оксидов. Это может снижать эффективность использования лазерного излучения [11].

Распределение плотности мощности играет значительную роль в распределении температуры на поверхности ванны расплава, следовательно, и всего процесса в целом. Инфракрасная камера зарегистрировала повышение яркостной температуры [12, 13] на краю ванны расплава в процессе наплавки третьего трека. Последовательно, от первого трека к третьему, яркостная температура на фронте ванны расплава выросла от 1000 до 1900 °С соответственно. Такое значительное повышение сигнала может быть связано с двумя аспектами свойств оксида алюминия:

высоким поглощением лазерного излучения длиной волны 10,6 мкм. По сравнению с жидким металлом, оксиды значительно лучше поглощают данное тепловое излучение. Это может приводить к тому, что оксиды получают большее количество энергии по сравнению с металлом и разогреваются до большей температуры;

высокой излучательной способностью, близкой к единице. Из-за этого свойства оксида алюминия час-

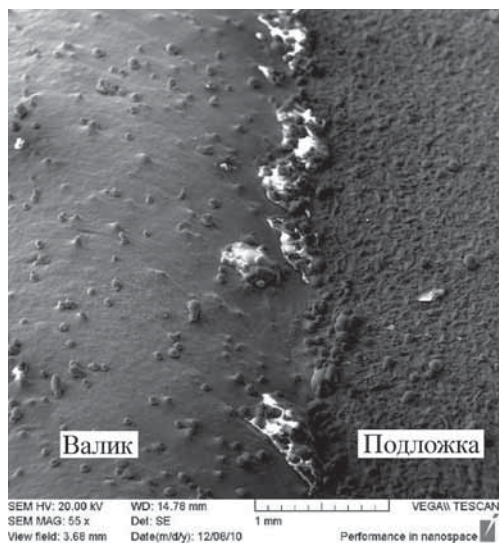


Рис. 3. Край одиночного трека во вторичных электронах

то используют для производства моделей черных тел. В нашем случае, даже находящиеся при одной температуре оксид и металл в инфракрасном спектре излучают с разной интенсивностью.

Конфигурация распределения яркостной температуры (рис. 4, см. с. 3 обложки) совпадает с конфигурацией положения оксидно-шлаковой фазы на поверхности наплавленных валиков (рис. 5, см. с. 3 обложки).

Поперечное сечение образца в краевой зоне подтверждает наличие неметаллической массы. Следует отметить, что наличие нерасплавленных частиц порошка внутри оксидно-шлакового слоя (рис. 6, см. с. 3 обложки) могут свидетельствовать о том, что температура жидкого шлака ниже температуры плавления металла. Это говорит о том, что температуры на поверхности и внутри жидкой оксидной фазы значительно различаются.

На рис. 7 показана схема, описывающая заполнение шлаками ванны расплава.

Под действием капиллярных течений на поверхности ванны расплава, вызванных градиентом плотности мощности лазерного излучения и силы гравитации, расплав оксидов и шлаков скапливается в зоне I (см. рис. 7). В процессе формирования последовательных треков покрытия оксидно-шлаковая фаза накапливается на фронте ванны расплава с поверхности обрабатываемой детали и переходит на край трека.

При последовательном проведении лазерной наплавки скопление оксидов на краю трека создает неблагоприятные условия для формирования ровного трека и способствует образованию непроваров.

Механическая обработка способна создать необходимое качество поверхности для последующей лазерной наплавки без остаточных включений, но остается сложной технологической операцией, особенно в случае обработки сложных геометрических поверх-

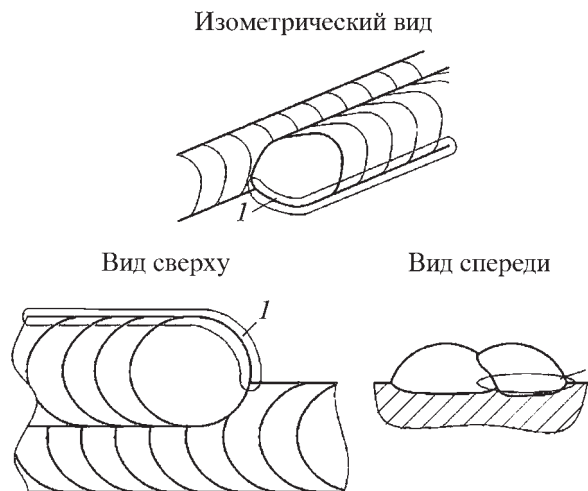


Рис. 7. Схема расположения зоны скопления оксидов

ностей. Один из методов решения проблемы загрязнения поверхности при пескоструйной очистке предложен А.С. Цырульниковым [14]. Он предлагает использовать в роли абразивных частиц гранулы сухого льда. Это может значительно снизить эффект загрязнения.

Выводы

1. Накопление оксидных включений на фронте ванны расплава экранирует лазерное излучение и подачу порошкового материала, тем самым снижая эффективность использования лазерной энергии на плавление металла. Скопление оксидных включений является накапливающейся ошибкой в процессе лазерной наплавки и, как следствие, создает технологические затруднения при обработке поверхности с должным уровнем качества покрытия.

2. Операция пескоструйной обработки, помимо очистки поверхности, может оставлять на очищаемой поверхности частицы абразивного песка. Это может происходить как при непосредственном соударении частиц с поверхностью, так и при фоновом запылении внутри камеры пескоструйной очистки.

3. Повышение яркостной температуры на фронте ванны расплава в процессе лазерной наплавки может быть связано с накоплением оксидно-шлаковой фазы из частиц загрязнений поверхностного слоя и образующихся из расплава продуктов реакций расплавленного материала с атмосферой.

4. Механическая обработка резанием, в отличие от пескоструйной обработки, обеспечивает точные геометрические характеристики исходной поверхности перед наплавкой без загрязнения. Точность размеров, в свою очередь, обеспечивает постоянный зазор между соплом наплавки и поверхностью.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Григорьев С.Н. Задачи технического перевооружения промышленности // Вестник МГТУ "Станкин". 2008. № 1. С. 5–7.
2. Мастенко В.Ю. Высокопроизводительная механизированная двухэлектродная наплавка проволоками под флюсом с подачей дополнительной заземленной проволоки в зону горения дуги // Сварочное производство. 2007. № 8. С. 3–6.

3. Grigoriev S.N., Teleshevskii V.I. Measurement problems in technological shaping processes // Measurement Techniques. 2011. V. 54. № 7. P. 744–749.

4. Лазерная наплавка металлических порошков / В.Н. Петровский, В.Г. Штамм, П.С. Джумаев, В.И. Польский // Ядерная физика и инжиниринг. 2012. Т. 3. № 4. С. 333–339.

5. Григорьянц А.Г., Новиченко Д.Ю., Смуров И.Ю. Лазерная аддитивная технология изготовления покрытий и деталей из композиционного материала // Известия высших учебных заведений. Машиностроение. 2011. № 7. С. 38–46.

6. Технологические возможности лазерной наплавки с использованием мощных волоконных лазеров / Г.А. Турчин, Е.В. Земляков, Е.Ю. Поздеева, Я. Туоминен, П. Вуористо // Металловедение и термическая обработка металлов. 2012. № 3. С. 35–40.

7. Аддитивное производство с помощью лазера / И.Ю. Смуров, И.А. Мовчан, И.А. Ядройцев, А.А. Окунькова, Е.В. Цветкова, Н.Ю. Черкасова // Вестник МГТУ "Станкин". 2011. Т. 2. № 4. С. 144–146.

8. Тарасова Т.В., Гвоздева Г.О., Тихонова Е.П. Перспективы использования лазерного излучения для поверхностной обработки цветных сплавов // Вестник МГТУ "Станкин". 2012. № 2. С. 140–143.

9. Григорьев С.Н. Научные школы в истории СТАНКИНА // Вестник МГТУ "Станкин". 2010. № 4. С. 7–21.

10. Лукина О.С., Карманов В.В. Анализ технологической уязвимости процесса пескоструйной обработки на предприятиях машиностроительной отрасли // Научные исследования и инновации. 2010. Т. 4. № 4. С. 89–95.

11. К вопросу снижения потерь при лазерной наплавке / В.Е. Архипов, Г.В. Москвитин, А.Н. Поляков, Н.В. Широкова // Упрочняющие технологии и покрытия. 2010. № 8. С. 14.

12. Крутиков В.Н., Фрунзе А.В. О прослеживаемости современных пирометров к первичному эталону единицы температуры и классификации методов пирометрии // Измерительная техника. 2012. № 2. С. 32–37.

13. Свет Д.Я., Сергеев С.С. Трехволновый пирометр, измеряющий истинную температуру // Измерительная техника. 2011. № 11. С. 41–42.

14. Цырульников А.С. Замена традиционных методов абразивной очистки поверхностей, таких как шлифование и пескоструйная обработка новым экоэффективным методом обработки гранулами сухого льда // Вестник МГТУ "Станкин". 2008. № 3. С. 55–57.

Т.В. Тарасова, Г.О. Гвоздева (Московский государственный технологический университет "СТАНКИН")
E-mail: tarasova952@mail.ru

Структурообразование в заэвтектических сплавах системы Al—Si при лазерной обработке поверхности*

Проведено исследование механизмов структурообразования в заэвтектических сплавах системы Al-Si в процессе лазерной наплавки. Исследован гранулометрический состав, морфология поверхности и микроструктура исходного порошка. Показано влияние химического состава порошка на структуру и микротвердость наплавленных слоев. Изучено влияние параметров обработки на структуру и геометрические характеристики треков наплавки. Сделаны выводы о принципиальной технологической возможности использования лазерной наплавки для повышения износостойкости деталей из алюминиевых сплавов.

Ключевые слова: лазерная обработка, алюминиевые сплавы, лазерная наплавка, порошковая металлургия.

Mechanisms of microstructure transformation in Al-Si alloys during laser cladding were studied. Particle size distribution, surface morphology and microstructure of the initial powder were investigated. Influence of the initial chemical composition on the phase composition and microhardness of clad layers were shown. The influence of processing parameters on the microstructure and geometry of the resulted tracks were shown. The conclusions about the technological possibilities of laser cladding application to improve the wear resistance of aluminum alloy were made.

Keywords: laser processing, Al-alloys, laser cladding, powder metallurgy.

Введение

К современным технологиям производства и обработки машиностроительной продукции предъявляются чрезвычайно высокие требования по эффективности использования материала [1, 2]. В этом отношении привлекательными выглядят методы формирования трехмерных объектов не путем удаления материала заготовки, а послойным наращиванием объема с помощью добавления материала в заданную область пространства. К таким технологиям относятся лазерная наплавка и селективное лазерное сплавление, которые применяются на сегодняшний день для ремонта высокоточных деталей и производства единичной и мелкосерийной продукции [3, 4].

Лазерная наплавка заключается в нанесении на поверхность обрабатываемого изделия покрытия путем расплавления основы и присадочного материала. Присадочный материал, в большинстве случаев порошковый, может подаваться в зону обработки предварительно или одновременно с воздействием лазерного излучения [8, 9]. В свою очередь, одновременная подача порошка может осуществляться под углом к лазерному лучу или коаксиально. Основными преимуществами коаксиальной лазерной наплавки являются интегрированная в систему питающей форсунки подача защитного газа, что

расширяет спектр применяемых материалов, и независимость работы от направления движения.

Цель работы — исследование принципиальной технологической возможности использования лазерной наплавки для повышения износостойкости деталей из алюминиевых сплавов.

Материалы и методы проведения исследований

Выбор материала. В качестве материала для исследования выбраны порошковые заэвтектические AlSi-сплавы с содержанием кремния 30, 40 и 60 % мас., в дальнейшем именуемые как AlSi30, AlSi40 и AlSi60.

Для производства деталей методом коаксиальной лазерной наплавки на сегодняшний день оптимальным считается использование порошков, полученных методом диспергирования расплавов [10], так как при использовании данного метода сохраняется химический состав исходного материала и достигается глобулярная форма гранул, что, как будет показано ниже, чрезвычайно важно для обеспечения требуемого уровня технологических свойств.

В качестве материала основы, ввиду незначительных отличий в свойствах от исследуемых материалов системы Al—Si, был выбран деформируемый доэвтектический коррозионноустойчивый сплав алюминия с магнием и кремнием (AA6060 или AlMgSi0,5). Российским аналогом является алюминиевый деформируемый сплав АД31. Химический состав сплава и его российского аналога представлен в табл. 1.

* Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства образования и науки РФ.

Химический состав исследуемых сплавов

Содержание элементов, % мас.									
Сплав	Al	Cr	Cu	Fe	Mg	Mn	Si	Ti	Zn
AA6060	97,8	0,05	0,1	0,1...0,3	0,35...0,60	0,1	0,3...0,6	0,1	0,15
АД31 (ГОСТ 4784–97)	97,65...99,35	<0,1	<0,1	<0,5	0,45...0,90	<0,1	0,2...0,6	<0,15	<0,2

Методы проведения исследований. Для нанесения покрытий использовался дисковый твердотельный (Yb:YAG) лазер "TRUDISK 1000"*** (производитель – фирма Trumpf) с максимальной мощностью лазерного излучения 1000 Вт.

Диаметр фокусировки пятна лазерного излучения – 50 мкм. Площадь пятна лазерного излучения составляла $A = 0,001963495 \text{ см}^2$. Способ подачи порошка – коаксиальный.

Используемая лазерная форсунка – Coax Powerline (рис. 1). Максимально используемая во время проведения экспериментов скорость продольного перемещения лазерной насадки составляла $v = 12\ 000 \text{ мм/мин}$.

В качестве защитной атмосферы использовался нейтральный газ аргон Ar. В результате экспериментального подбора оптимального показателя скорость подачи защитного газа была установлена на значении 5 л/мин. В качестве газа-носителя применялся как аргон Ar, так и гелий He. Скорость подачи варьировалась в пределах: 2, 4, 5, 6, 7,5, 10 л/мин.

При исследовании геометрических характеристик трека наплавки была принята система обозначений, представленная на рис. 2.



Рис. 1. Форсунка семейства "Coax Powerline" с коаксиальной подачей порошка

*** Эксперименты по лазерной наплавке проводились на базе института Fraunhofer IWS, Dresden.

Гранулометрический состав исследуемых порошков определяли с помощью микроскопа "ОСННО 500nano" фирмы ОСННО S.A. (Бельгия) со встроенным программным обеспечением Callisto для статистической обработки данных.

Микроструктуру поверхности и поперечных срезов гранул порошков исследовали с помощью сканирующего электронного микроскопа "VEGA 3 LM" фирмы Tescan (Чехия). Химический состав порошков определяли с помощью дополнительно установленного на микроскопе энергодисперсионного анализатора "EDX".

Определение фазового состава порошков проводили на рентгеновском аппарате для структурного анализа "ALR X'TRA" (Thermo-Fisher Scientific, Швейцария) с программным комплексом WinXRD 2.0-8 с и базой данных эталонных рентгенограмм ICDD PDF-2 (2010 г.). Для измерений использовали излучение медного анода (CuK α) рентгеновской трубки Thales electron devices MC 61-04X12Cu. Режим съемки 30 мА, 40 кВ. При съемке рентгенограмм использовали шаговый способ движения счетчика по точкам со временем набора в точке 1 с. В пересчете на угловую скорость счетчика это составляет 1,8 град/мин.

Микротвердость измеряли с помощью стандартной методики на полуавтоматическом микротвердомере "HP-Mikromat 1" (HMV-2, Shimadzu Corp., Kyoto, Japan). Нагрузки составляли 50, 30 и 25 г или соответственно

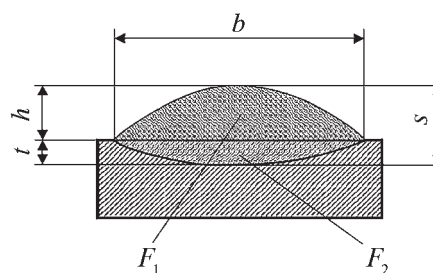


Рис. 2. Схема трека наплавки:

b – ширина наплавленного валика; t – глубина проплавления; h – высота наплавленного валика; s – толщина трека наплавки;

F_1 – площадь наплавленного металла; F_2 – площадь проплавленного основного металла (коэффициент перемешивания $\gamma = F_2 / (F_1 + F_2) \cdot 100 \%$)

0,5, 0,3, 0,25 Н. Время нагружения – 10 с. Программное обеспечение: Hardtest Version 4.15 (Fritz Muller GmbH, Internet: Precidur.de).

Микроструктуру изучали с использованием микроскопа "Leica MEF4M" с максимальным увеличением $\times 1000$. Программное обеспечение: Stream Enterprise 1.6.1 фирмы "Olympus".

Результаты исследований и их обсуждение

Исследования порошковых материалов AlSi30, AlSi40 и AlSi60. По результатам гранулометрического анализа построены интегральная и дифференциальная (гистограмма) кривые распределения частиц порошка AlSi30 по размерам (рис. 3). Каждая точка на интегральной кривой соответствует сумме фракций меньше определенного диаметра. Гистограмма распределения частиц порошка по размерам показывает процентное содержание частиц данного размера. Для порошков всех исследованных составов распределение частиц по размерам соответствовало нормальному закону. На графике приведены также основные параметры фракционного состава: объемная доля частиц размером меньше d_5 не превышает 5 %, d_{95} – 95 %, а медиана d_{50} представляет собой такой размер частиц, при котором интегральная кривая распределения частиц по размерам принимает значение 50 %. Средний размер частиц $d_{\text{сред}}$ определен как математическое ожидание дифференциальной кривой распределения частиц по размерам. По результатам исследований установлено, что порошки обладают приблизительно равным гранулометрическим составом со средним размером частиц порошка $d_{\text{сред}} = 45...55$ мкм.

Частицы порошка обладают высоким показателем сферичности (среднее значение для порошка AlSi30 составляет 69,6 %, AlSi40 – 59,3 %, AlSi60 – 71,8 %) и низким значением неровности (среднее значение для порошка AlSi30 составляет 3,3 %, AlSi40 – 4,6 %, AlSi60 – 1,7 %).

На рис. 4 представлены снимки поверхности частиц порошка, полученные с помощью сканирующего микроскопа. По полученному изображению можно судить о морфологии отдельных гранул. Частицы порошка имеют глобулярную форму с дендритной поверхностью.

Шлифы порошковых материалов AlSi_x с содержанием кремния 30, 40 и 60 % представлены на рис. 5. В частицах порошка фазовые составляющие распределены достаточно равномерно.

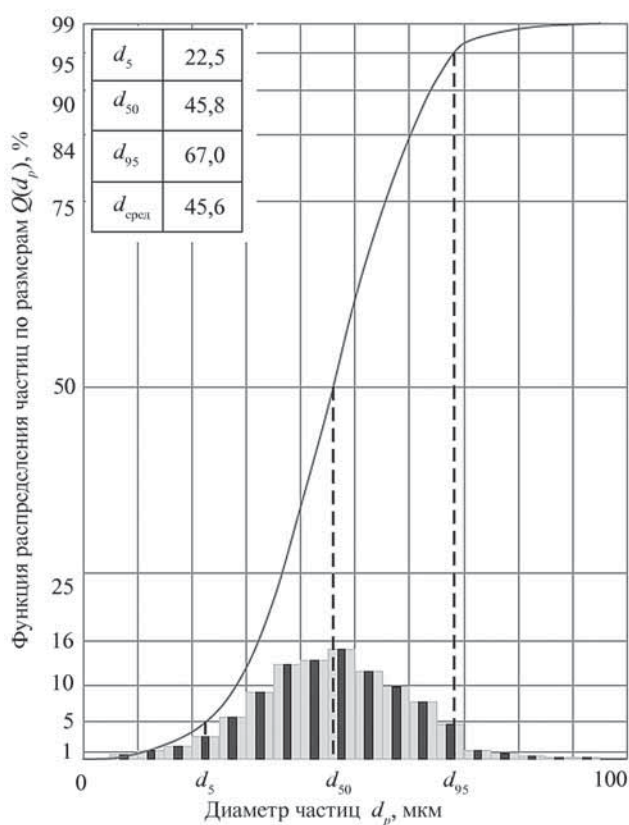


Рис. 3. Интегральная кривая и гистограмма распределения частиц порошка AlSi30 по размерам

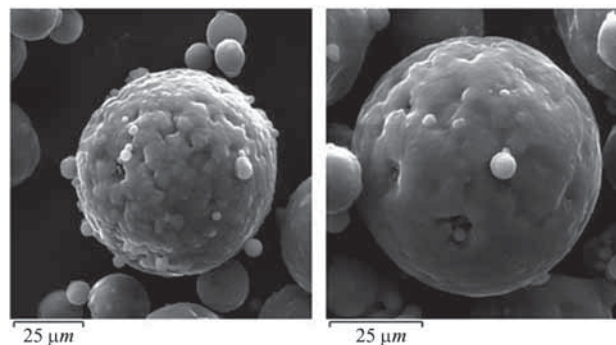


Рис. 4. Морфология поверхности частиц порошка AlSi30

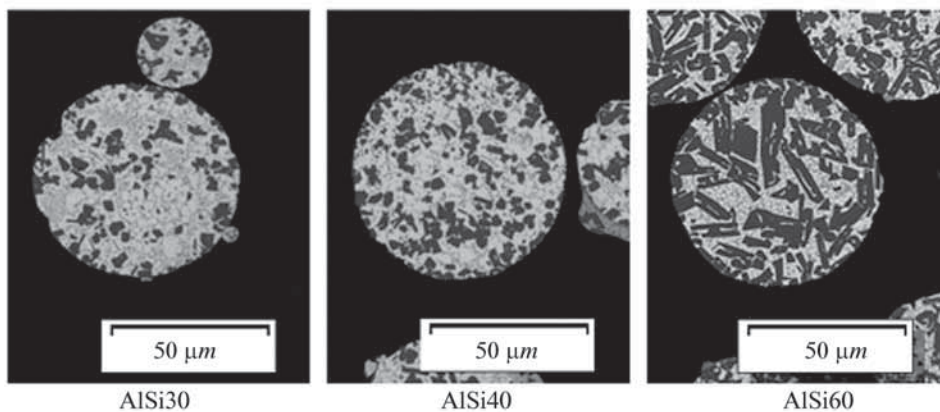


Рис. 5. Микроструктура порошков с различным содержанием кремния

Таблица 2

Химический состав порошков $AlSi_x$, % мас.

Порошок	Al	Si	O
AlSi30	66,5...67,0	33	<1
AlSi40	55,5...56,0	44	<1
AlSi60	32,5...33,0	67	<1

В результате сравнения рентгенограмм AlSi30, AlSi40 и AlSi60 с эталонными рентгенограммами базы Pdf-2 (2010 г.) установлено, что образцы AlSi30, AlSi40 являются двухфазными и содержат соответственно 33 и 44 % мол. кремния, остальное – алюминий. В двухфаз-

ном приближении образец AlSi60 содержит 67 % кремния, остальное – алюминий в виде твердого раствора $Al_{99,06}Si_{0,04}$. Химический состав исследуемых порошков (AlSi30, AlSi40 и AlSi60) представлен в табл. 2.

Сравнение эталонной рентгенограммы кремния и рентгенограмм исследуемых материалов AlSi30, AlSi40 и AlSi60 с точки зрения ширины линий показало, что ширина линий при одинаковом угловом положении пиков и возможность разрешения дублетной пары $K\alpha_1$ и $K\alpha_2$ на рентгенограммах практически не отличаются (рис. 6). Из этого можно сделать вывод, что размер блоков когерентного рассеяния и внутренние напряжения в образце практически не влияют на проведение рентгенофазового анализа, что говорит о стабильном состоянии присадочного материала.

Влияние химического состава порошкового материала на структуру и микротвердость покрытия. Изучение

структуры наплавленных валиков, полученных при использовании в качестве присадочных материалов порошков заэвтектических AlSi-сплавов с содержанием кремния 30, 40 и 60 % мас., показало, что увеличение содержания кремния приводит к формированию каплеобразных скоплений и ухудшению качества трека.

Микроструктурный анализ показал, что при содержании кремния 30 % первичные кристаллы крайне дисперсны и с трудом различимы в структуре покрытия (рис. 7). С увеличением содержания кремния кристаллы укрупняются. При содержании кремния 60 % в структуре сплава прослойка алюминиевой матрицы сильно утончается, что сопровождается резким снижением механических свойств.

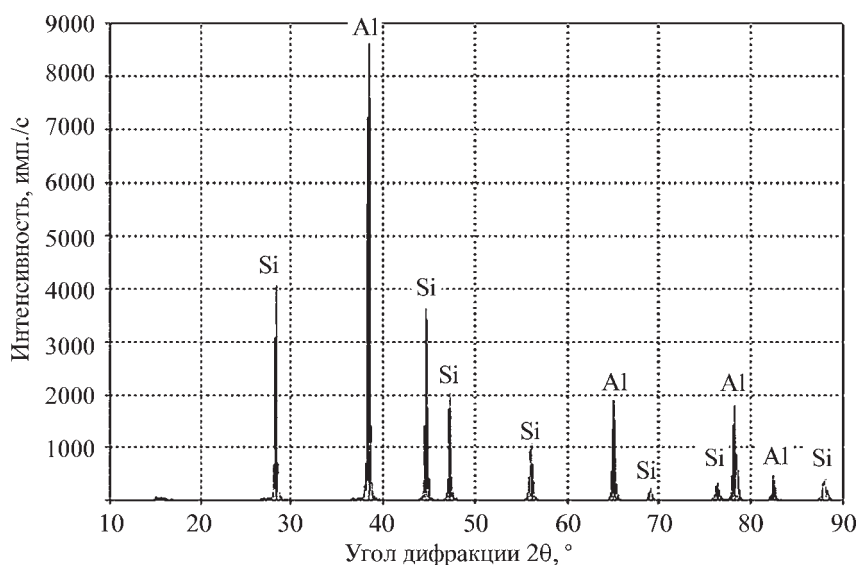


Рис. 6. Дифрактограмма порошка AlSi30

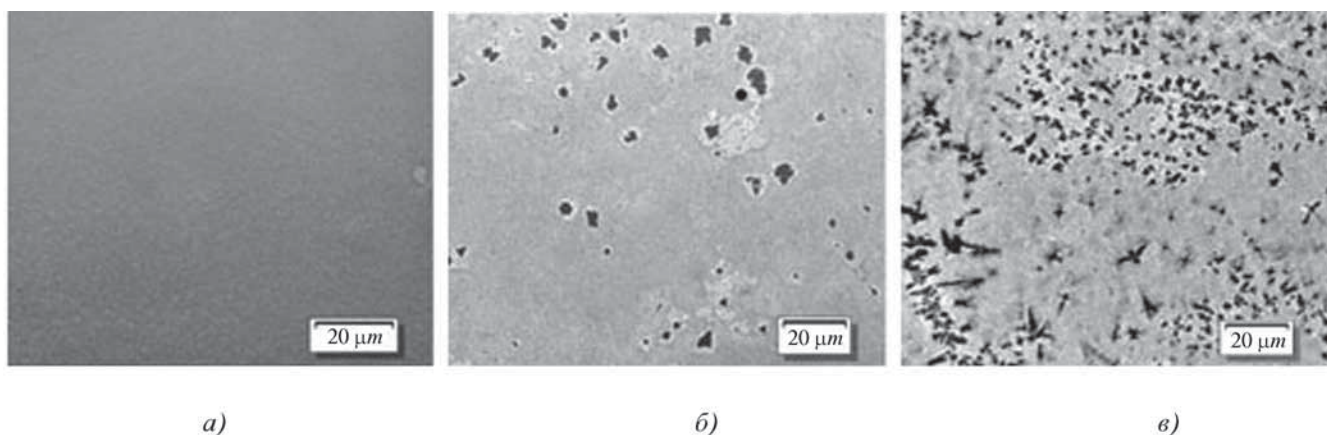


Рис. 7. Микроструктура сплавов с возрастающим содержанием кремния, %: а – 30; б – 40; в – 60

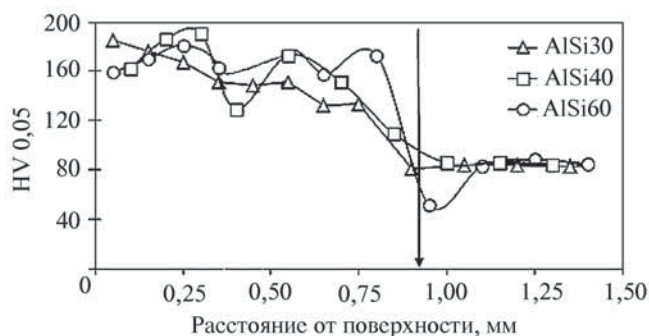


Рис. 8. Микротвердость по глубине покрытий из сплавов с различным содержанием кремния ($P = 400$ Вт, $v = 800$ мм/мин, $pt = 10$ г/мин, $d = 50$ мкм)

Кроме изменения в размере наблюдается также морфологический переход от правильных многогранников при меньшем содержании кремния к сложной дендритной разветвленной структуре при больших содержаниях кремния.

Измерение микротвердости исследуемых сплавов показало, что абсолютное значение достигаемого уровня твердости не зависит от концентрации Si и составляет 180...200 HV 0,05 (рис. 8). Твердость покрытия из сплава AlSi30 максимальна в приповерхностной области. При удалении от поверхности твердость плавно снижается до уровня микротвердости основного материала, которая составляет 80 HV 0,05. У сплавов AlSi40 и AlSi60 на кривых изменения твердости наблюдаются локальные всплески и падения, которые объясняются более грубой структурой покрытия по сравнению со сплавом AlSi30. Повышение твердости происходит вследствие формирования при высоких скоростях охлаждения пересыщенного твердого раствора кремния в алюминии, что согласуется с данными работ [10–12].

Влияние параметров обработки на структуру покрытия. Основными параметрами процесса лазерной наплавки, в значительной степени влияющими на структуру и свойства получаемого трека, являются скорость сканирования лазерного луча, расход порошка и мощность лазера.

Увеличение скорости сканирования, так же как и увеличение интенсивности подачи порошка, приводит к тому, что в покрытии выделяется большее количество первичных кристаллов Si, при этом скорость охлаждения снижается. Это, в свою очередь, приводит к формированию первичных кристаллов большего размера с характерным дендритным строением.

Влияние мощности лазерного излучения на структуру покрытия иллюстрирует рис. 9. С увеличением мощности растет коэффициент перемешивания, в результате чего концентрация крем-

ния в жидкой ванне снижается и состав расплава приближается к эвтектическому. При мощности излучения 350 Вт структура трека представлена мелкозернистой эвтектикой и трудно различимыми в структуре первичными кристаллами кремния.

Влияние параметров обработки на геометрические характеристики треков наплавки. Исследовано влияние мощности излучения на геометрические характеристики треков наплавки. Установлено, что ширина, толщина покрытия, а также глубина проплавления непрерывно возрастают с увеличением мощности излучения. Высота h валиков меняется в зависимости от мощности излучения незначительно (рис. 10).

Исследования влияния массового расхода (интенсивности подачи) порошка на размеры треков наплавки показали, что ширина трека с изменением интенсивности подачи порошка в интервале 40...100 г/мин при мощности излучения $P = 200$ Вт и скорости сканирования $v = 800$ мм/мин меняется незначительно. Высота наплавленной зоны, а также толщина покрытия, напротив, непрерывно растут с увеличением интенсивности подачи порошка. Коэффициент перемешивания при повышении массового расхода порошка уменьшается, что обусловлено возрастанием плотности потока частиц и снижением прямого воздействия лазерного луча непосредственно на подложку.

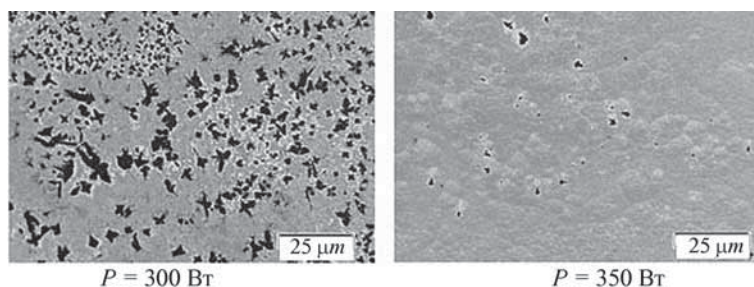


Рис. 9. Структура сплава AlSi30 при различных мощностях лазера (Yb:YAG-Laser, $d = 0,05$ мм, $v = 1000$ мм/мин)

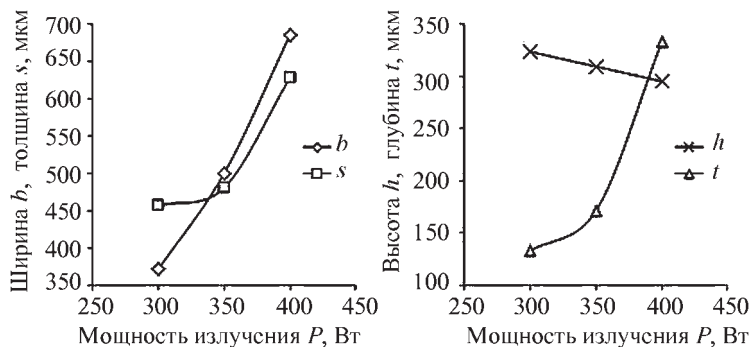


Рис. 10. Зависимость геометрических характеристик треков наплавки из сплава AlSi30 от мощности лазерного излучения (Yb:YAG-Laser, $v = 1000$ мм/мин, $d = 0,05$ мм, $pt = 10$ г/мин)

Выводы

1. Порошки AlSi30, AlSi40 и AlSi60 удовлетворяют требованиям, предъявляемым к материалам для лазерной наплавки, так как обладают хорошей сыпучестью (среднее значение сферичности равно 66,9 %; среднее значение неровности составляет 1,7...4,6 %) и обеспечивают возможность получения единичного валика с латеральным разрешением 100 мкм (размеры частиц варьируются 22,5...67,0 мкм, средний диаметр составляет 45,6 мкм).

2. Максимальное значение достигаемого уровня твердости наплавленных слоев из сплавов AlSi_x, полученных методом лазерной наплавки в интервале режимов, не зависит от содержания кремния и составляет 180...200 HV 0,05.

3. С увеличением мощности лазерного излучения от 300 до 400 Вт при скорости сканирования луча лазера $v = 1000$ мм/мин, ширина b , толщина s , а также глубина проплавления t трека наплавки из сплава AlSi30 непрерывно возрастают. Высота h валиков меняется в зависимости от мощности излучения незначительно.

4. Увеличение массового расхода порошка от 40 до 100 г/мин приводит к незначительному изменению ширины трека. Высота наплавленной зоны, а также толщина покрытия, напротив, непрерывно растут. Коэффициент перемешивания при этом уменьшается.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Григорьев С.Н. Решение задач технологического перевооружения машиностроения // ИТО: Инструмент—технология—оборудование. 2008. № 10. С. 14–19.
2. Бадалова А.Г., Еленева Ю.Я., Шебаров А.И. Инновационное развитие промышленного производства: структуризация методо-

логии организации управления // Вестник МГТУ "Станкин". 2010. № 4. С. 158–163.

3. Nowotny S. Oberflächenbeschichten und formgebendes Auftragschweißen mit laserbasierten hybriden Fertigungsverfahren. Dresden: Fraunhofer IRB Verlag, 2004. 75 p.

4. Тарасова Т.В. Перспективы использования лазерного излучения для повышения износостойкости коррозионно-стойких сталей // Металловедение и термическая обработка металлов. 2010. № 6. С. 54–58.

5. Тарасова Т.В., Гвоздева Г.О. Исследование процессов лазерного легирования поверхности алюминиевых сплавов // Наука и образование: электронное научно-техническое издание. 2012. № 3. С. 48.

6. Аддитивное производство с помощью лазера / И.Ю. Смуров, И.А. Мовчан, И.А. Ядройцев, А.А. Окунькова, Е.В. Цветкова, Н.Ю. Черкасова // Вестник МГТУ "Станкин". 2011. Т. 2. № 4. С. 144–146.

7. Тарасова Т.В., Гвоздева Г.О., Тихонова Е.П. Перспективы использования лазерного излучения для поверхностной обработки цветных сплавов // Вестник МГТУ "Станкин". 2012. № 2. С. 140–143.

8. Григорьев С.Н., Грибков А.А. Определение общих требований к точности элементов дозирующей системы // Технология машиностроения. 2010. № 3. С. 37–39.

9. Grigor'ev S.N., Gribkov A.A. Precision of dosing-system components // Russian Engineering Research. 2010. V. 30. № 8. P. 779–780.

10. Исследование мелкодисперсных порошков припоев для диффузионной вакуумной пайки, полученных методом атомизации расплава / Е.Н. Каблов, В.С. Рылников, А.Г. Евгенов, А.Н. Афанасьев-Ходыкин // Вестник МГТУ им. Н.Э. Баумана. 2011. № SP2. С. 79–87.

11. Алюминиевые сплавы. Промышленные деформируемые, спеченные и литейные алюминиевые сплавы. Справочное руководство. М.: Металлургия, 1972. 552 с.

12. Кремнев Л.С., Холоднов Е.В., Владимиров О.В. Выбор сталей, подвергаемых лазерному упрочнению // Металловедение и термическая обработка металлов. 1987. № 9. С. 49–52.

УДК 621.793.093

С.В. Фёдоров, А.В. Кабанов, Е.А. Остриков

(Московский государственный технологический университет "СТАНКИН")

E-mail: S. Fedorov@stankin.ru

Технология лазерного удаления износостойких покрытий с поверхности металлорежущего инструмента из твердых сплавов

Рассмотрена возможность удаления нанесенного защитного покрытия (TiAl)N с режущих пластин из твердых сплавов с помощью лазерного излучения и его преимущества перед химическим способом удаления покрытий. Приведены результаты эксперимента и вид полученной поверхности путем рентгеноспектрального анализа обработанных участков, а также рассмотрены проблемы применения данного метода.

Ключевые слова: удаление покрытия, лазерное излучение, защитное покрытие.

A removing of a protective (TiAl)N coating by means of laser radiation and its advantages over chemical removal means are considered. The experiment results and the type of the resulting surface by X-ray analysis of the treated areas as well as the problems with this method are discussed.

Keywords: removal coating, laser radiation, protective covering.

Введение

Для конкурентоспособности производства и снижения экологических последствий в машиностроении используют металлорежущий инструмент с увеличенным

сроком службы, а также, при возможности, его повторное использование. Для продления срока службы инструмента используют физическое осаждение защитных покрытий [1, 2]. По сравнению с использованием твердосплавного инструмента без покрытия, защитное по-

крытие повышает такие характеристики, как износостойкость, качество поверхности, а также трибологические свойства. Однако, когда покрытие изнашивается или его нанесение было проведено с браком, существует проблема повторного нанесения, связанная с необходимостью предварительной очистки инструмента от старого защитного покрытия (например, если использовался не тот состав покрытия или его толщина была неравномерной). Удаление этих покрытий при сохранении свойств подложки – всегда сложная задача из-за малой толщины пленки и сильной адгезии [3]. Особое внимание при снятии покрытий стоит уделять минимизации воздействия на подложку и режущие кромки инструмента.

Одним из широко применяемых способов удаления покрытий является химический метод [4–6], основанный на применении различных растворов кислот. Инструмент помещают в кислоту для растворения сработанного или бракованного покрытия. При этом на параметры процесса сильное воздействие оказывают состав раствора и тип снимаемого материала. Существует немало патентов, предлагающих различные составы кислот для снятия защитного покрытия, и каждый имеет свою область применения, а использование опасных химикатов накладывает дополнительные меры предосторожности при работе, что увеличивает риски несчастных случаев на производстве. Проблема утилизации отработанного сырья также должна быть решена [7, 8] и является одной из основных проблем данного способа.

Возможной альтернативой вышеизложенному методу может быть использован способ удаления покрытий с помощью лазера. Лазерные технологии уже прочно вошли в нашу жизнь, и сферы их применения довольно широки [9, 10]. В отличие от химического метода один тип лазера позволяет работать с широким спектром материалов. Однако его применение для удаления защитных покрытий с металлорежущего инструмента с целью его повторного использования ранее не встречалось. Выбор мощности лазерного излучения, достаточного для снятия защитных покрытий, подбор технологии снятия покрытия с учетом минимального воздействия на подложку – вопросы, которые необходимо решить в данной области.

Преимуществами данного способа по сравнению с химическим методом являются возможность селективного удаления тонких пленок и исключение опасных химикатов из технологического процесса, а также широкий спектр снимаемых материалов. Работа с современным лазерным оборудованием не является опасной и ограничивается общими мерами предосторожности защиты от излучения. В отличие от химического метода, в данном способе количество отходов от процесса меньше и они улавливаются фильтрами вытяжной вентиляции из зоны обработки.

Основное внимание в работе уделяется изучению использования твердотельного диодного лазера для удаления защитных износостойких покрытий с твердосплавного инструмента.

Технология удаления покрытия

При удалении покрытий, кроме снятия защитного слоя с режущего инструмента, необходимо добиться минимального воздействия на подложку. Помимо растревывания поверхности и увеличения шероховатости возможно также появление микротрещин в подложке, что существенно снижает характеристики инструмента. Исследования в данном направлении были проведены в работе [11], в которой определяли зависимость мощности лазерного воздействия на обрабатываемую поверхность. В итоге работы было определено, что плотность энергии лазерного излучения менее $0,25 \text{ Дж/см}^2$ не вызывает существенного воздействия на подложку и появление микротрещин.

Для проведения исследования по возможности снятия защитного покрытия на такой мощности была использована лазерная установка, в которой применяется твердотельный лазер с длиной волны 1064 нм и плотностью энергии $0,01 \text{ Дж/см}^2$. Данная установка позволяет изменять параметры лазерного излучения в определенном диапазоне.

В качестве режущего инструмента использовались режущие пластины из твердого сплава. На них было нанесено защитное покрытие (TiAl)N толщиной 5...7 мкм [12].

В ходе эксперимента поверхность пластин располагалась перпендикулярно лучу и находилась на фокусном расстоянии от линзы маркировочной головки. На участок с нанесенным защитным покрытием режущей пластины размером $3 \times 3 \text{ мм}$ воздействовали лазерным импульсным лучом на максимальной мощности с шагом 20 мкм, равным половине лазерного пятна.

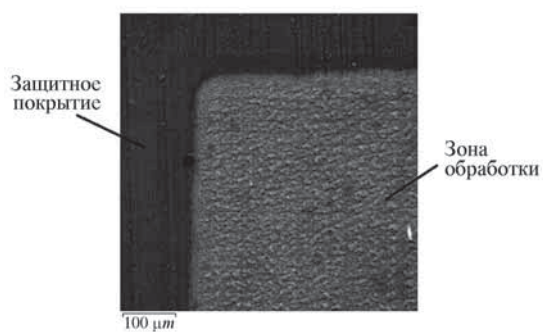
На рис. 1 показаны зона лазерной обработки (а) и рентгеноспектральный анализ участка (б).

На рис. 1, а отчетливо различима зона лазерного воздействия и заметно увеличение шероховатости после обработки. На рис. 1, б видно отсутствие в зоне лазерного воздействия Ti и Al, из которых состоит защитное покрытие. На основе этого можно сделать вывод, что покрытие было удалено. При этом анализ поверхности под микроскопом показал отсутствие микротрещин на поверхности.

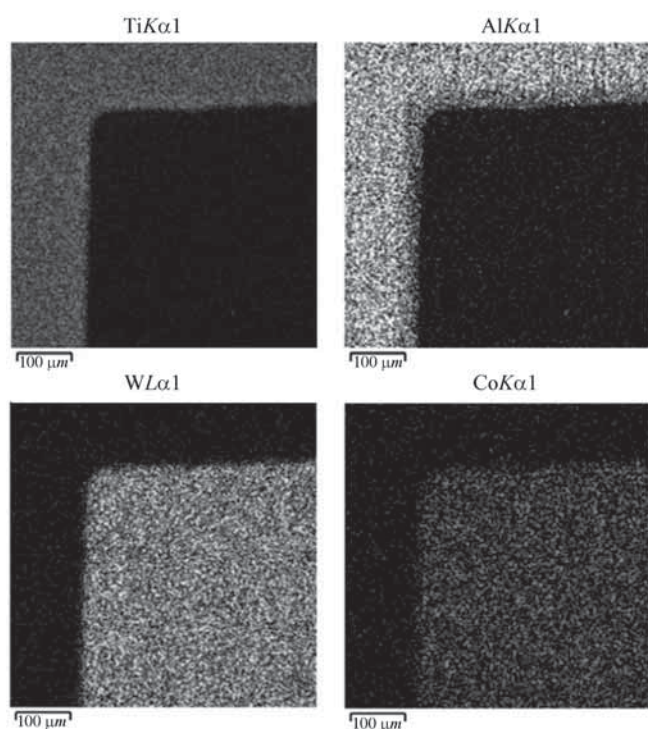
Стоит отметить выбор достаточно слабого источника лазерного излучения, что приводит к проблемам снятия толстых слоев защитных покрытий и требует повторных проходов лазерным лучом по обрабатываемой поверхности. При исходной максимальной плотности энергии луча $0,01 \text{ Дж/см}^2$ для снятия защитного покрытия (TiAl)N толщиной 5 мкм потребовалось сделать 2 прохода. Этот фактор значительно влияет на скорость технологического процесса, так как необходимо повторно обрабатывать одну и ту же поверхность.

Результат одноразового прохода лазерного луча по поверхности пластины показан на рис. 2.

Несмотря на то что поверхность после одного прохода обработки лазером выглядит более привлекательно,



а)



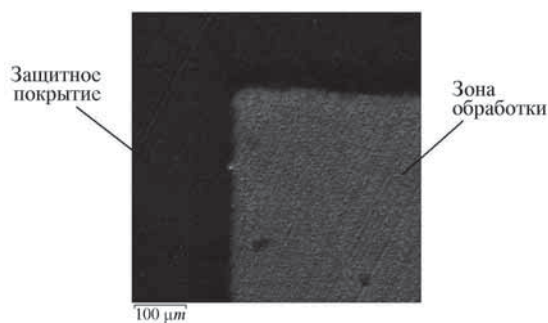
б)

Рис. 1. Зона лазерного воздействия:

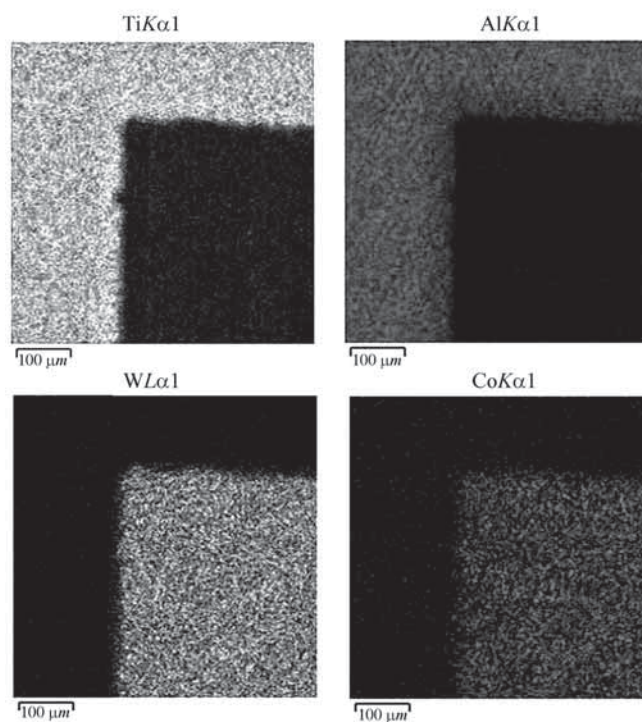
а – общий вид; б – спектральный анализ зоны

на рис. 2, б видны остатки материала защитного покрытия, а на изображении спектрального анализа Тi заметны полосы прохода лазерного пятна. Таким образом, имеет смысл рассмотреть использование более мощного источника лазерного излучения для снятия защитных покрытий с режущего инструмента и его влияние на подложку.

Эксперимент показывает, что использование даже маломощного лазерного излучения позволяет справиться с поставленной задачей, несмотря на упомянутый недостаток. Следующая проблема состоит в определении зависимости толщины снимаемого материала от мощности оказываемого воздействия для увеличения



а)



б)

Рис. 2. Зона лазерного воздействия после одного прохода лазера:

а – общий вид; б – спектральный анализ зоны

точности технологического процесса и уменьшения нежелательного воздействия на подложку.

Проблемы, возникающие при использовании технологии

В проведенном эксперименте был использован стационарный источник лазерного излучения, который предназначен для обработки ровных поверхностей, наподобие режущих пластин, с которых снималось покрытие. Однако наибольший интерес представляет фасонный инструмент, такой как свёрла, фрезы и т.п. Про-

блема применения лазерного снятия покрытия для такого вида поверхностей состоит в том, что поверхность должна быть определенным образом позиционирована по отношению к источнику лазерного излучения. Обрабатываемая поверхность должна находиться все время на фокусном расстоянии от лазерного источника и, желательнее, располагаться максимально перпендикулярно лучу. При соблюдении этих условий можно быть уверенным в оказываемой мощности излучения и в равномерности снятия покрытия.

В используемой установке с установленной фокусирующей линзой фокусное расстояние равно 163 мм. При этом оговаривается допуск в 7 мм на отклонение от этого расстояния, в границах которого отклонение параметров лазерного излучения незначительно. На основании этого можно сделать вывод, что если кривизна обрабатываемой поверхности лежит в этих пределах, то дополнительных действий по позиционированию не требуется. Следовательно, для обработки инструмента со сложной поверхностью данные условия подразумевают либо многоэтапный процесс "снятие покрытия – позиционирование инструмента", либо использование специального оборудования, которое по заданной программе будет контролировать технологический процесс и позиционировать поверхность в рамках допуска [13].

Одним из вариантов дополнительного оборудования для позиционирования может являться робот-манипулятор. Данное решение позволит не только решить проблему снятия покрытия с фасонного инструмента, но и автоматизировать процесс за счет своих широких возможностей. Основной сложностью здесь является составление управляющей программы, учитывающей геометрию инструмента.

Выводы

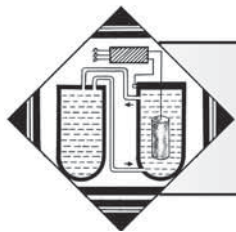
Таким образом, удаление защитных покрытий с поверхности металлорежущего инструмента с помощью лазерного воздействия вполне осуществимо и имеет свои достоинства и недостатки. Данный метод еще требует исследований в области подбора режимов для различных типов и толщины покрытий, а также решения проблемы снятия покрытия с фасонного инструмента различной формы. Основным ограничением для применения изученного способа является зависимость от геометрии инструмента и необходимость смены программы позиционирования для отличающихся друг от друга форм.

Однако преимущества лазерного снятия защитных покрытий, такие как низкое количество отходов, безо-

пасность, универсальность по отношению к типу покрытия, возможность селективного удаления, позволяют считать этот метод полноценным конкурентом другим способам очистки режущего инструмента от сработанного и бракованного защитного покрытия.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Андреев А.А., Григорьев С.Н. Износостойкие вакуумно-дуговые покрытия на основе титана в инструментальном производстве // СТИН. 2006. № 2. С. 19–24.
2. Андреев А.А., Шулаев В.М., Григорьев С.Н. Технологические особенности получения композиционных наноструктурных покрытий вакуумно-плазменными методами // Технология машиностроения. 2005. № 7. С. 47.
3. Mativenga P., Rajemi M., Marimutu S. Establishing a Basis for Sustainable Re-Use of Cutting Tools Through Laser Decoating // Journal of Machine Engineering. 2010. V. 10. No. 2. P. 36–47.
4. Пат. 2081207 РФ, С23F1/44, 1/26. Раствор для удаления покрытий из нитрида и карбонитрида титана / Н.А. Амирханова, Р.Р. Невьянцева, Т.М. Тимергазина. Оpubл. 1997. Бюл. № 16.
5. Пат. 2396372 РФ, С23F1/44, 1/26. Состав для удаления покрытий из нитрида титана с поверхности деталей из титановых сплавов / А.А. Быбин, Р.Р. Невьянцева, П.В. Тарасов, Е.В. Парфенов. Оpubл. 2010 Бюл. № 22.
6. Пат. 2087591 РФ, С23F1/44, 1/38. Раствор для удаления покрытий из нитрида титана / О.В. Остапов, И.И. Хазанская. Оpubл. 1997.
7. Волосова М.А., Туманов А.А. Систематизация методов нанесения покрытий и модификации рабочих поверхностей режущего инструмента и алгоритм их выбора // Вестник МГТУ Станкин. 2011. № 3. С. 78–83.
8. Григорьев С.Н. Экологически чистое вакуумно-плазменное технологическое оборудование для повышения износостойкости инструментов и деталей машин // Безопасность жизнедеятельности. 2006. № 6. С. 5–8.
9. Аддитивное производство с помощью лазера / И.Ю. Смуров, И.А. Мовчан, И.А. Ядройцев, А.А. Окунькова, Е.В. Цветкова, Н.Ю. Черкасова // Вестник МГТУ Станкин. 2011. Т. 2. № 4. С. 144–146.
10. Тарасова Т.В., Гвоздева Г.О., Тихонова Е.П. Перспективы использования лазерного излучения для поверхностной обработки цветных сплавов // Вестник МГТУ Станкин. 2012. № 2. С. 140–143.
11. Kano S., Inoue T. Surface softening and hardening of WC-Co using pulsed laser irradiation // Surface & Coatings Technology 201. 2006. P. 223–229.
12. Источник широкого пучка быстрых атомов, получаемых при перезарядке ионов, ускоряемых между двумя областями, заполненными плазмой // С.Н. Григорьев, Ю.А. Мельник, А.С. Метель, В.В. Панин // Приборы и техника эксперимента. 2009. № 4. С. 166–172.
13. Григорьев С.Н., Мартинов Г.М. Концепция построения базовой системы числового программного управления мехатронными объектами // Информационные технологии в проектировании и производстве. 2011. № 2. С. 21–27.



УДК 537.525

С.Н. Григорьев, М.А. Волосова, А.С. Метель, Ю.А. Мельник, В.П. Болбуков
(Московский государственный технологический университет "СТАНКИН")
E-mail: ametel@stankin.ru

Осаждение металлических и нитридных покрытий на изделиях сложной геометрической формы

Показано, что для осаждения покрытий на диэлектрики используется источник атомов металла в смеси с быстрыми молекулами газа, образованными при перезарядке ускоренных ионов в рабочей камере. Атомы металла образуются при распылении ионами мишени на дне полого катода внутри источника. Нитридные покрытия, непрерывно бомбардируемые молекулами с энергией, регулируемой от 10 до 300 эВ, при использовании смеси аргона с азотом осаждаются со скоростью до 4 мкм/ч.

Ключевые слова: мишень, распыление, пар, покрытие, осаждение, быстрые молекулы.

For coating deposition on dielectrics is used a source of metal atoms and fast gas molecules produced due to charge exchange collisions of accelerated ions in a processing chamber. The metal atoms are produced due to ion sputtering of a target placed at the bottom of the hollow cathode inside the source. When a mixture of argon and nitrogen is used, nitride coatings are produced with deposition rate up to 4 μ/h, the coatings being interruptedly bombarded by molecules with energy regulated from 10 to 300 eV.

Keywords: target, sputtering, vapor, coating, deposition, fast molecules.

Введение

Ионно-плазменная обработка изделий в вакуумных камерах позволяет методом ионного азотирования [1] значительно повысить твердость поверхностного слоя стали толщиной до 0,1 мм, методом плазменно-иммерсионной ионной имплантации [2] модифицировать структуру и вводить в поверхностный слой легирующие добавки, а с помощью источников металлического пара и/или плазмы синтезировать на поверхности сверхтвердые износостойкие покрытия из карбидов, карбонитридов и нитридов титана, хрома и других металлов. В результате такой обработки можно уменьшить коэффициент трения, значительно повысить износостойкость и коррозионную стойкость изделий, многократно увеличить срок их службы. Все упомянутые методы используют бомбардировку ионами из плазмы, в которую погружено изделие, ускоряемыми отрицательным по отношению к плазме потенциалом его поверхности [3, 4]. Потенциал изделия понижают до необходимой величины путем подачи на него напряжения отрицательной полярности, что возможно лишь для изделий с хорошей электропроводностью.

При ионно-плазменной обработке диэлектриков и полупроводников приходится использовать источники широких пучков ионов или быстрых нейтральных молекул [5–8]. В этом случае углы падения на поверхность изделия, принимающих участие в синтезе покрытия атомов металла и бомбардирующих покрытие быстрых частиц, определяются геометрической формой изделия и его расположением относительно источника атомов металла и источника пучка. Если на поверхности планетарно вращающихся в рабочей вакуумной камере изделий имеются выступы и пазы, то

медленные атомы металла и быстрые частицы попадают на их боковые поверхности по очереди. Это не позволяет обеспечить необходимое качество и однородность синтезируемых покрытий на всей поверхности изделия.

Для сохранения постоянства отношения плотности потока быстрых частиц к плотности потока медленных атомов осаждаемого материала на всей обрабатываемой поверхности изделий можно совместить источники медленных и быстрых частиц в одном устройстве. В работе приводятся результаты исследований осаждения покрытий с помощью одного из таких устройств.

Экспериментальная установка

Рабочая вакуумная камера установки (рис. 1) высотой 800 мм имеет форму восьмигранной призмы с диаметром вписанной окружности 800 мм. На одной из ее боковых граней установлен электродуговой испаритель металла (слева), а на другой – источник пучка быстрых нейтральных молекул с поперечным сечением диаметром 220 мм (справа). В одном из экспериментов плоская подложка из оксида алюминия 1 была установлена неподвижно в центре камеры 2, откачиваемой диффузионным насосом 3, на расстоянии 0,5 м от эмиссионной сетки источника 4 пучка быстрых нейтральных молекул 5. Расстояние от подложки 1 до испаряемой поверхности титанового катода источника 6 потока титановой плазмы 7 также равно 0,5 м. Углы падения на подложку как медленных, так и быстрых частиц равны 45°, а угол α между осями обоих источников составляет 90°.

После активации подложки в течение 5 мин пучком атомов аргона с энергией 900 эВ и эквивалентным током 0,5 А

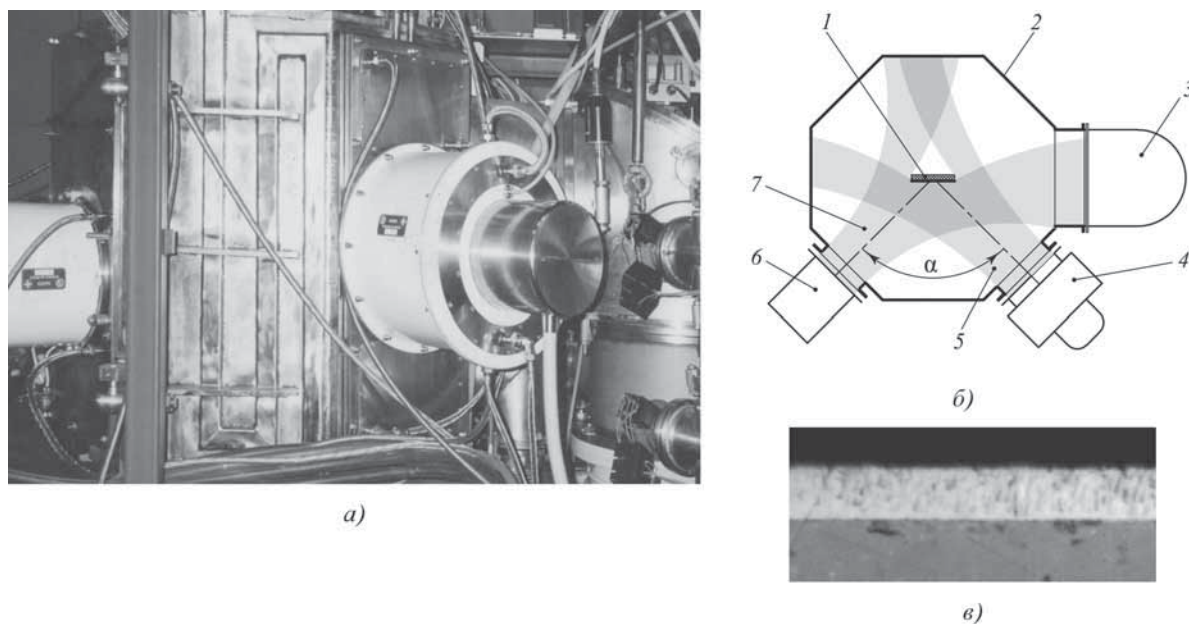


Рис. 1. Экспериментальная установка: а – внешний вид; б – конструктивная схема:

1 – подложка; 2 – вакуумная камера; 3 – диффузионный насос; 4 – источник пучка; 5 – пучок быстрых молекул; 6 – испаритель; 7 – поток металлической плазмы; α – угол между осями источника пучка 4; в – микрошлиф покрытия из нитрида титана толщиной 6 мкм на подложке из оксида алюминия, полученного на установке

в камеру напускают азот до давления $p = 0,2 \dots 0,3$ Па, энергию пучка молекул азота с током 1 А снижают до минимальной величины, ~ 200 эВ, и включают испаритель 6 с током дуги в цепи титановой мишени ~ 100 А. При $p = 0,2$ Па длина перезарядки эмитируемых катодными пятнами вакуумной дуги двукратно и трехкратно ионизованных атомов титана на порядок меньше длины 0,5 м их пути до подложки. Поэтому заметная доля атомов титана осаждается на ней уже в виде нейтральных частиц. При этом осаждаемое покрытие непрерывно бомбардирует пучок быстрых молекул азота с энергией ~ 200 эВ. На рис. 1, в представлен микрошлиф покрытия из нитрида титана толщиной 6 мкм с микротвердостью ~ 2500 HV₅₀, осаждавшегося в течение 2 час на подложке из оксида алюминия.

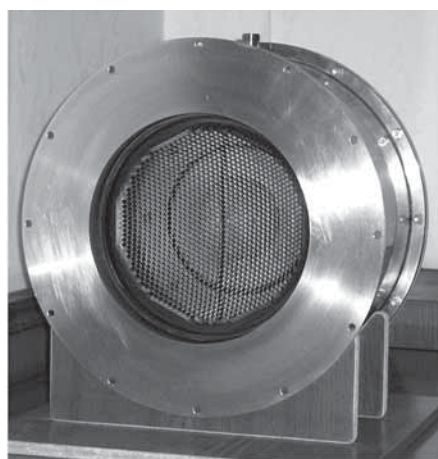
По той же схеме на подложки из разных материалов были также нанесены диэлектрические покрытия из нитрида алюминия. Результаты показали, что на установке с дуговым испарением металлов можно осаждать износостойкие покрытия без подачи на изделия напряжения отрицательной полярности. Однако новый метод осаждения нитридных покрытий, бомбардируемых быстрыми нейтральными молекулами азота, не избавил покрытия от известного недостатка – отвердевших капель металла размером до 10 мкм, эмитируемых катодными пятнами.

Было установлено, что при повороте подложки 1 на 45° по часовой стрелке (рис. 1, б) осаждается покрытие из титана, а при ее повороте на 45° против часовой стрелки не осаждается ни нитридное, ни металлическое покрытие. Поэтому при синтезе покрытий на поверхности планетарно вращающихся изделий с пазами и выступами угол α между осями источников металла и быстрых нейтральных молекул необходимо уменьшать до минимума. Что касается макрочастиц, то их можно полностью исключить, заменив испарение мишени катодными пятнами вакуумной дуги на распыление ионной бомбардировкой.

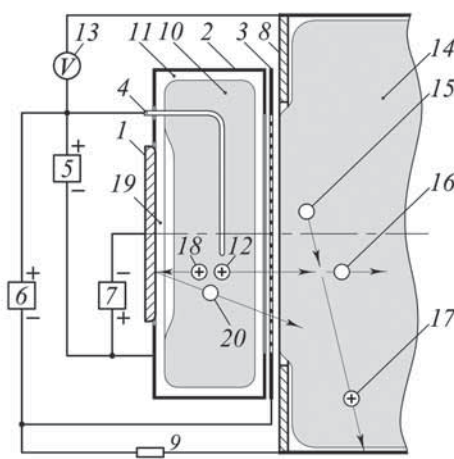
Если мишень установить на дне полого катода источника быстрых нейтральных атомов и молекул [9] и подать на нее относительно катода высокое напряжение отрицательной полярности, то через эмиссионную сетку источника в камеру будет поступать не содержащий макрочастиц поток атомов металла, совмещенный в пространстве и во времени с потоком быстрых нейтральных частиц. На рис. 2, а представлена фотография, а на рис. 2, б – электрическая схема источника с охлаждаемой водой мишенью 1 диаметром 160 мм, установленной на дне полого катода 2 диаметром 300 мм и глубиной 100 мм. Выходное отверстие катода диаметром 200 мм перекрыто сеткой 3 из листа титана толщиной 0,8 мм с отверстиями диаметром 4,6 мм на расстоянии 5 мм между их центрами. Вертикальный участок анода 4 из молибденового прутка диаметром 3 мм и длиной 160 мм удален от мишени и дна полого катода на 60 мм.

Электроснабжение источника металлического пара осуществляется с помощью трех источников 5, 6 и 7 постоянного напряжения, которые при образовании катодных пятен вакуумной дуги на мишени 1, катоде 2, сетке 3 или камере 8 и уменьшении вследствие этого разности потенциалов между одним из этих электродов и анодом 4 ниже 100 В одновременно отключаются. Напряжение до 0,7 кВ источника 5 между анодом 4 и катодом 2 и напряжение до 2 кВ источника 6 между анодом 4 и сеткой 3 автоматически включаются через 10 мс после общего отключения, а напряжение до 2 кВ источника 7 между катодом 2 и мишенью 1 включается через 20 мс после отключения. Камера 8 и сетка 3 соединены между собой через резистор 9 обратной связи с сопротивлением R , варьируемым от 20 Ом до 1 кОм.

Газ подается в камеру 8 и через сетку 3 попадает в полый катод 2 источника. При подаче напряжений ~ 500 В от источников 5 и 6 плазма низкой концентрации внутри полого катода 2 инициирует зажигание тлеющего разряда [10] и катод 2 заполняется однородным плазменным эмиттером 10, отде-



а)



б)

Рис. 2. Экспериментальная модель источника: а – внешний вид; б – конструктивная схема:

1 – распыляемая мишень; 2 – по-
лый катод; 3 – эмиссионная сетка;
4, 5, 7 – источники электропита-
ния; 8 – вакуумная камера; 9 – ре-
зистор обратной связи; 10 – плаз-
менный эмиттер ионов; 11, 19 –
слои положительного объемного
заряда; 12, 18 – ионы; 13 – вольт-
метр; 14 – вторичная плазма; 15 –
молекула газа; 16 – быстрая мо-
лекула; 17 – медленный ион; 20 –
распыленный атом мишени

ленным от катода слоем 11. При напряжении источника 6, превышающем напряжение источника 5 на 50...100 В, ионы 12 ускоряются измеряемым вольтметром 13 напряжением между эмиттером 10 и вторичной плазмой 14 в камере 8. Потенциал ϕ вторичной плазмы 14 относительно камеры измеряется с помощью термоэмиссионного зонда. При столкновениях с молекулами газа 15 ионы 12 превращаются в быстрые нейтральные молекулы 16. Ток образованных при перезарядке медленных ионов 17 в цепи камеры 8 индуцирует падение напряжения на резисторе 9, которое понижает потенциал сетки 3 и препятствует проникновению электронов из плазмы 14 в плазменный эмиттер 10.

Быстрые электроны, эмитированные катодом 2, и образованные в окружающем плазменном эмиттере 10 слои положительного объемного заряда [11] удерживаются в электростатической ловушке, образованной полым катодом 2 и сеткой 3, отрицательной по отношению к катоду 2 и камере 8. Объем ловушки $V = 7,1 \cdot 10^{-3} \text{ м}^3$, площадь ее поверхности $S = 0,235 \text{ м}^2$, а ширина ловушки $a = 4V/S = 0,12 \text{ м}$. При энергии эмитированных катодом электронов от 40 до 400 эВ их средний ионизационный пробег в аргоне при комнатной температуре и давлении 1 Па $\lambda_N = (0,14 \pm 0,01) \text{ м}$ можно считать постоянным, а правая часть уравнения

$$\lambda_N(p, U_c) = \Lambda(p) (W / eU_c) \approx a (W / eU_c) (M / 2m)^{1/2},$$

где λ_N – средний ионизационный пробег электронов, м;

p – давление азота в камере, Па;

U_c – катодное падение, В;

Λ – длина релаксации энергии электронов, м;

W – энергетическая цена аргона, эВ;

e – заряд электрона, К;

eU_c – энергия электронов, эмитированных катодом, эВ;

M – масса иона аргона, кг;

m – масса электрона, кг,

решением которого является нижнее рабочее давление источника p_{\min} [12], при катодном падении потенциала $U_c = 400 \text{ В}$ и цене ионизации аргона $W = 26 \text{ эВ}$ равна $0,12 \times 192 / 15 = 1,54 \text{ Па}$. Поэтому при комнатной температуре аргона решением уравнения является $p_{\min} = 0,14 / 1,54 \text{ Па} \approx 0,1 \text{ Па}$. При сопротивлении $R > 1 \text{ кОм}$, токе в цепи катода $I_c \sim 1 \text{ А}$ и превышающей критическую величину $S^* = 0,0012 \text{ м}^2$ [12] площади анода $S_a = 0,0015 \text{ м}^2$ характеристики источника в диапазоне от 0,1 до

0,6 Па давления p аргона или его смеси с азотом должны слабо зависеть от p .

Результаты экспериментов

При $R = 1 \text{ кОм}$, давлении аргона в камере $p = 0,4 \text{ Па}$ и катодном падении $U_c = 700 \text{ В}$ ток в цепи катода I_c возрастает до 5 А, а ток в цепи мишени I_t – до 1,6 А с ионной составляющей $I_i \approx 1 \text{ А}$. Ускоренные разностью потенциалов между эмиттером 10 и плазмой 14 ионы 12 превращаются в нейтральные молекулы 16 с эквивалентным током $I_b \sim 1 \text{ А}$. Однако при уменьшении давления до 0,1 Па оба тока снижаются на порядок, несмотря на приведенную выше оценку нижнего рабочего давления источника $p_{\min} \sim 0,1 \text{ Па}$. Это несоответствие объясняется увеличением примерно в 3 раза температуры полога катода и газа внутри него, соответствующим снижением плотности молекул и увеличением нижнего рабочего давления источника до $p_{\min} \sim 0,3 \text{ Па}$. В рассматриваемом режиме можно при постоянном токе I_b быстрых молекул снижать их энергию, повышая сопротивление R резистора 9. При $p = 0,4 \text{ Па}$ мощность распыляющих мишень ионов достигает $\sim 3 \text{ кВт}$ при эквивалентном токе $I_b \sim 1 \text{ А}$ молекул, сопровождающих осаждение распыленных атомов на изделия, с энергией, регулируемой от 50 до 200 эВ.

При использовании смеси аргона с 15 % азота описанный источник позволяет наносить покрытия из TiN, AlN и TiAlN. В рассмотренном выше режиме с током в цепи мишени $I_t = 1,6 \text{ А}$ при давлении газа 0,4 Па скорость осаждения на подложки из твердого сплава на расстоянии 0,1 м от центра эмиссионной сетки покрытий из нитрида титана с микротвердостью $\sim 2300 \text{ HV}_{30}$ составляет $v \sim 4 \text{ мкм/ч}$. На рис. 3 представлена зависимость от расстояния r до оси источника скорости v осаждения покрытия на титановую полосу, удаленную от сетки на 0,1 м. В центральной зоне с радиусом $r = 0,1 \text{ м}$ скорость $v \approx 3,75 \pm 0,25 \text{ мкм/ч}$, а далее быстро снижается до $v \sim 1 \text{ мкм/ч}$ при $r = 0,2 \text{ м}$. В рассматриваемом источнике поверхность плоской мишени диаметром 160 мм распыляется совершенно однородно. Для осаждения покрытий из TiAlN одновременно используются две мишени: внутренний диск диаметром 90 мм из алюминия и внешнее кольцо из титана с внутренним диаметром 90 мм и внешним диаметром 160 мм.

Отключив источник напряжения 7 и увеличив напряжение источника 6 до 1...2 кВ, можно перед осаждением покрытий нагреть обрабатываемые изделия и активировать их поверхность бомбардировкой быстрыми атомами аргона.

После замены аргона на азот рассматриваемый источник позволяет ионизовать широкий пучком нейтральных молекул азота с энергией до 2 кэВ газ в рабочей камере [13], а несамостоятельный тлеющий разряд между камерой и дополнительным анодом, погруженным в образованную пучком активную азотную плазму, позволяет уменьшить ее неоднородность до $\pm 10\%$ и на порядок повысить концентрацию. В случае обработки инструмента из быстрорежущей стали мощность пучка молекул азота достаточна для поддержания бомбардировки этими молекулами температуры 500 °С эффективной термодиффузии азота в быстрорежущую сталь. Поэтому погруженный в плазму инструмент можно изолировать от камеры и исключить таким образом распыление его поверхности вытягиваемыми из плазмы ионами. Обычно резкая неоднородность плотности тока этих ионов в области режущей кромки вызывает ее интенсивное распыление и увеличение радиуса скругления, т.е. затупление инструмента [14]. Осаждение износостойких покрытий толщиной 3...5 мкм с микротвердостью ~2500 HV и выше на упрочненную азотированием быстрорежущую сталь с микротвердостью от 1350 HV на поверхности до 900 HV на глубине 50...100 мкм предотвращает обусловленное упругими и пластическими деформациями основы хрупкое разрушение тонкого сверхтвердого покрытия.

При $R < 1$ кОм заметный рост I_t достигается и без увеличения U_c . На рис. 3 представлены зависимости от давления аргона p токов в цепях катода I_c (кривые 1), камеры I_{ch} (2) и мишени I_t (3), а также потенциала ϕ вторичной плазмы в камере (4) при напряжении между катодом и мишенью 2 кВ и равных 400 В напряжениях источников питания 5 и 6. При $p = 0,2$ Па уменьшение R от 2 кОм до 200 Ом (штриховые кривые) приводит к повышению потенциала плазмы в камере ϕ от 4 до 16 В, росту токов в цепях катода I_c от 1 до 1,4 А, мишени I_t от 0,3 до 0,45 А и камеры I_{ch} от 0,08 до 1 А. При $R = 200$ Ом все указанные величины с повышением давления аргона до $p = 0,4$ Па возрастают до $\phi = 24$ В, $I_c = 2,2$ А, $I_t = 0,8$ А и $I_{ch} = 1,5$ А. Разность потенциалов между плазмой в камере и сеткой при $p = 0,4$ Па составляет $R \times I_{ch} + \phi = 324$ В, что в 2 раза больше, чем при $R = 2$ кОм. Несмотря на увеличение задерживающего потенциала сетки, отношение тока в цепи камеры к току в цепи катода $I_{ch} / I_c = 0,7$ на порядок выше, чем при $R = 2$ кОм, что свидетельствует о значительном увеличении тока электронов из камеры в источник и повышении на равную величину тока в цепи камеры ионов из вторичной плазмы.

С уменьшением сопротивления до $R = 20$ Ом при $p = 0,2$ Па ток в цепи катода увеличивается до $I_c = 2$ А, в цепи мишени – до $I_t = 1$ А, в цепи камеры – до $I_{ch} = 1,5$ А, а потенциал плазмы в камере – до $\phi = 50$ В. При $R = 20$ Ом эти величины с ростом давления аргона до $p = 0,4$ Па увеличиваются до $I_c = 8$ А, $I_t = 4,5$ А, $I_{ch} = 6,5$ А и $\phi = 200$ В. В последнем случае задерживающая электроны разность потенциалов между вторичной плазмой и сеткой повышается до 330 В, однако отношение тока в цепи камеры к току в цепи катода $I_{ch} / I_c \approx 0,8$ немного выше, чем при $R = 200$ Ом, что говорит о дальнейшем увеличении отношения тока электронов, инжектируемых из камеры в источник, к току ионов из его плазменного эмиттера в камеру.

Обсуждение результатов

При $R < 1$ кОм инжекция в источник электронов из камеры заметно повышает как ток распыляющих мишень ионов, так и эквивалентный ток пучка быстрых атомов и мо-

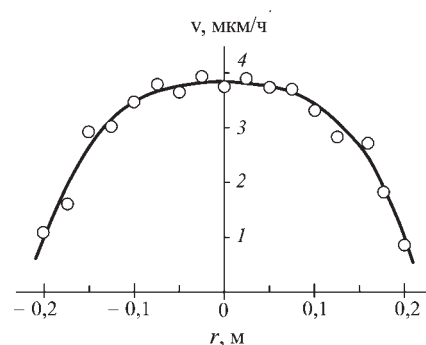


Рис. 3. Радиальное распределение скорости осаждения v покрытия из нитрида титана на удаленную от эмиссионной сетки на 0,1 м титановую подложку при напряжениях между анодом и камерой $U = 100$ В, анодом и катодом $U_c = 0,7$ кВ, катодом и мишенью 2 кВ, токе в ее цепи $I_t = 1,6$ А и давлении смеси аргона (85 %) и азота (15 %) $p = 0,4$ Па

лекул. Как и в работе [15], электроны поступают в полый катод через сетку из внешней плазмы. Однако если в [15] энергия инжектируемых электронов в плазме тлеющего разряда внутри катода практически равна энергии eU_c электронов, эмитированных катодом, то в плазменном эмиттере рассматриваемого источника металлического пара их энергия меньше eU_c , по крайней мере, на величину eU_g , соответствующую напряжению U_g между камерой и сеткой. Если в источниках молекул с энергией, превышающей 1 кэВ, инжектируемые электроны бомбардируют катод и лишь повышают ток его электронной эмиссии [16], то в данном случае они сами ионизуют газ внутри катода и повышают токи в цепях мишени I_t и катода I_c (см. рис. 3). Каждый из них образует число пар ионов $N \approx (\epsilon - W) / W$ [11], меньшее по сравнению с эмитированными катодом электронами. Однако, когда ток инжектируемых электронов становится в несколько раз больше тока эмиссии холодного полого катода, эти электроны вносят существенный вклад в ионизацию газа внутри него. В этом случае можно говорить о несамостоятельном тлеющем разряде, поддерживаемом электронами, инжектируемыми в его электростатическую ловушку.

С ростом этого тока увеличивается концентрация плазмы в полом катоде, и при токе в его цепи ~8 А мощность нагрева катода 3,2 кВт сравнима с мощностью его нагрева при $R = 2$ кОм, $I_c = 5$ А и $U_c = 700$ В. Поэтому в обоих случаях нижняя граница рабочего диапазона повышена из-за нагрева до $p_{\min} = 0,3...0,4$ Па. Это подтверждают кривые на рис. 4, демонстрирующие слабую зависимость токов в цепях мишени и катода от давления p аргона при $p > 0,3$ Па и $R = 200$ Ом (штриховые кривые), а также при $p > 0,4$ Па и $R = 20$ Ом (сплошные кривые).

При $R < 1$ кОм независимо регулировать энергию быстрых молекул, бомбардирующих осаждаемое покрытие, невозможно. При токе в цепи распыляемой ионами мишени от ~0,5 до ~5 А она точно равна энергии ϵ инжектируемых в источник электронов, практически не изменяется и составляет $\epsilon = 70...75$ эВ. Однако эта величина является оптимальной для синтеза многих сверхтвердых наноструктурных покрытий. Поэтому на этапе осаждения покрытий предпочтительно использовать режим с инжекцией в источник электронов, обеспечивающий при меньшем катодном паде-

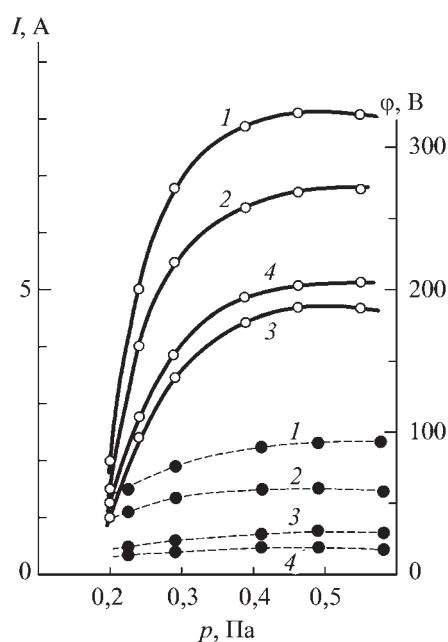


Рис. 4. Зависимости от давления аргона p , токов в цепях катода I_c (кривые 1), камеры I_{ch} (2) и мишени I_t (3), а также потенциала ϕ (4) вторичной плазмы в камере при напряжениях между катодом и мишенью 2 кВ, анодом и катодом $U_c = 400$ В и сопротивлениях резисторов $R = 200$ Ом (штриховые кривые) и $R = 20$ Ом (сплошные кривые)

нии разряда более высокие ток распыляющих мишень ионов и скорость осаждения покрытий до 10...20 мкм/ч.

Заключение

Установка распыляемой ионами мишени на дне полового катода источника быстрых молекул обеспечивает непрерывность бомбардировки быстрыми молекулами покрытия, синтезируемого на поверхности вращающегося в рабочей вакуумной камере изделия сложной геометрической формы с углублениями и выступами. Высокое напряжение на мишени многократно повышает скорость ее распыления по сравнению с мишенью магнетронного распылителя при равных токах в их цепях, а высокая однородность плотности тока ионов из плазменного эмиттера обеспечивает равномерное распыление ее поверхности.

Исследованная в работе экспериментальная модель является универсальным источником, обеспечивающим последовательное выполнение всех операций, необходимых при синтезе износостойких покрытий: нагрева и активации поверхности изделия, упрочнения его поверхностного слоя толщиной ~50 мкм азотированием и синтеза на нем сверхтвердого покрытия толщиной 3...5 мкм.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Тлеющий разряд с электростатическим удержанием электронов в камере, облучаемой быстрыми электронами / А.С. Метель, С.Н. Григорьев, Ю.А. Мельник, В.В. Прудников // Физика плазмы. 2011. Т. 37. № 7. С. 674–683.
2. Metel A. Plasma immersion ion implantation based on glow discharge with electrostatic confinement of electrons // Surface and Coatings Technology. 2002. V 156. № 1–3. P. 38–43.
3. Андреев А.А., Григорьев С.Н. Износостойкие вакуумно-дуговые покрытия на основе титана в инструментальном производстве // СТИН. 2006. № 2. С. 19–24.
4. Андреев А.А., Шулаев В.М., Григорьев С.Н. Технологические особенности получения композиционных наноструктурных покрытий вакуумно-плазменными методами // Технология машиностроения. 2005. № 7. С. 47–52.
5. Метель А.С. Пучки быстрых нейтральных атомов и молекул в плазме газового разряда низкого давления // Физика плазмы. 2012. Т. 38. № 3. С. 281–289.
6. Григорьев С.Н., Боровский В.Г. Разработка технологии нанесения износостойких покрытий на режущий инструмент на основе минералокерамики и кубического нитрида бора // Обработка металлов: технология, оборудование, инструменты. 2003. № 3. С. 5–6.
7. Волосова М.А., Григорьев С.Н. Режущие пластины из керамики: влияние абразивной обработки и покрытий на их эксплуатационные показатели // Вестник МГТУ Станкин. 2011. № 2. С. 68–74.
8. Filling The Vacuum Chamber Of A Technological System With Homogeneous Plasma Using A Stationary Glow Discharge / A.S. Metel, S.N. Grigoriev, Y.A. Melnik, V.V. Panin // Plasma Physics Reports. 2010. V. 35. № 12. P. 1058–1067.
9. Источник широкого пучка быстрых атомов, получаемых при перезарядке ионов, ускоряемых между двумя областями, заполненными плазмой / С.Н. Григорьев, Ю.А. Мельник, А.С. Метель, В.В. Панин // Приборы и техника эксперимента. 2009. № 4. С. 166–172.
10. Метель А.С. Особенности установления квазистационарного состояния сильнооточного тлеющего разряда с полым катодом при пониженных давлениях газа // Журнал технической физики. 1986. Т. 56. № 12. С. 2329–2339.
11. Метель А.С. Влияние ионизации в катодном слое на характеристики тлеющего разряда с осциллирующими электронами. I. Разряд с полым катодом // Журнал технической физики. 1985. Т. 55. № 10. С. 1928–1934.
12. Источники широких пучков быстрых молекул с секционированными холодными катодами и эмиссионными сетками / А.С. Метель, С.Н. Григорьев, Ю.А. Мельник, В.П. Болбуков // Приборы и техника эксперимента. 2012. № 1. С. 130–140.
13. Метель А.С., Мельник Ю.А., Панин В.В. Несамостоятельный тлеющий разряд с электростатическим удержанием электронов, поддерживаемый пучком быстрых нейтральных молекул // Физика плазмы. 2011. Т. 37. № 4. С. 387–395.
14. Metel A.S., Grigoriev S.N., Melnik Yu.A. et al. Cutting tools nitriding in plasma produced by a fast neutral molecule beam. // Jpn. J. Appl. Phys. 2011. V. 50. № 8. P. 08JG04-1.
15. Несамостоятельный тлеющий разряд с полым катодом для широкоапертурных ионных источников / А.В. Визирь, Е.М. Окс, П.М. Шанин, Г.Ю. Юшков // Журнал технической физики. 1997. Т. 67. Вып. 6. С. 27–31.
16. Характеристики источника пучка быстрых атомов при инжекции в него через эмиссионную сетку электронов из рабочей вакуумной камеры / А.С. Метель, С.Н. Григорьев, Ю.А. Мельник, В.П. Болбуков // Приборы и техника эксперимента. 2012. № 2. С. 149–154.

ООО "Издательство **Машиностроение**", 107076, Москва, Стромьинский пер., 4.
 Учредитель ООО "Издательство **Машиностроение**". E-mail: utp@mashin.ru. Web-site: www.mashin.ru.
 Телефоны редакции журнала: (499) 268-40-77, 269-54-96; факс: (499) 268-85-26, 269-48-97.
 Дизайнер Подживитов К.Ю. Технический редактор Жиркина С.А. Корректоры Сажина Л.И., Солюшкина Л.Е.
 Сдано в набор 03.10.12 г. Подписано в печать 15.11.12 г. Формат 60×88 1/8.
 Усл. печ. л. 5,88. Уч.-изд. л. 7,18. Свободная цена.
 Оригинал-макет и электронная версия подготовлены в ООО "Издательство "Машиностроение".
 Отпечатано в ООО "Белый ветер", 115407, Нагатинская наб., д. 54, пом. 4