ЕЖЕМЕСЯЧНЫЙ НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ И ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ ЖУРНАЛ

УПРОЧНЯЮЩИЕ ТЕХНОЛОГИИ И ПОКРЫТИЯ

№ 12 (48)
декабрь
2008

Издается с января 2005 г.

Главный редактор
д-р физ.-мат. наук,
заслуженный деятель науки РФ
В.Н. НЕВОЛИН

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

Заместители главного редактора:
И.Н. ЖЕСТКОВА
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
С.Н. ГРИГОРЬЕВ
В.Ю. ЗАМЯТИН
В.А. ЗЕМСКОВ
С.А. КЛИМЕНКО
В.А. ЛАШКО
В.А. ЛЕБЕДЕВ
В.В. ЛЮБИМОВ
Ф.И. ПАНТЕЛЕЕНКО
Ю.В. ПАНФИЛОВ
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.Т. МАРТЫНЕНКО
С.В. СИДОРОВА
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

Ефимов О.Ю., Юрьев А.Б., Иванов Ю.Ф., Громов В.Е., Коновалов С.В. Фрактография поверхности чугунных прокатных валков после плазменного упрочнения и эксплуатации . . . 3

Тарасов В.В., Малышко С.Б. Влияние исходной структуры стали на фазовые превращения при электромеханической обработке . . . 6

ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА

Сафонов Е.Н. Электродуговая закалка чугунных валков с оплавлением поверхности . . . 12

ОБРАБОТКА КОНЦЕНТРИРОВАННЫМИ ПОТОКАМИ ЭНЕРГИИ

Иванов Ю.Ф., Колубаева Ю.А., Филимонов С.Ю., Овчаренко В.Е. Электронно-пучковая модификация плазменных металлокерамических покрытий . . . 17

Шулов В.А., Пайкин А.Г., Теряев А.Д., Теряев Д.А., Быценко О.А., Горохов В.М. Нанесение эрозионно стойких нанопокрытий системы Ti–Si–B, содержащих max-фазу, на поверхность деталей из сплава Ti6Al4V вакуумно-плазменным методом с сепарацией плазмы от капельной фракции . . . 23

МЕТОДЫ НАНЕСЕНИЯ ФУНКЦИОНАЛЬНЫХ ПОКРЫТИЙ

Архипов В.Е., Биргер Е.М., Лондарский А.Ф., Москвитин Г.В., Поляков А.Н. Перспективные методы модификации поверхности металлов лазерной обработкой . . . 26

Каменева А.Л., Клочков А.Ю., Пименова Н.В., Торсунов М.Ф., Крохалева Е.Г. Влияние технологических параметров электродугового испарения на температуру поверхности конденсации, фазовый состав, структуру и свойства пленок на основе ZrN . . . 31

Фоминский В.Ю., Романов Р.И., Гнедовец А.Г., Кошманов В.Е. Импульсное лазерное осаждение тонкопленочных покрытий с применением капельной заслонки . . . 41

ОБРАБОТКА КОМБИНИРОВАННЫМИ МЕТОДАМИ

Гончаров С.В., Тарасенко А.Т., Иванов В.А. Технология ремонта опорных катков тяжелой строительной дорожной техники с применением полимерных композиционных материалов . . . 48

КОНТРОЛЬ КАЧЕСТВА УПРОЧНЯЮЩЕЙ ОБРАБОТКИ

Рудых Н.В. Оценка напряженно-деформированного состояния упрочненного слоя металла при поверхностно-пластическом деформировании . . . 54

Журнал входит в Перечень утвержденных ВАК РФ изданий для публикации трудов соискателей ученых степеней

© Издательство "Машиностроение", "Упрочняющие технологии и покрытия", 2008

THE MONTHLY SCIENTIFIC AND PRODUCTION JOURNAL

STRENGTHENING TECHNOLOGIES AND COATINGS

№ 12 (48)
December
2008

Since 2005, January

Editor-in-Chief
Dr of Phys. Math. Sci.,
The honoured worker
of a science of the RF
V.N. NEVOLIN

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

Editorial Assistants:
I.N. ZHESTKOVA
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
S.N. GRIGORIEV
V.Yu. ZAMYATIN
V.A. ZEMSKOV
S.A. KLIMENKO
V.A. LASHKO
V.A. LEBEDEV
V.V. LYUBIMOV
F.I. PANTELEENKO
Yu.V. PANFILOV
H.M. RAHIMYANOV
B.P. SAUSHKIN
V.P. SMOLENTSEV
A.M. SMYSLOV
V.A. SHULOV
G.A. SUHOCHEV
V.P. TABAKOV
M.L. KHEIFETS

Edition:
L.T. MARTYNENKO
S.V. SIDOROVA
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

Efimov O.Yu, Yuriev A.B., Ivanov Yu.F., Gromov V.E., Konovalov S.V. Surface fractography of cast iron rolls after laser strengthening and service life 3

Tarasov V.V., Malyshko S.B. Peculiarities of initial steel structure influence on phase transformations during electromechanical treatment 6

THERMAL PROCESSING

Safonov E.N. Electroarc hardening of cast – iron cuttings with surface thermal reflow 12

PROCESSING BY CONCENTRATED STREAMS OF ENERGY

Ivanov Yu.F., Ovcharenko V.E., Kolubaeva Yu.A., Filimonov S.Yu. Electron beams modification of plasma metal-ceramic coatings 17

Shulov V.A., Paikin A.D., Teryaev A.D., Teryaev D.A., Bytsenko O.A., Gorohov V.M. Deposition of Ti-S-B erosion resistance nanocoating with max-phase on the surface of Ti6Al4V alloy parts by vacuum plasma method with plasma separation from drop fraction 23

METHODS OF DEPOSITION OF FUNCTIONAL COATINGS

Arhipov V.E., Birger E.M., Londarsky A.F., Moskvitin G.V., Polyakov A.N. Perspective methods of the surface modification of metalls by the laser processing . . 26

Kameneva A.L., Klochkov A.Y., Pimenova N.V., Torsunov M.F., Kroxaleva E.G. Study of influence of arc spraying technological operation factors on the surface condensation temperature, phase composition, structure and properties of films based on ZrN 31

Fominskiy V.Yu., Romanov R.I., Gnedovets A.G. Pulsed laser deposition of thin-film coatings with the application of a droplet shutter 41

PROCESSING BY COMBINED METHODS

Goncharov S.V., Tarasenko A.T., Ivanov V.A. The prepairing technolody of heavy road-building running rollers with application of polymeric composite materials 48

QUALITY CONTROL OF STRENGTHENING PROCESSING

Roudykh N.V. Estimation of a tensely deformed condition of a strengthened metallic layer during surface plastic distortion 54

Journal is included in the List of the Highest Attestation Committee of Russian Federation (VAK RF) for publication of basic results of doctoral theses

© **"Mashinostroenie Publishers", "Strengthening Technologies and Coatings", 2008**

УДК 621.77: 539.21

О.Ю. Ефимов *(ОАО "ЗСМК")*, **А.Б. Юрьев** *(ОАО "НКМК")*,
Ю.Ф. Иванов *(ИСЭ СО РАН, Томск)*,
В.Е. Громов, С.В. Коновалов *(ГОУ ВПО "СибГИУ", Новокузнецк)*

Фрактография поверхности чугунных прокатных валков после плазменного упрочнения и эксплуатации

Установлено, что плазменное упрочнение чугунных валков прокатного стана, повышающее его износостойкость, приводит к формированию слоистой структуры. Методами сканирующей электронной микроскопии выполнен анализ дефектов этой структуры. Установлены причины отслаивания поверхностного слоя и его разрушения при эксплуатации.

Ключевые слова: *термоупругие напряжения, структура, графит, микротрещины, микропоры, кристаллизация, излом.*

It is shown that plasma strengthening of rolling mill cast iron rolls, increasing it's wear resistance leads to the layer structure formation. The analysis of such defect structure is made by scanning electron microscopy methods. The reasons of surface layer ply separation and fracture during service life are established.

Keywords: *thermoelastic stresses, structure, graphite, microcracks, micropores, crystallization, fracture.*

Одной из основных проблем при повышении качественных показателей продукции для прокатного производства является повышение стойкости чугунных валков. Перспективным решением данной задачи является плазменная закалка рабочей поверхности калибров валков. Разработка оптимальных режимов упрочнения валков должна базироваться на знании процессов структурообразования при различных технологических воздействиях [1, 2]. В работах [3, 4] проанализировано влияние плазменной обработки поверхности на структурно-фазовые состояния валков и их свойства. Установлено, что плазменное упрочнение практически в 2 раза повышает износостойкость поверхности чугуна по сравнению с литой основой.

В данной работе методами *сканирующей электронной микроскопии* (СЭМ) (на приборе SEM Philips 550) выполнен сравнительный анализ поверхности литых чугунных валков диаметром 500 мм после плазменного упрочнения и последующей эксплуатации при прокатке ~ 1600 т периодических арматурных профилей.

Плазменное упрочнение валков из чугуна СШХНФ проводили на экспериментально-промышленной установке, параметры которой приведены в работах [3, 4]. При анализе поверхности плазменного воздействия и поперечного сечения модифицированных слоев установили, что плазменное упрочнение валков приводит к формированию слоистой структуры. Выявлен слой, кристаллизующийся при охлаждении расплава, толщиной 50...200 мкм и *зона термического влияния* (ЗТВ) толщиной ~ 400 мкм. Вследствие высоких скоростей нагрева и охлаждения на поверхности упрочнения формируются микродефекты: микровыбоины и микротрещины. Причиной их формирования являются термоупругие напряжения, возникающие как из-за различия термических коэффициентов линейного расширения материала матрицы и включений (графита, цементита), так и вследствие возникновения градиента напряжений при высоких скоростях охлаждения.

Структура, формирующаяся при разрушении поверхностного слоя, имеет ярко выраженное столбчатое строение. Толщина столбиков кристаллизации составляет ~ 0,25...0,3 мкм. Столбики фрагментированы, т.е. разделены на участки, средние размеры которых 0,5...0,6 мкм.

Основным элементом макроструктуры поверхностного слоя являются образования второй фазы глобулярной формы, являющиеся графитом. Глобулы располагаются по толщине валка весьма неоднородно. В поверхностном слое толщиной ~ 50 мкм глобул

практически нет, что свидетельствует об их растворении при плазменной обработке материала. На большей глубине глобулы обнаруживаются, их линейная плотность увеличивается по мере удаления от поверхности обработки. В поверхностном слое вокруг глобул графита часто наблюдается образование участков округлой формы микронных размеров в результате контактного плавления металлической матрицы вокруг этих глобул и последующего быстрого застывания материала.

Поверхностный слой характеризуется наличием микротрещин, возникающих при плазменной обработке, которые в отдельных случаях могут простираться на глубину до 200 мкм. Последнее еще раз подтверждает предположение о высоком уровне полей напряжений, формирующихся в материале в результате быстрой кристаллизации расплавленного слоя на стадии охлаждения.

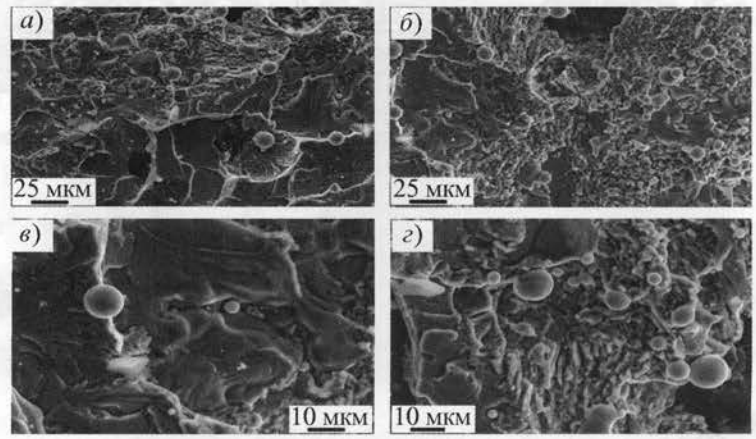


Рис. 1. Фрактография поверхности разрушения. Область раздела зоны оплавления и зоны термического влияния

Определенную роль в формировании подповерхностных трещин играют и включения второй фазы, вокруг которых также наблюдается образование микротрещин.

Расположенный под поверхностным слоем подслой имеет чашечный излом, средние размеры элементов структуры которого составляют 5...8 мкм. Чашечки излома имеют гладкую поверхность, что указывает на хрупкий характер разрушения материала. Можно предположить, что данный подслой на образце сформировался в основном в результате мартенситного $\gamma \rightarrow \alpha$-превращения. Размеры чашечек скола могут в этом случае соответствовать размерам пакетов кристаллов мартенсита либо размерам кристаллов пластинчатого мартенсита. Данный подслой содержит глобулярные включения графита. Разрушение графита приводит к формированию в объеме глобул некоторой субструктуры, подобной чашечкам скола ферритной матрицы. Вдоль границы раздела глобулы графита и матрицы выявляются микротрещины и микропоры, расположенные цепочками. Размеры микропор составляют ~ 1 мкм.

Характерной особенностью строения области материала, расположенного на границе раздела слоя, формирующегося в результате кристаллизации расплава, и ЗТВ является присутствие двух структурных образований, существенно различающихся размерами. С одной стороны, это фасетки скола, средние размеры которых составляют ~3...5 мкм (рис. 1, *б*), а с другой – фасетки скола размерами ~25...30 мкм (рис. 1, *в*, *г*). Очевидно, что первый масштабный уровень материала относится к слою, формирующемуся при кристаллизации расплава, второй – к ЗТВ. Фасетки скола ЗТВ по внутреннему строению можно разделить на три типа: фасетки, с гладкой поверхностью разрушения, характерной для хрупкой составляющей структуры материала (рис. 1, *а*, *б*); фасетки, имеющие ручьистый характер излома, формирующийся в результате разрушения пластичных областей материала (рис. 1, *в*), и фасетки, имеющие структуру в виде параллельных полос (пластин) (рис. 1, *г*). Подобный тип структуры формируется при разрушении пластинчатого перлита [5].

В ЗТВ преобладающим типом структуры являются фасетки хрупкого скола, занимающие ~0,8 объема структуры разрушения. За этим слоем, независимо от расстояния, наблюдается структура смешанного типа, состоящая из фасеток хрупкого скола и фасеток с ручьистым узором, что указывает на хрупко-вязкий характер разрушения материала.

Эксплуатация валка, подвергнутого упрочнению на толщину закаленного слоя 0,5...0,7 мм, приводит к выработке модифицированного материала. На расстоянии ~2 мм от поверхности структурно-фазовые изменения чугуна практически не выявляются. По мере приближения к поверхности термомеханическое воздействие в процессе прокатки увеличивается, что приводит к множественным изменениям структуры и фазового состава и, в конечном итоге, формированию так называемой белой зоны [6]. Анализ последней показывает наличие характерных для закалки структур.

Рельеф поверхности после отработки на прокатном стане содержит включения второй фазы, трещины и выбоины (несплошности поверхности). По сравнению с плазменно упрочненным валком выявляются существенные отличия. Так, включения в большинстве случаев расположены неупорядоченным образом, имеют глобулярную либо осколочную форму, размеры их изменяются от 1,5 до 50 мкм (при некотором среднем значении ~23 мкм). Эксплуата-

ция валка привела к существенному (примерно на порядок) измельчению включений графита. Последние, как правило, не являются сплошными образованиями, т.е. находятся в раздробленном состоянии, выкрашиваются, что приводит к формированию на поверхности выемок различной формы и размеров.

Трещины являются вторым и, пожалуй, основным элементом поверхности упрочненного калибра валка после его эксплуатации. Упрочненная поверхность разбивается трещинами на отдельные фрагменты (рис. 2, *а*). В большинстве случаев фрагменты также содержат трещины (меньших размеров и глубины), образующие некоторый разветвленный узор (рис. 2, *б*, микротрещины указаны стрелками). Размеры фрагментов изменяются в пределах от ~30 до ~400 мкм. Как правило, в стыках крупных фрагментов располагаются мелкие, формируя своеобразную иерархию размеров (рис. 2, *в*). Разломы поверхности валка (расстояния между соседними фрагментами) составляют 1...10 мкм, что указывает на выкрашивание материала валка при эксплуатации.

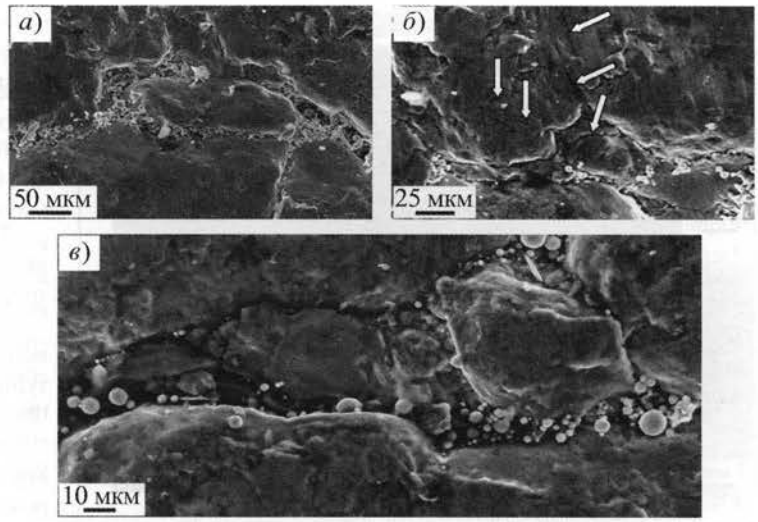


Рис. 2. Структура поверхности чугуна, сформировавшаяся в результате плазменной обработки и последующей эксплуатации валка на прокатном стане (стрелками (*б*) указаны микротрещины)

Выбоины (вырыв фрагментов металла) являются третьим элементом поверхности исследуемого валка (рис. 3). Размеры их изменяются от ~50 до ~150...200 мкм.

Анализ структуры чугуна после эксплуатации и сопоставление со структурой поперечного сечения валка после плазменного упрочнения выявил заметные различия, касающиеся поведения глобул графита. В приповерхностном слое валка после его эксплуатации объемная доля включений графита весьма низка. Если после плазменной обработки толщина поверхностного слоя с низкой объемной долей графита составляла 50...100 мкм, то теперь она достигает 1...2 мм. Данное обстоятельство свидетельствует о разрушении глобул графита путем растворения в условиях термомеханического воздействия при эксплуатации валка. Растворение глобул графита при прокатке металла приводит к формированию в окружающем его объеме материала эвтектоидной структуры, основным элементом которой является перлит пластинчатой морфологии.

В результате термомеханического воздействия структура поверхностного слоя представляет равноосные кристаллиты, размеры которых составляют 5...8 мкм (рис. 4). Слой содержит большое количество микропор. При разрушении кристаллитов выявляются чашечки скола, имеющие размеры ~0,8...1 мкм. Между данным поверхностным подслоем и примыкающим к нему основным слоем отчетливо выявляются микропоры и протяженные трещины, что указывает на наличие некоторой поверхности раздела данных слоев. Вдоль данной поверхности материал расслаивается при эксплуатации валка.

Таким образом, изнашивание поверхности калибра валка при эксплуатации связано с формированием белого слоя.

Нижележащий подслой (на границе раздела слоя) имеет крупнокристаллическое строение, излом вязкий, разрушение материала данного слоя произошло в результате формирования трещин, перемещающихся вдоль границ раздела кристаллитов (так называе-

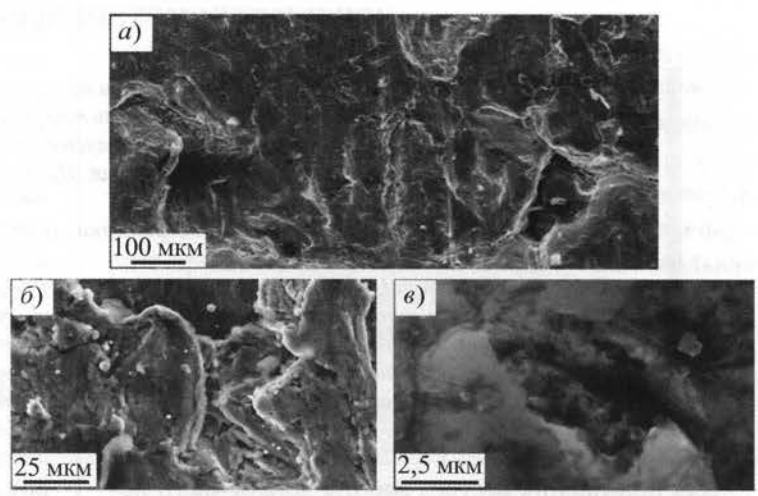


Рис. 3. Структура поверхности чугуна с выбоинами, сформировавшаяся в результате плазменной обработки и последующей эксплуатации валка на прокатном стане

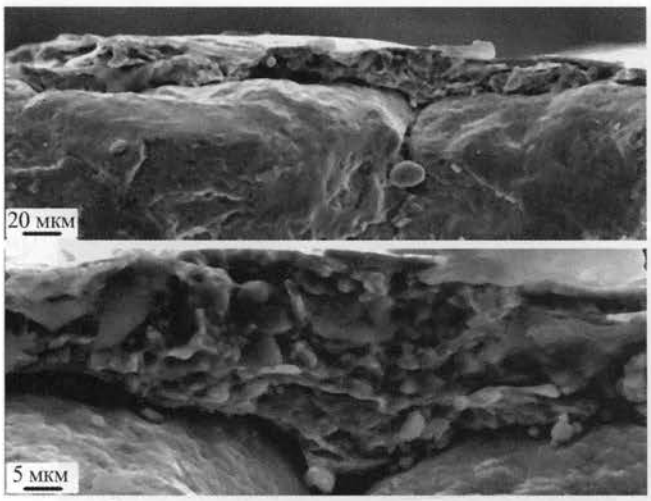


Рис. 4. Структура излома поверхностного подслоя калибра валка после его отработки на прокатном стане

мый транскристаллитный излом), присутствие глобул графита практически не выявляется.

Таким образом, исследования поверхностей разрушения упрочненного и эксплуатирующегося валков, выполненные методами СЭМ, выявили слоистый характер приповерхностной зоны материала, обусловленный формированием закалочной зоны и зоны термического влияния. Отслоение в процессе эксплуатации поверхностного подслоя от основного объема материала и его разрушение является одной из основных причин изнашивания калибра валка.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Юрьев А.Б., Ефимов О.Ю., Чинокалов В.Я.** и др. Повышение стойкости горизонтальных чугунных валков сортопрокатного стана 450 // Сталь. 2005. № 6. С. 89–91.

2. **Юрьев А.Б., Ефимов О.Ю., Иванов Ю.Ф.** и др. Плазменное упрочнение валков сортопрокатного стана: структурно-масштабные уровни модификации чугуна // Физическая мезомеханика. 2006. № 2. С. 97–105.

3. **Юрьев А.Б., Иванов Ю.Ф., Ефимов О.Ю.** и др. Структурно-фазовые состояния валков после плазменного упрочнения и эксплуатации // Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. 2006. № 8. С. 63–67.

4. **Юрьев А.Б., Чинокалов В.Я., Ефимов О.Ю.** и др. Влияние плазменной обработки поверхности на структуру и твердость чугуна с шаровидным графитом // Металловедение и термическая обработка металлов. 2006. № 6. С. 34–37.

5. **Фрактография** и атлас фрактограмм: справ. изд.; пер. с англ. / под ред. Дж. Феллоуза. М.: Металлургия. 1982. 490 с.

6. **Скобло Т.С., Воронцов Н.М., Рудюк С.И.** и др. Прокатные валки из высокоуглеродистых сплавов. М.: Металлургия. 1994. 336 с.

В.В. Тарасов, С.Б. Малышко *(Морской государственный университет им. адмирала Г.И. Невельского, Владивосток)*

Влияние исходной структуры стали на фазовые превращения при электромеханической обработке

Рассмотрено влияние исходной структуры стали на полноту диффузионных процессов при электромеханической обработке, а также глубину и микротвердость поверхностного слоя. Выявлена возможность полного превращения пластинчатого и зернистого перлита в аустенит. Определены минимальные температуры нагрева перлита разной дисперсности для этого превращения. Предложена оптимальная предварительная термическая обработка для доэвтектоидных сталей.

Ключевые слова: *электромеханическая обработка, углеродистая сталь, исходная структура, диффузия.*

The influence of initial steel structure on completeness of diffusive processes and on depth and micro hardness of surface layer during electromechanical treatment is discussed. Possibility of complete transformation of lamellar and globular pearlite in austenite is shown. For this transformation minimum temperatures of heating of pearlite different dispersity are defined. Optimum preliminary heat treatment for hypoeutectoid steels is recommended.

Keywords: *electromechanical treatment, carbon steel, initial structure, diffusion.*

Для повышения ресурса работы детали часто необходимо одновременно повышать износостойкость, усталостную прочность и контактную выносливость. В этом случае кроме обеспечения требуемых параметров шероховатости в несущем поверхностном слое должны быть сформированы технологические остаточные напряжения сжатия, получен упрочненный слой достаточной глубины с высокой поверхностной

микротвердостью. Обеспечить выполнение данных требований позволит использование комбинированных упрочняющих технологий, к которым относится *электромеханическая обработка* (ЭМО) [1].

ЭМО основана на сочетании термического и силового воздействий на поверхность обрабатываемой детали и реализуется при пропускании через зону контакта детали и инструмента электрического тока большой силы и низкого напряжения при движении детали и инструмента во взаимно-перпендикулярных направлениях. В результате происходит высокоскоростной нагрев локального микрообъема поверхности, а затем его быстрое охлаждение в результате отвода теплоты в объем металла, при этом на поверхности материала формируется так называемый белый слой, обладающий высокой прочностью и износостойкостью [2, 3].

Согласно современным данным, скорость нагрева при электромеханической обработке составляет (10^5 ... 10^6) °С/с [3], а длительность термомеханического воздействия находится в пределах от тысячных до десятитысячных долей секунды [4]. При высокоскоростном нагреве взаимосвязь исходного состояния стали и термических параметров образования аустенита приобретает особенно большое значение. В одной и той же стали при существенно разном расположении цементитных частиц в ферритной матрице сильно облегчается или, наоборот, затрудняется образование аустенита при быстром нагреве [5].

Цель данного исследования – оценка влияния исходной структуры стали на полноту протекания диффузионных процессов и физико-механические параметры упрочненного слоя при электромеханической обработке.

В данной работе поставлены следующие задачи:

• на основе математической теории диффузии рассчитать время нагрева, обеспечивающего полноту протекания диффузионных процессов в сталях с исходными структурами пластинчатого, зернистого перлита разной дисперсности, а также со структурно-свободным ферритом;

• установить возможность завершения процесса превращения исходной структуры в аустенит;

• определить минимальные температуры нагрева структур разной дисперсности, учитывая время теплового воздействия при ЭМО, рассчитанное в работе [4];

• экспериментально подтвердить результаты расчетов путем исследования электромеханического упрочнения сталей с различной исходной структурой.

При проведении исследований были рассмотрены три физические модели: для пластинчатого и зернистого перлита, а также для доэвтектоидной стали с феррито-перлитной структурой.

В модели, предложенной для пластинчатого перлита, принято, что возникновение зародышей аустенита происходит одновременно на двух прилегающих к ферриту цементитных пластинках, являющихся источником диффузанта. В модели для зернистого перлита кристаллы аустенита зарождаются одновременно на поверхности двух соседних цементитных зерен, примыкающих к ферриту. Далее продолжается диффузионное, независимое друг от друга передвижение границ аустенита в сторону феррита до момента встречи этих границ в середине ферритного промежутка. Скорость продвижения фронта аустенита определяется скоростью диффузии углерода в аустените.

В доэвтектоидной стали с исходной феррито-перлитной структурой после превращения перлитной части в аустенит при температурах, немного превышающих A_1, при дальнейшем нагреве происходит развитие аустенитной фазы перемещением границы аустенита с ферритом в сторону структурно свободного феррита. Допускаем, что расстояние между двумя соседними колониями перлита равно диаметру одного зерна феррита, расположенного между ними, а фронт аустенитной фазы движется перпендикулярно бывшим цементитным пластинам данных перлитных колоний до столкновения аустенитных границ в центре ферритного зерна.

Для описания диффузионного массопереноса в пластинчатом перлите исследовали математическую одномерную модель массопереноса из постоянного источника в полуограниченное тело. При постановке задачи принято, что среда изотропна, процесс превращения феррита в аустенит происходит изотермически, а коэффициент диффузии D не зависит от концентрации диффундирующих частиц.

На границе тела $x = 0$, которой соответствует граница раздела фаз цементит – аустенит, поддерживается постоянная, не зависящая от времени τ концентрация C_0 углерода, что справедливо при $\tau < \tau^*$ (τ^* – время перехода в феррит всей массы диффузанта). Начальная (при $\tau = 0$) концентрация углерода в феррите принята равной нулю, поскольку максимальная растворимость углерода в нем не более 0,025 %.

При принятых допущениях математическая постановка задачи имеет следующий вид:

$$\begin{cases} \dfrac{\partial C}{\partial \tau} = D\dfrac{\partial^2 C}{\partial x^2} \quad (x>0,\ \tau>0); \\ C(0,\ \tau) = C_0 \quad (\tau>0); \\ C(x,\ 0) = 0 \quad (x>0). \end{cases} \qquad (1)$$

Здесь ось Ox направлена вглубь феррита; $C = C(x, \tau)$ – концентрация углерода в точке x среды в момент времени τ.

Решением поставленной задачи (1) является функция $C(x, \tau)$ [6], удовлетворяющая равенству

$$\frac{C(x, \tau)}{C_0} = 1 - \mathrm{erf}\frac{x}{2\sqrt{D\tau}}, \quad (2)$$

где $\mathrm{erf}\frac{x}{2\sqrt{D\tau}}$ – функция ошибок Гаусса, значения которой протабулированы.

При формализации диффузионного массопереноса для зернистого перлита стали зерно цементита представляют в виде однородного шара радиусом R, на поверхности которого поддерживается постоянная, не зависящая от времени концентрация C_0 углерода. В начальный момент времени $\tau = 0$ концентрация углерода равна нулю для $\forall r > R$, где r – сферическая координата точки. Приведенные выше допущения, принятые для пластинчатого перлита, сохранены для рассмотрения диффузионных процессов в зернистом перлите.

Постановка задачи диффузии для зернистого перлита в сферических координатах сформулирована следующим образом:

$$\begin{cases} \dfrac{\partial C(r, \tau)}{\partial \tau} = D\left(\dfrac{\partial^2 C(r, \tau)}{\partial r^2} + \dfrac{2}{r}\dfrac{\partial C(r, \tau)}{\partial r}\right) \\ \text{при } (R < r < +\infty,\ \tau > 0); \\ C(R, \tau)|_{\tau \neq 0} = C_0; \\ C(r, 0)|_{r \geq R} = 0. \end{cases} \quad (3)$$

Решение исходной задачи (3) имеет вид [7]

$$C(r, \tau) = \frac{C_0 R}{r}\left(1 - \mathrm{erf}\frac{r - R}{2\sqrt{D\tau}}\right) \text{ при } r \geq R \text{ и } \tau \geq 0. \quad (4)$$

На основе предложенных математических моделей рассчитывали полное время диффузионного превращения пластинчатого и зернистого перлита в аустенит при различных температурах нагрева.

Аналогичные расчеты для доэвтектоидной стали проводили с использованием математической модели для пластинчатого перлита, описанной выше, с учетом указанных допущений. Было введено допущение, что для всего межперлитного объема коэффициент диффузии тот же, что и для случая диффузии в ферритных промежутках перлита, т.е. во всех случаях принят максимальный коэффициент диффузии.

При проведении расчетов выбран температурный диапазон от 760 до 900 °С с шагом в 20 °С. Межпластинчатые расстояния меняли с шагом 0,1 мкм от $\Delta = 0{,}1$ мкм, что соответствует сорбитообразному перлиту, до $\Delta = 1$ мкм, соответствующему среднепластинчатому перлиту. Полное время диффузии для пластинчатого перлита определяют по формуле (2).

В зависимости от дисперсности зерен цементита для зернистого перлита принята 10-бальная шкала при условном разделении его на мелко-, средне- и крупнозернистый со средним диаметром зерен цементита 0,8, 1,4 и 2,5 мкм соответственно. Для указанных структур проведены расчеты по формуле (4) в том же интервале температур, причем для сравнения полученных результатов значения r изменяли от 0,1 до 1 мкм с шагом 0,1 мкм так же, как межпластинчатые расстояния Δ при расчете полного времени диффузионного превращения для пластинчатого перлита.

Усредненные результаты для сорбитообразного ($\Delta = 0{,}15$ мкм), тонкопластинчатого (0,35 мкм) и мелкопластинчатого (0,75 мкм) перлита представлены на рис. 1 в логарифмическом масштабе. Также выделена область, соответствующая времени теплосилового воздействия [4], возникающего при ЭМО, позволяющая определить минимальные температуры нагрева для реализации полного диффузионного превращения исследуемых структур в аустенит. Приведены результаты аналогичных расчетов для мелкозернистого перлита (кривые для средне- и крупнозернистого перлита имеют подобный вид). Видно, что несмотря на малое время теплосилового воздействия при ЭМО возможно полное диффузионное превращение пластинчатого (сплошная линия) и зернистого (пунктирная) перлита в аустенит при нагреве в исследуемом интервале температур. Для сорбитообразного перлита это превращение реализуется уже при температуре

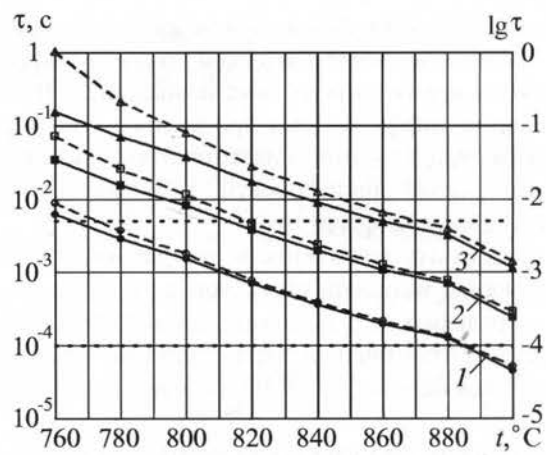


Рис. 1. Зависимость времени полного диффузионного превращения пластинчатого (сплошная линия) и мелкозернистого (пунктирная) перлита в аустенит от температуры и дисперсности:

1–3 – сорбитообразный, тонкопластинчатый и мелкопластинчатый перлит соответственно

770 °С, для тонкопластинчатого перлита – 820 °С, для мелкопластинчатого – 860 °С.

Расчеты показали, что чем больше степень дисперсности феррито-карбидной смеси, тем с большей скоростью перлит переходит в аустенит при нагреве, так как измельчение исходной структуры приводит к увеличению удельной межфазной поверхности раздела, что вызывает одновременное увеличение скоростей зарождения и роста зерен аустенита. Следовательно, с увеличением степени дисперсности карбидных частиц увеличивается доля закаленного белого слоя при ЭМО.

Время полного диффузионного превращения для зернистого перлита разной дисперсности несколько выше, чем для пластинчатого перлита, что можно объяснить следующим. Термодинамическим фактором аустенитизации является отношение поверхности карбидной частицы к ее объему. Чем больше это отношение, тем больше структурное отклонение феррито-карбидной смеси от состояния равновесия и, следовательно, тем больше термодинамическая вероятность превращения ее в аустенит при соответствующем нагреве.

По формуле (2) с учетом принятых допущений рассчитывали время полного диффузионного превращения структурно свободного феррита доэвтектоидной стали в аустенит для крупных, средних, мелких и очень мелких зерен феррита, что соответствует условной классификации величины зерна по ГОСТ 5639–82. Согласно расчетам, для реализации процесса диффузионного превращения только одного зерна структурно свободного феррита в аустенит при ЭМО в исследуемом температурном интервале требуются сотые, десятые и более доли секунды. Учитывая, что время нагрева при ЭМО оценивается в тысячные и десятитысячные доли секунды, можно сделать вывод, что только часть объема феррита участвует в диффузионном превращении, и упроченный слой должен иметь ферритомартенситную структуру неполной закалки.

Исследовали сталь У8 с исходной отожженной и нормализованной структурой, сталь 45 после улучшения и сталь 35 после отжига, которые подвергали электромеханическому упрочнению по режиму: ток $I = 800$ А; сила прижатия ролика $P = 300$ Н; окружная скорость обработки v = 3,4 м/мин; подача $S = 0{,}22$ мм/об, число проходов – 2.

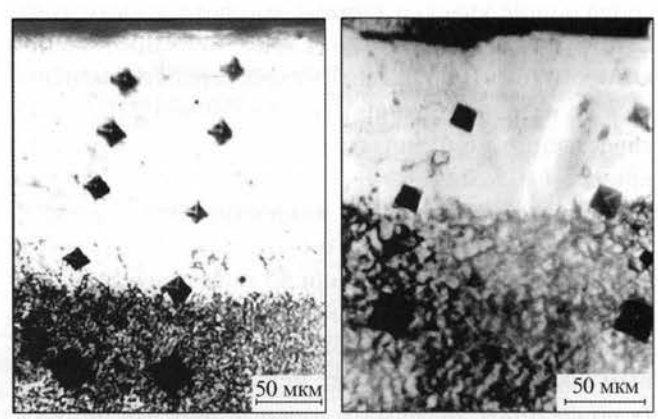
Микротвердость по локальным микрообъемам поверхностного слоя оценивали на приборе ПМТ-3 при нагрузке 0,98 Н. Расстояние между отпечатками составляло 50 мкм.

Микроструктуру сталей исследовали после травления шлифов в 4 %-ном растворе азотной кислоты в этиловом спирте на металлографическом микроскопе NEOPHOT 21 при увеличении, кратном 100...1000.

Рентгенографический фазовый анализ проведен на установке ДРОН-2 в железном K_α-излучении.

Рентгенографический анализ сталей У8 и 45, упрочненных ЭМО, показал, что во всех случаях в поверхностных слоях образцов имеются мартенсит и цементит. Однако на всех дифрактограммах мартенситный дуплет не расщеплен. Это свидетельствует о том, что содержание углерода в мартенсите менее 0,6 % по массе и обусловлено тем, что диффузионный процесс перлитоаустенитного превращения реализуется на стадии образования неоднородного по концентрации углерода аустенита и не полностью растворившихся частиц перлитного цементита. Последующее охлаждение приводит к образованию низкоуглеродистого мартенсита. В стали У8 обнаружен остаточный аустенит в пределах 6...10 %.

При электромеханическом упрочнении стали У8 в поверхностном слое образуется светлая нетравящаяся полоса – белый слой (рис. 2), который представляет бесструктурный мартенсит. Видно, что белый слой нормализованной стали (рис. 2, *а*) имеет бóльшую глубину, чем отожженной (рис. 2, *б*). Исходная микроструктура исследуемой стали У8 после отжига представляет крупнопластинчатый перлит, балл 8 по шкале дисперсности, что соответствует межпластинчатому расстоянию $\Delta = 1{,}6$ мкм, а после нормализации – тонкопластинчатый перлит с межпластинчатым расстоянием $\Delta = 0{,}4$ мкм. Согласно расчетам, для реализации полного диффузионного превращения тонкопластинчатого перлита указанной дисперсности в аустенит при 900 °С требуется время $\tau = 3{,}20 \cdot 10^{-4}$ с, а для крупнопластинчатого ($\Delta = 1{,}6$ мкм) перлита – на порядок больше ($\tau = 5{,}12 \cdot 10^{-3}$ с), поэто-



а) *б*)

Рис. 2. Микроструктура упрочненного ЭМО поверхностного слоя стали У8 в зависимости от предшествующей термической обработки:
а – после нормализации; *б* – после отжига

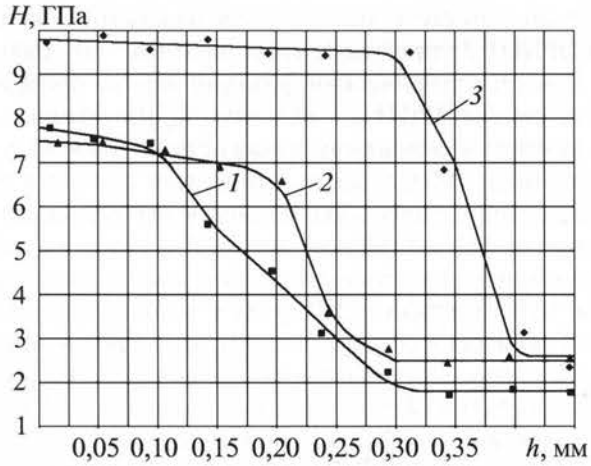
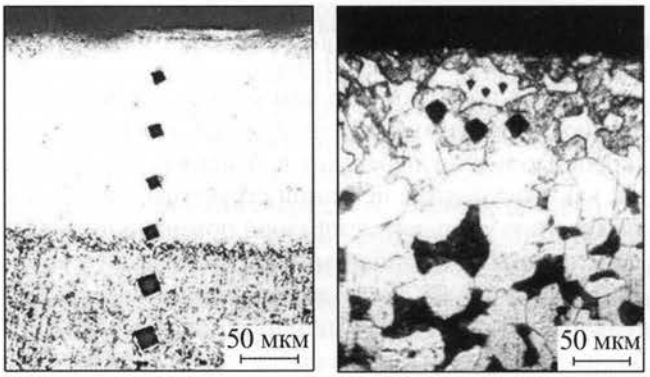


Рис. 3. Распределение средней микротвердости *H* по глубине закаленного слоя сталей после ЭМО:
1 – сталь У8 после отжига; *2* – сталь 45 после улучшения; *3* – сталь У8 после нормализации



а) *б*)

Рис. 4. Микроструктура упрочненного ЭМО поверхностного слоя:
а – сталь 45 с исходной структурой сорбита отпуска; *б* – сталь 35 с исходной ферритно-перлитной структурой после отжига

му процесс аустенитизации тонкопластинчатого перлита распространяется на более значительную глубину, что соответствует увеличению глубины белого слоя.

Распределение средней микротвердости по толщине упрочненного ЭМО поверхностного слоя сталей У8 и стали 45 приведено на рис. 3. Поверхностная микротвердость (пологие участки кривых) нормализованной стали У8 (кривая *3*) существенно больше, чем отожженной (кривая *1*). Это объясняется тем, что более высокая степень дисперсности карбидов нормализованной стали по сравнению с отожженной способствует более полному их растворению в образующемся при ЭМО аустените, что приводит к получению в белом слое более твердого мартенсита. Крутопадающие участки кривых микротвердости соответствуют переходному слою, на протяжении которого (от 0,1 до 0,2 мм) микротвердость уменьшается до исходной. Конфигурация кривой *2* (сталь 45) качественно не отличается от ранее рассмотренных кривых *1* и *3*.

На рис. 4, *а* приведена микроструктура упрочненного ЭМО поверхностного слоя стали 45. Исходная структура исследуемой стали 45 представляет сорбит отпуска, ориентированный по бывшему мартенситу, дисперсность которого, определенная по стандартным шкалам, соответствует мелкозернистому перлиту со средним диаметром зерен цементита 0,8 мкм. Среднее расстояние, измеренное между зернами цементита, составляет 0,9 мкм. Для зернистого перлита с такой дисперсностью для полной аустенитизации при 900 °С потребуется, согласно расчетам, время $\tau = 2{,}10 \cdot 10^{-3}$ с, которое не превышает времени теплосилового воздействия при ЭМО. На рис. 4, *а* белый слой имеет среднюю толщину у стали 45 по сравнению с нормализованной и отожженной сталью У8 (см. рис. 2).

Поверхностный слой стали 35, подвергнутой электромеханическому упрочнению (рис. 4, *б*), имеет ферритомартенситную структуру. Отчетливо видны участки бесструктурного мартенсита (средняя микротвердость $H = 8{,}2$ ГПа), которые имеют вид сплошных "белых" зерен, соответствующих по размерам, конфигурации и расположению бывшим перлитным колониям. Феррит поверхностного слоя ($H = 1{,}95$ ГПа) сильнее растравливается реактивом по сравнению с ферритом исходной структуры. Это обусловлено тем, что в поверхностном слое феррит претерпевает наклеп в результате силового воздействия обрабатывающего инструмента. Результаты исследования микроструктуры стали 35 после ЭМО хорошо согласуются с расчетами. Времени теплосилового воздействия недостаточно для полной аустенитизации исходной ферритно-перлитной структуры, но достаточно для полной аустенитизации перлита (межпластинчатое расстояние исходного перлита $\Delta = 0{,}6$ мкм, что согласно расчетам, при 900 °С требует времени воздействия $\tau = 7{,}20 \cdot 10^{-4}$ с).

Выводы

1. Результаты расчетов показали, что несмотря на малое время теплосилового воздействия при ЭМО возможно полное диффузионное превращение пластинчатого и зернистого перлита в аустенит при нагреве в исследуемом интервале температур, и чем больше степень дисперсности ферритокарбидной смеси, тем меньше времени необходимо для осуществления этого превращения.

Время полного диффузионного превращения для зернистого перлита разной дисперсности несколько выше, чем для пластинчатого перлита. Полная аустенитизация структурно свободного феррита в аустенит в доэвтектоидной стали при ЭМО невозможна в исследуемом интервале температур.

2. Экспериментальные исследования показали, что с увеличением степени дисперсности карбидных частиц увеличивается толщина и микротвердость так называемого белого слоя, что связано с распространением процесса аустенитизации перлита на большую глубину и более полным растворением карбидов в аустените.

3. Для обеспечения полной закалки поверхностного слоя доэвтектоидных сталей при ЭМО необходимо проведение предварительной термической обработки для получения структуры, не содержащей избыточного феррита и представляющей ферритокарбидную смесь с равномерным распределением карбидной фазы.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Киричек А.В.** Повышение эффективности упрочняющих технологий // Справочник. Инженерный журнал. 2004. № 3. С. 15–20.

2. **Аскинази Б.М.** Упрочнение и восстановление деталей электромеханической обработкой. Л.: Машиностроение, 1968. 162 с.

3. **Багмутов В.П., Захаров И.Н.** Исследование тепловых процессов при воздействии на материал концентрированных потоков энергии // Физика и химия обработки материалов. 2002. № 3. С. 9–17.

4. **Тарасов В.В.** Теория и практика упрочнения судовых деталей электромеханической обработкой. Владивосток: Дальнаука, 1994. 70 с.

5. **Кидин И.Н.** Физические основы электротермической обработки металлов и сплавов. М.: Металлургия, 1969. 376 с.

6. **Малышко С.Б., Белейчева Т.Г., Тарасов В.В.** Особенности диффузионных превращений при электромеханической обработке: Материалы 5-й международной научно-практической конференции "Проблемы транспорта Дальнего Востока". Владивосток: ДВО РАТ, 2003. С. 495–498.

7. **Белейчева Т.Г., Тарасов В.В., Малышко С.Б.** Постановка задачи диффузии для зернистого перлита. Материалы 6-й международной научно-практической конференции "Проблемы транспорта Дальнего Востока". Владивосток: ДВО РАТ, 2005. С. 46.

Кондаков А.И., Васильев А.С. **Выбор заготовок в машиностроении**: справочник. 2007. – 560 с., тв. пер., 60×88 1/16
ISBN 978-5-217-03382-9
Цена с НДС 440 руб.

Изложен методический подход и необходимое информационное обеспечение для обоснованного выбора исходных заготовок в условиях современного многономенклатурного машиностроительного производства. Приведены характеристики свойств основных конструкционных материалов и рекомендации по их выбору. Даны сведения об основных видах заготовок и способах их изготовления. Указаны основные критерии и правила выбора заготовок. Изложены различные методики обоснования решений, принимаемых при выборе заготовок. Рассмотрены проблемы автоматизации выбора заготовок на основе современных информационных технологий.

Для специалистов и технологов промышленных предприятий, работников научно-исследовательских учреждений, аспирантов и студентов втузов.

Приобрести книгу можно непосредственно в издательстве "Машиностроение", прислав заявку в отдел реализации по факсу: (499) 269-48-97; по e-mail: realiz@mashin.ru; по почте: 107076, Москва, Стромынский пер., 4. ООО "Издательство Машиностроение". Справки по тел. (499) 269-66-00. http://www.mashin.ru

Е.Н. Сафонов *(Нижнетагильский технологический институт (филиал) ГОУ ВПО, Уральский ГТУ)*

Электродуговая закалка чугунных валков с оплавлением поверхности

Установлены закономерности формирования структуры при поверхностной термической обработке электрической дугой прямого действия валкового чугуна с пластинчатым графитом[1] СП-61, а также количественные соотношения фазового состава, микротвердости структурных составляющих в зоне термического влияния с параметрами режима обработки. Определен диапазон управления характеристиками термообработанного рабочего слоя валков в результате изменения параметров режима.

Ключевые слова: *структура, чугун, графит, термическая обработка, фазовый состав.*

There have been established regularities of structure forming under surface thermic processing of rolling cast iron by the direct action electric arc with flaked graphite of СП-61 type. Also there have been defined the quantitative correlation of phase composition, structure constituent microhardness in the thermic influence zone with the parameters of the processing procedure. There has been determined the control range of cuttings heat-treated working layer at the expense of regime parameters change.

Keywords: *structure, cast iron, graphite, thermic processing, phase composition.*

Закалку рабочей поверхности прокатных валков из чугуна токами высокой и промышленной частоты с целью формирования отбеленного слоя повышенной износостойкости применяют лишь при их первичном производстве. По мере ремонтной обточки изношенной поверхности твердость отбеленного слоя, сформированного при изготовлении, снижается. При этом также снижается производительность прокатного стана из-за уменьшения межремонтного цикла и диаметра валков.

Для увеличения ресурса чугунных валков перспективно использование термической обработки их рабочих поверхностей *концентрированным потоком энергии* (КПЭ). Образующиеся при скоростных нагреве и охлаждении структуры закалочного типа обладают высокими твердостью, износостойкостью, сопротивлением разрушению. Причем обработку целесообразно осуществлять после каждой ремонтной обточки, используя дешевые высокопроизводительные методы с низкой трудоемкостью, пригодные для применения в условиях действующего металлургического производства.

Использование большинства известных способов термической обработки КПЭ (лазерной, электронно-лучевой, катодно-ионной и др.) для упрочнения прокатных валков сдерживают высокая стоимость и сложность оборудования, недостаточная его производительность, необходимость применения вакуума, потребность в квалифицированном обслуживании, высокие эксплуатационные расходы и др.

В этих условиях для продления эксплуатационного ресурса прокатных валков рациональным по параметрам универсальности, доступности, экологичности и экономической эффективности является способ поверхностной термической обработки плазменной (сжатой) или обычной электрической дугой прямого действия в защитной атмосфере аргона. Не изменяя параметры шероховатости поверхности, такая обработка легко встраивается в технологический процесс подготовки и ремонта валков, являясь финишной операцией, малозатратна, достаточно производительна и позволяет увеличить их эксплуатационный ресурс.

Опыт использования для поверхностной закалки железоуглеродистых валковых сплавов электрической дуги [1–3] позволяет считать ее эффективным источником нагрева при более простом по сравнению с плазмотроном конструктивном исполнении и повышенной надежности аргонодуговой горелки. Кроме того, горелка обеспечивает меньшую концентрацию теплового потока.

Локальную термическую обработку с нагревом детали электрической дугой можно осуществлять как с оплавлением, так и без оплавления поверхности. Для прокатных валков наиболее распространена обработка без оплавления, поскольку обеспечивает сохране-

[1] По ТУ 14-2-619–84 "Валки чугунные для горячей прокатки металлов".

ние параметров шероховатости поверхности, достигнутых предшествующей механической обработкой. В этом случае термическая обработка является финишной операцией и легко встраивается в технологический процесс изготовления или ремонта валков.

Обработка с оплавлением сопряжена с опасностью поро- и трещинообразования. С целью обеспечения требуемого для прокатных валков уровня качества поверхности в технологический процесс в этом случае приходится включать дополнительные операции предварительного подогрева (350...450 °С) и последующей механической обработки, что существенно снижает его эффективность. С другой стороны, в условиях кристаллизации после закалки с оплавлением подавляется обычный для доэвтектических чугунов процесс выделения первичных зерен аустенита, и расплав затвердевает по квазиэвтектическому механизму с образованием квазиледебурита, обеспечивающего повышенные твердость и износостойкость переплавленного слоя [4].

Другим технологическим видом поверхностной закалки является сканирование пятна нагрева. В обычном варианте источник нагрева перемещается относительно обрабатываемой поверхности прямолинейно, при обработке со сканированием – дополнительно совершает возвратно-поступательное перемещение в поперечном основному движению направлении, обеспечивая многократный пробег пятна нагрева в пределах определенной площади. Степень локализации ввода теплоты в обрабатываемую поверхность при этом уменьшается. Сканирование позволяет увеличить производительность процесса, геометрические размеры (ширину и глубину) локальной зоны закалки. Глубина зоны возрастает вследствие уменьшения средней скорости нагрева до предзакалочной температуры при меньшей плотности теплового потока. В результате сканирования удается снизить скорость основного поступательного перемещения дуги, при которой начинается оплавление поверхности. Совокупность этих факторов расширяет интервал режимов термической обработки, обеспечивающий изменение структуры и свойств в *зоне термического влияния* (ЗТВ), вследствие более полной гомогенизации аустенита при увеличенной продолжительности нагрева.

При нагреве поверхности дугой постоянного тока прямого действия сканирование эффективно реализуется вследствие взаимодействия внешнего переменного магнитного поля, создаваемого соленоидом, с собственным полем дуги. Частоту внешнего поля можно изменять, но чаще используется воздействие с частотой 50 Гц.

Сканирование применяют как в варианте плазменной, так и электродуговой закалки. Однако плазменную дугу, сжатую и стабилизированную газодинамическим потоком, целесообразно применять для обработки профилированных валков, где необходима повышенная точность позиционирования пятна нагрева на различно ориентированных поверхностях ручьев калибров. Сканирование в таких случаях нерационально. Электродуговую закалку со сканированием свободно горящей дуги перспективно использовать для обработки валков с гладкой бочкой или со сравнительно простыми калибрами, когда в результате увеличения производительности существенно снижаются время и трудоемкость закалки.

Цель данной работы – выявить основные закономерности структурообразования, а также количественные соотношения фазового состава, микротвердости структурных составляющих, глубины и ширины ЗТВ, формируемой в валковом чугуне с пластинчатым графитом, с параметрами режима поверхностной термической обработки электрической дугой прямого действия, оценить диапазон и эффективность управления характеристиками термообработанного рабочего слоя валков вследствие изменения параметров режима, определить область рациональных режимов.

Исследование проводили на образцах, вырезанных из валков для горячей прокатки (доэвтектический половинчатый чугун с пластинчатым графитом СП-61, содержащий 3 % углерода, 0,7 % кремния и 0,5 % марганца), поверхность которых была термообработана электрической дугой в диапазоне параметров режима, приведенном в таблице. Исследования фазового состава проводили с использованием оптической металлографии (Neophot-2), дюрометрии, рентгеноструктурного анализа (ДРОН-3,0) в кобальтовом K_α-излучении. Контролировали профиль и ширину интерференционных линий (111) аустенита и (110) α-фазы, по отношению интегральной интенсивности линий оценивали объемную долю фаз. Микротвердость структурных составляющих определяли[2] при нагрузке 0,78 Н.

Установлено, что термическая обработка током 250 А, скорости перемещения дуги 200 м/ч с последовательным формированием локальных зон упрочнения при перекрытии на 30 % обеспечивает максимальную глубину слоя 0,45 мм, минимальную – 0,28 мм (среднее значение глубины модифицированного слоя 0,35 мм). При этом ледебуритная прослойка на поверхности имеет толщину ~ 0,04 мм. Вариант перекрытия локальных зон на 60 % их ширины (режим 1) позволяет увеличить максимальную глубину

[2] Электродуговая обработка выполнена под руководством В.И. Журавлева, исследование фазового состава – под руководством В.Г. Черемных.

Таблица

Режимы обработки и характеристики поверхности

Параметры и характеристики упрочненного слоя	Режимы обработки		
	1	2	3
Ток дуги, А	250	250	350
Скорость перемещения дуги, м/ч	200	200	300
Перекрытие локальных зон упрочнения при формировании слоя, % от ширины зоны	60	30	30
Максимальная глубина упрочненного слоя, мм	0,60	0,45	0,54
Средняя глубина упрочненного слоя, мм	0,53	0,35	0,47
Размах колебаний глубины упрочненного слоя, мм	0,12	0,17	0,22
Средняя глубина ледебуритной прослойки, мм	0,10	0,04	0,06

упрочненного слоя до 0,60 мм, причем среднее значение составляет 0,53 мм.

Глубина ледебуритной прослойки изменяется в пределах 0,096...0,120 мм (среднее значение 0,100 мм). Необходимо отметить, что этот вариант обработки дает более равномерный по глубине упрочненный слой – разница глубины различных участков слоя составляет 0,12 мм, в то время как после обработки по режиму 2 (перекрытие 30 %) разница составляет 0,17 мм при меньшей средней глубине. Обработка током 350 А со скоростью 300 м/ч увеличивает глубину слоя по сравнению со вторым режимом почти в 1,5 раза (до 0,47 мм), однако размах колебаний глубины упрочненного слоя в этом случае составляет 0,22 мм.

Исходная структура чугуна приведена на рис. 1, *в*. Микротвердость цементита составляет 12 700 МПа, перлита – 3200 МПа.

На рис. 1, *а*, *г* приведены микрофотографии структуры различных участков термоупрочненного слоя, полученного при обработке по режиму 1. ЗТВ проявляется появлением мартенситных участков (рис. 1, *г*). В переходной зоне эти участки граничат с областями, в которых цементит перлита испытал только коагуляцию. По мере продвижения к поверхности увеличивается длина игл мартенсита при одновременном понижении их плотности, микротвердость мартенсита составляет 7500 МПа. В поверхностном слое встречаются области ледебурита, имеющего высокую степень дисперсности составляющих. Наблюдаются участки, в пределах которых плотность мартенситных игл очень низка (один–три на одно зерно аустенита, рис. 1, *а*). Основная часть поверхностного слоя представлена ледебуритной эвтектикой, составляющие которой располагаются перпендикулярно поверхности (рис. 1, *а*, *б*).

Рентгеноструктурный анализ поверхности термообработанных образцов чугуна показал, что цементит при исследованных вариантах обработки текстурирован. Об этом можно судить по отклонению интенсивности интерференционных линий этой фазы по сравнению с ее нормальным (идеально кристаллическим) состоянием. На рис. 2, *а* видно, что аномально высокие значения интенсивности имеют интерференционные линии (120), (130) и (140), в образовании которых принимают участие базисная плоскость и плоскости, близкие к ней по ориентации. Последний факт свидетельствует о направленном расположении кристаллов цементита относительно поверхности образца. Аустенит и мартенсит столь выровненной текстуры не имеют. Наличие текстуры цементита свидетельствует об ориентированном росте его частиц, который может быть реализован при оплавлении поверхности образцов и последующей направленной кристаллизации.

Влияние конкретных режимов обработки проявляется в следующем. Для термической обработки при токе 250 А и 30 %-ном перекрытии (режим 2) характерна дифракционная картина, фрагмент которой приведен на рис. *2*, *б*. Положение линий аустенита свидетельствует о значительном содержании в его составе углерода (~2 %). При объемной доле цементита 20...25 %, содержание аустенита в данном случае составляет около 50 %, а мартенсита – примерно 30 %. Состояние интерференционных линий различных

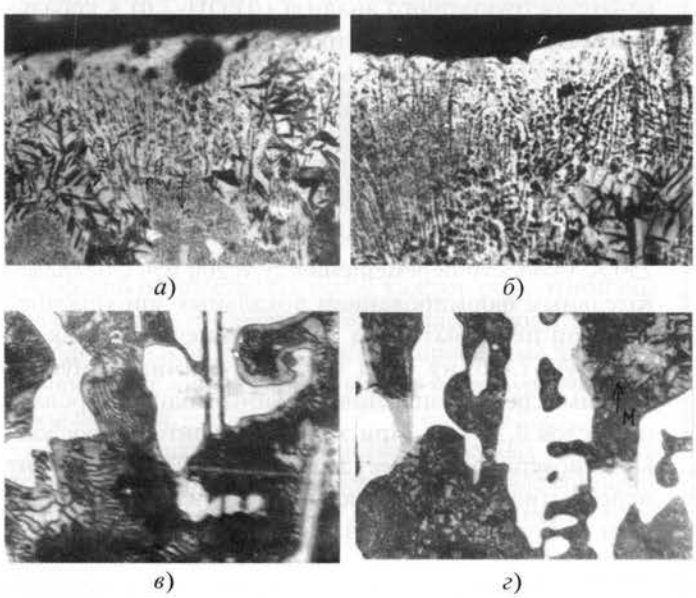


Рис. 1. Микроструктура чугуна СП-61 после электродуговой поверхностной термической обработки. ×500

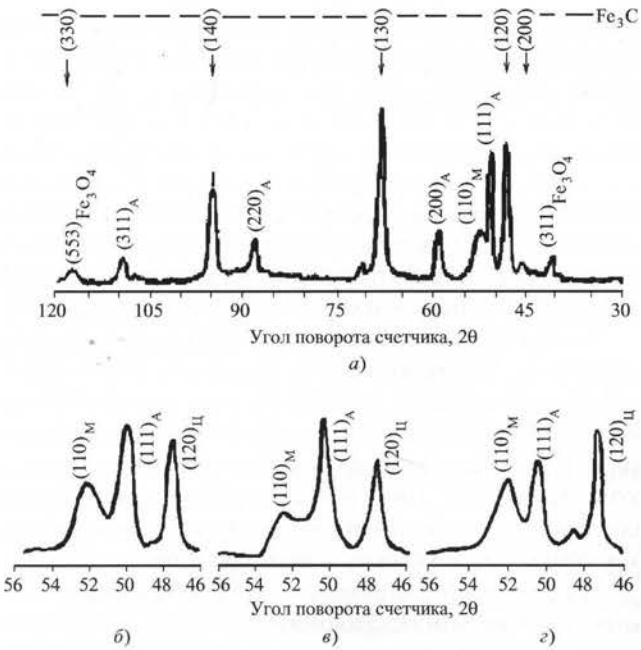


Рис. 2. Участки рентгенограмм с поверхности чугуна СП-61 после электродуговой термической обработки (А – аустенит, М – мартенсит, Ц – цементит)

участков термообработанной поверхности позволяет сделать вывод о чередовании мартенситных областей с различным содержанием углерода.

Формирование упрочненного слоя с перекрытием локальных зон термической обработки на 60 % их ширины сопровождается уменьшением степени текстурированности цементита и увеличением объемной доли аустенита до 60...65 % вследствие снижения количества мартенсита. Состояние мартенсита в этом случае более стабильно, чем после обработки с меньшим перекрытием (рис. 2, *в*).

Обработка с использованием более высоких значений тока дуги и скорости ее перемещения приводит к увеличению интенсивности интерференционных линий цементита, содержание мартенсита также увеличивается (до 40 %), а доля остаточного аустенита соответственно уменьшается (рис. 2, *г*).

Непосредственно поверхностный слой толщиной ~10 мкм имеет иную ориентацию цементитных пластинок (рис. 3, *а*, *б*). Они располагаются под углом ~30° к поверхности. Данное расположение составляющих ледебуритной эвтектики подтверждает текстурированность цементита, возникшую при кристаллизации оплавленного тонкого поверхностного слоя.

Уменьшение степени перекрытия локальных зон упрочнения (переход от режима 1 к режиму 2) сопровождается формированием в поверхностном слое структуры, особенности которой иллюстрирует рис. 3, *в*, *г*. Видно, что в данном случае подплавление происходит только в отдельных микроучастках, выявляемых по наличию эвтектической морфологии.

Основная часть приповерхностного слоя является практически полностью аустенитно-ледебуритной, выход мартенсита на поверхность не наблюдается. Микротвердость ледебуритных областей немного уступает микротвердости цементита (рис. 3, *г*) и соизмерима с микротвердостью мартенситных участков

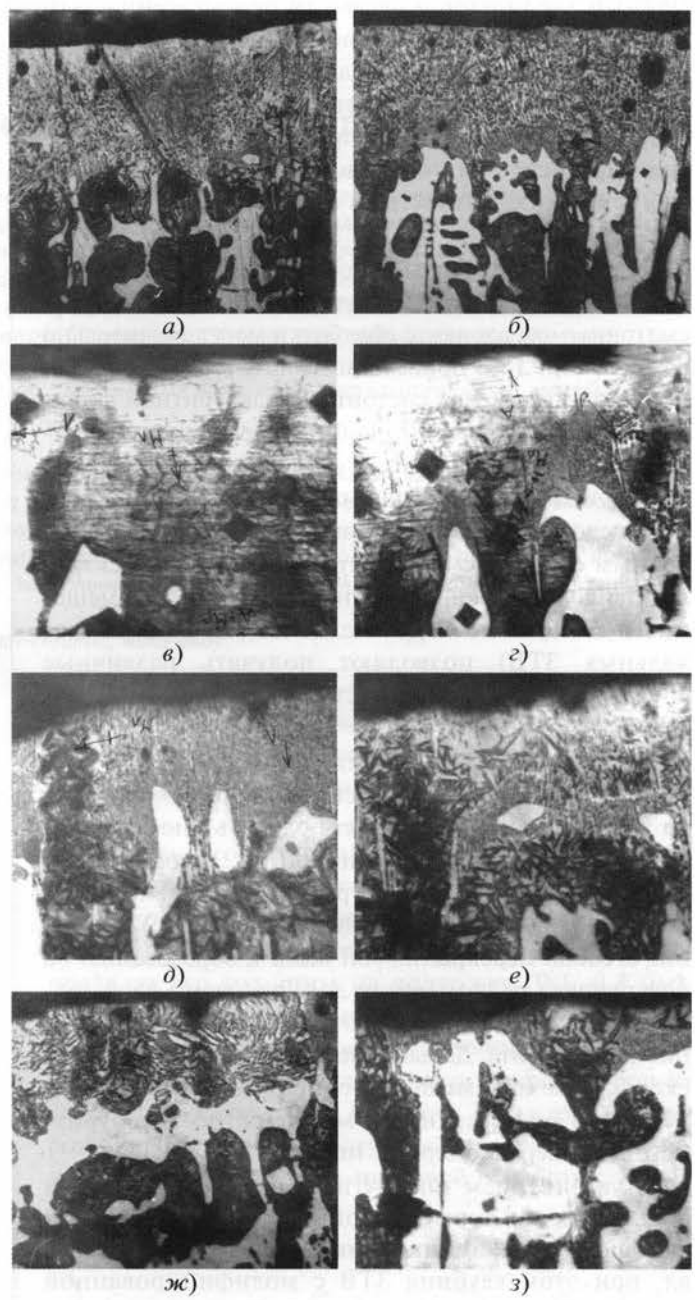


Рис. 3. Микроструктура поверхностного слоя термообработанного чугуна:

а, *б* – ×200; *в* – *з* – ×500 соответственно

(рис. 3, *в*). Массивный мартенсит в рассматриваемом варианте обработки обнаруживается непосредственно вблизи поверхностного аустенитно-ледебуритного слоя (рис. 3, *в*, *г*), глубина залегания этой структурной составляющей может достигать 0,2 мм.

Остальная часть ЗТВ представляет, помимо цементитных включений, сложное структурное сочетание аустенита и мартенсита, кристаллиты которых имеют высокую степень дисперсности.

Использование больших токов (350 А) с одновременным увеличением скорости перемещения дуги при перекрытии в 30 % ширины зоны приводит к получению на поверхности ледебуритного слоя толщиной ~0,05 мм с ярко выраженной текстурой кристаллизации (рис. 3, *д*). Однако при этом наблюдается выход мартенсита на поверхность, причем его содержание в подповерхностном слое может быть значительным (рис. 3, *е*).

Характер структуры ледебурита и толщина слоя, содержащего эту структурную составляющую, в рассматриваемом варианте обработки могут значительно различаться. Так, приведенный на рис. 3, *ж* участок поверхностного слоя состоит из ледебуритной эвтектики, составляющие которой не имеют преимущественной ориентации. Рис. 3, *з* иллюстрирует наличие ледебуритного слоя толщиной ~0,01 мм.

В целом различные варианты обработки с определенным сочетанием параметров режима (эффективной тепловой мощности дуги, скорости ее перемещения и степени последовательного перекрытия локальных ЗТВ) позволяют получать различные сочетания структурных составляющих с соответствующей вариацией свойств.

Так, относительно мягкий режим (250 А, 200 м/ч) при последовательном перекрытии зон упрочнения на 30 % их ширины позволяет получить в поверхностном слое чугуна СП-61 толщиной 10...30 мкм ледебуритно-аустенитную структуру с относительно невысоким (15...20 %) содержанием мартенсита. Увеличение степени перекрытия зон ведет к образованию на поверхности равномерного ледебуритного слоя толщиной до 60 мкм с возрастающим до ~30 % содержанием мартенсита. Дальнейшее увеличение тока дуги и скорости ее перемещения сопровождается формированием на поверхности мартенситно-ледебуритного слоя неравномерной толщины.

С увеличением тока дуги и степени перекрытия локальных зон термической обработки возрастает удельное тепловложение в обрабатываемый материал, при этом глубина ЗТВ с модифицированной структурой и твердость ее поверхности в исследованном диапазоне параметров режима процесса также возрастают. Это связано с увеличением продолжительности пребывания приповерхностных объемов в области температур, превышающих точки фазовых переходов, с соответствующим повышением устойчивости аустенита при последующем охлаждении. В данном случае структурно это проявляется понижением доли мартенсита в составе приповерхностного слоя. Увеличение скорости перемещения дуги или снижение степени перекрытия зон при неизменном значении тока ведет к снижению удельного теплового потока через обрабатываемую поверхность и сопровождается уменьшением рассмотренных показателей.

Таким образом, изменение параметров режима обработки, в первую очередь мощности дуги и скорости ее перемещения, а также степени перекрытия локальных зон упрочнения, позволяют целенаправленно формировать в поверхностном рабочем слое валков из чугуна модифицированные структурные состояния со свойствами, наиболее удовлетворяющими конкретным условиям эксплуатации.

Например, формирование структуры с определенным количеством остаточного аустенита обеспечивает возможность дальнейшего деформационного упрочнения рабочего слоя в условиях динамического контакта в процессе эксплуатационного нагружения.

Экспериментально установлено, что в сравнительно холодных чистовых клетях универсально-балочного стана Нижнетагильского металлургического комбината лучшей эксплуатационной стойкостью обладают упрочненные валки с аустенитно-мартенситной структурой, а в более горячих черновых – с ледебуритно-мартенситной [1].

Вывод

Регулирование параметров режима электродуговой термической обработки, в первую очередь мощности дуги и скорости ее перемещения, а также степени перекрытия локальных зон упрочнения, позволяют целенаправленно формировать в поверхностном рабочем слое валков из чугуна СП-61 модифицированные структурные состояния со свойствами, наиболее удовлетворяющими конкретным условиям эксплуатации.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Сафонов Е.Н., Журавлев В.И.** Поверхностное упрочнение железоуглеродистых сплавов дуговой закалкой // Сварочное производство. 1997. № 10. С. 30–32.

2. **Сафонов Е.Н., Журавлев В.И., Стариков В.В.** Принципы электродугового поверхностного упрочнения железоуглеродистых сплавов // Синергетика – 96: матер. междунар. симпоз. М., 1996. С. 25–27.

3. **Журавлев В.И., Сафонов Е.Н., Стариков В.В.** и др. Поверхностное упрочнение чугуна с шаровидным графитом электрической дугой прямого действия // Известия вузов. Черная металлургия. 1994. № 10. С. 48–49.

4. **Лазерная** техника и технология. Основы лазерного термоупрочнения сплавов / под ред. А.Г. Григорьянца. М.: Высш. шк., 1988. 159 с.

Ю.Ф. Иванов, Ю.А. Колубаева, С.Ю. Филимонов
(Институт сильноточной электроники Сибирского отделения РАН),
В.Е. Овчаренко *(Институт физики прочности и материаловедения Сибирского отделения РАН, Томск)*

Электронно-пучковая модификация плазменных металлокерамических покрытий[1]

Приведены результаты исследования структуры и свойств плазменного металлокерамического покрытия на стальной подложке, напыленного композиционным порошком (TiC–(Ni–Cr)), после импульсного электронно-пучкового облучения покрытия в субмиллисекундном диапазоне времени. Показано, что при увеличении размера частиц композиционного порошка от 53 до 100 мкм уменьшается шероховатость и пористость покрытия, в результате электронно-пучкового облучения на поверхности покрытия образуется поликристаллическая структура и повышается прочность сцепления покрытия с подложкой. Установлено, что по мере повышения степени переплава покрытия с подложкой снижается твердость покрытия.

Ключевые слова: *импульсный электронный пучок, плазменные покрытия, металлокерамика, твердые сплавы.*

The results of studying the structure and properties of the coating generated on steel by plasma spraying of particles of metal ceramic compact material (TiC–(Ni–Cr)) and then treated by impulse low energy high current electron beam of submillisecond impact are shown. It is found that surface roughness and micropores decreases at increasing the particles size within 53...100 μm, and electron-beam treatment of the coating results in the polycrystal structure on the surface layer, the adhesion between the coating and the base increases. It has been shown that while increasing the degree of smelting between coating and base, the coating hardness decreases.

Keywords: *pulse electron beam, plasma coatings, metal-ceramic, hard alloy.*

Введение

Одним из традиционных направлений поверхностного упрочнения деталей машин и механизмов является нанесение на их поверхности упрочняющих порошковых покрытий. Основными недостатками современных упрочняющих порошковых покрытий (плазменных, газотермических, детонационных) являются высокая остаточная пористость, сравнительно низкая дисперсность компонентов композиции, низкая прочность сцепления (адгезии) как отдельных кристаллитов покрытия между собой, так и покрытия в целом с материалом основы [1]. Приведенные недостатки в полной мере относятся к износостойким металлокерамическим покрытиям, получаемым напылением композиционных порошков – "частицы тугоплавкого химического соединения в металлической матрице" или "тугоплавкая частица с металлическим покрытием". Это является основной причиной частичной реализации потенциально высоких физических и механических свойств металлокерамических покрытий в экстремальных условиях эксплуатации [2].

Снижение остаточной пористости в покрытии и повышение прочности сцепления покрытия с материалом основы возможно путем дополнительной высокоскоростной термической обработки покрытия в пределах его толщины на подложке (0,1–0,3 мм). Цель данной работы – выявление закономерностей эволюции структуры и физико-механических свойств металлокерамических плазменных покрытий при их сверхвысокоскоростных нагреве и охлаждении в широком диапазоне температур, реализуемых в условиях импульсной электронно-пучковой обработки.

Материал и методика исследования

Исследовали плазменные порошковые покрытия толщиной ~100 мкм, напыленные композиционным порошком состава 30 %(об.)TiC + 70 %(об.)× ×(Ni +20 %(ат.) Cr). Композиционный порошок по-

[1] Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (проекты № 07-08-00209-а, 08-08-99076-р_офи).

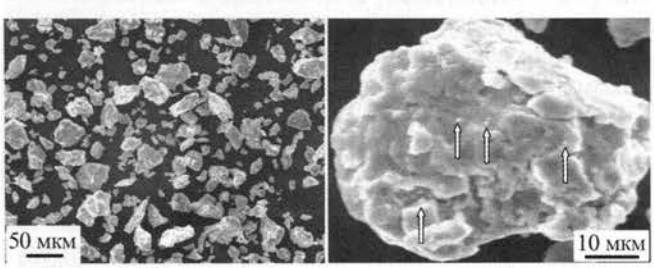
лучен механическим измельчением синтезированного под давлением металлокерамического компакта в порошковой смеси углерода с титаном и никельхромовым сплавом [3–6]. Образцы в виде плазменных покрытий на стальных подложках подвергали импульсному электронно-пучковому облучению при следующих параметрах: длительность импульсов облучения τ = 150 мкс, плотность энергии пучка электронов E_s = 40 Дж/см^2; частота следования импульсов облучения f = 0,3 Гц; число импульсов облучения N = 50...200. Данный режим электронно-пучкового облучения металлокерамических покрытий выбран на основе результатов ранее проведенных исследований эволюции структуры и механических свойств спеченной металлокерамики 50 %(об.)TiC + + 50 %(об.)Ni + 20 %(ат.)Cr), подвергнутой электронно-пучковой обработке в широком интервале плотностей энергии и длительности импульсов воздействия пучка электронов [7, 8].

Исследования структуры поверхности и поперечного сечения покрытий в исходном состоянии и после электронно-пучкового облучения проводили методами оптической и сканирующей электронной микроскопии; механические свойства покрытия характеризовали величиной их микротвердости.

Результаты исследования и их обсуждение

Структура плазменного металлокерамического покрытия

Структура частиц композиционного порошка, полученного механическим измельчением синтезированного под давлением металлокерамического компакта, приведена на рис. 1. Частицы композиционного порошка состоят из включений карбидной фазы TiC квазиравноосной формы, которые равномерно распределены в металлическом связующем (частицы карбида титана указаны стрелками на рис. 1, *б*). Композиционный порошок имеет весьма широкий разброс по размерам, изменяющийся в пределах от десятков нанометров до сотен микрометров. Порошок



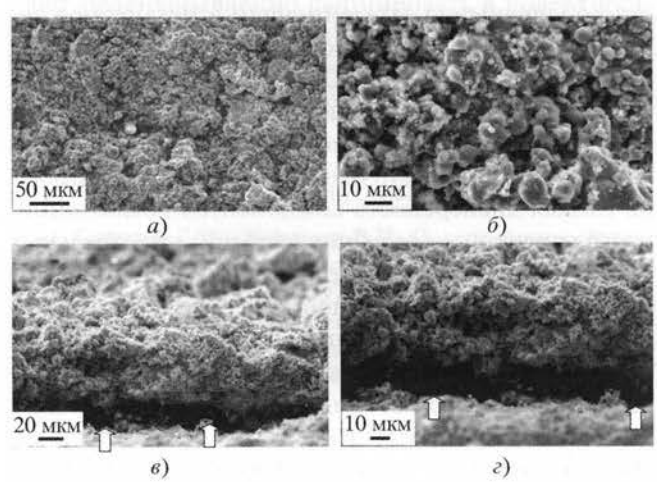
а) *б*)

Рис. 1. Структура частиц композиционного порошка (стрелками указаны включения карбида титана)

нанометрового размерного диапазона не может быть использован в плазменном методе формирования покрытия, так как будет плавиться в потоке высокотемпературной плазмы. Частицы порошка размерами более 100 мкм также не могут быть использованы при плазменном методе напыления покрытия, так как наличие таких крупных частиц приводит к выкрашиванию их из покрытия, способствуя снижению уровня его механических свойств. Поэтому проводили разделение порошка на несколько фракций путем просеивания через сита с различным размером ячеек сетки до трех фракций, размеры частиц которых составили 50...63, 63...80 и 80...100 мкм.

Характерные изображения поверхности, поперечного излома и поперечного шлифа плазменного металлокерамического покрытия приведены на рис. 2 и 3. Видно, что плазменные металлокерамические покрытия независимо от дисперсности композиционного порошка характеризуются как высоким уровнем пористости, так и высокой степенью шероховатости внешней поверхности. На изображениях поперечного излома образцов с плазменным металлокерамическим покрытием видно, что поверхность раздела покрытия с металлом-основой содержит микротрещины и микрорасслоения (рис. 2, *в*, *г*).

Повышение прочности сцепления металлокерамического покрытия со стальной основой и достижение полной сплошности покрытия обеспечивается путем дополнительной термической обработки детали с напыленным металлокерамическим покрытием. При нагреве детали с покрытием до температуры образования на границе раздела стальной основы с покрытием легкоплавкой эвтектики происходят образо-



а) *б*) *в*) *г*)

Рис. 2. Структура поверхности (*а*, *б*) и поперечного излома (*в*, *г*) (стрелками указано место отслаивания покрытия) плазменного металлокерамического покрытия на стальной основе (размер порошковых частиц D = 63...80 мкм)

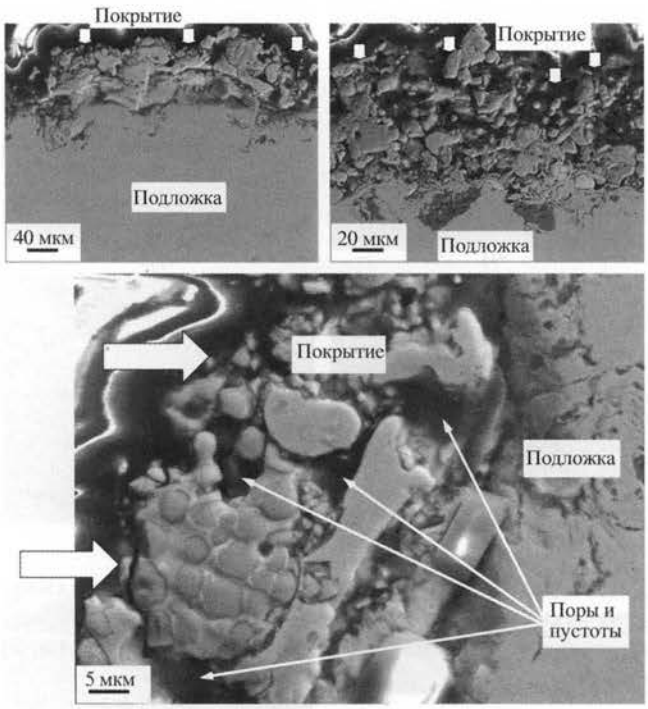


Рис. 3. Структура поперечного шлифа покрытия, сформированного на стали методом плазменного напыления (размер металлокерамических порошковых частиц D = 63...80 мкм)

вание переходной зоны переменного состава и пропитка пористого покрытия эвтектическим расплавом. В результате формируется структура сплошного металлокерамического покрытия с высокой прочностью сцепления покрытия со стальной основой [9]. Очевидно, что данный способ термической обработки покрытия возможен лишь в том случае, когда допустим разогрев всей детали до высокой температуры. Как правило, нагрев детали с покрытием до высоких температур невозможен из-за снижения прочностных свойств детали.

Одним из методов локальной термической обработки покрытий толщиной до 100...150 мкм, сохраняющим неизменной структуру стальной детали и, соответственно, ее прочностные свойства, является электронно-пучковое облучение импульсами субмиллисекундной длительности.

Эволюция структуры металлокерамического покрытия при его электронно-пучковом облучении

Исследования структуры поверхности плазменного металлокерамического покрытия после импульсного электронно-пучкового облучения показали, что шероховатость поверхности покрытия в значительной мере зависит от начальных размеров порошковых частиц: чем меньше размер частиц, тем больше шероховатость поверхности покрытия после электронно-пучкового облучения (рис. 4).

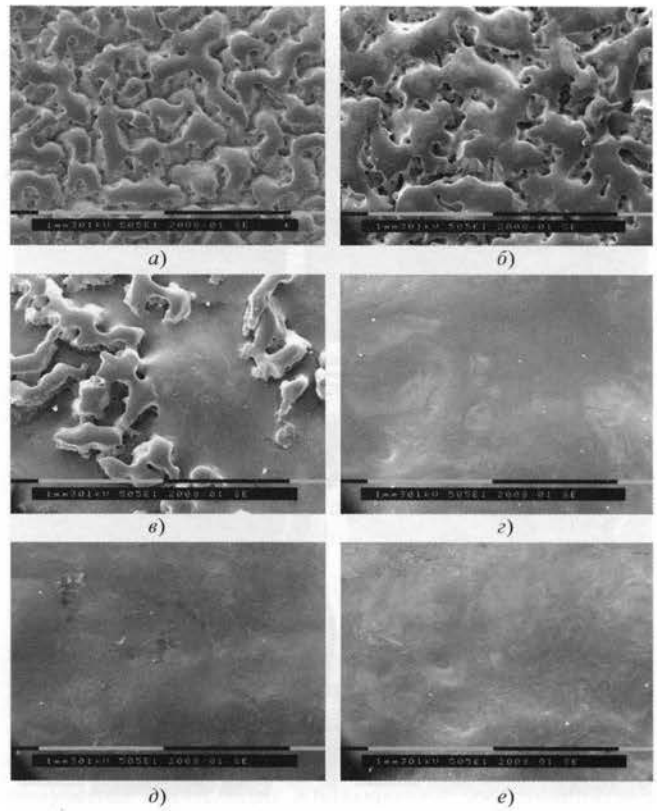


Рис. 4. Структура поверхности плазменного металлокерамического покрытия после импульсного электронно-пучкового облучения:
а, б – D = 50...63 мкм; *в, г* – D = 63...80 мкм; *д, е* – D = = 83...100 мкм; *а, в, д* – N = 50; *б, г, е* – N = 200

При крупности частиц 50...63 мкм на поверхности покрытия после 50 импульсов облучения образуется волнообразная структура с глубоким проплавлением (рис. 4, *а*). Увеличение числа импульсов облучения до N = 200 не способствует выравниванию поверхности покрытия (рис. 4, *б*). Увеличение размеров частиц исходного композиционного порошка до 63...80 мкм в значительной мере сглаживает поверхность покрытия уже после 50 импульсов облучения (рис. 4, *в*), а после 200 импульсов облучения поверхность покрытия приобретает зеркальный блеск (рис. 4, *г*). При крупности исходного порошка 83...100 мкм поверхность плазменного металлокерамического покрытия становится зеркальной уже после 50 импульсов облучения (рис. 4, *д*). Приведенные данные свидетельствуют о значительном влиянии пористости покрытия на шероховатость его поверхности после импульсного электронно-пучкового облучения: с увеличением

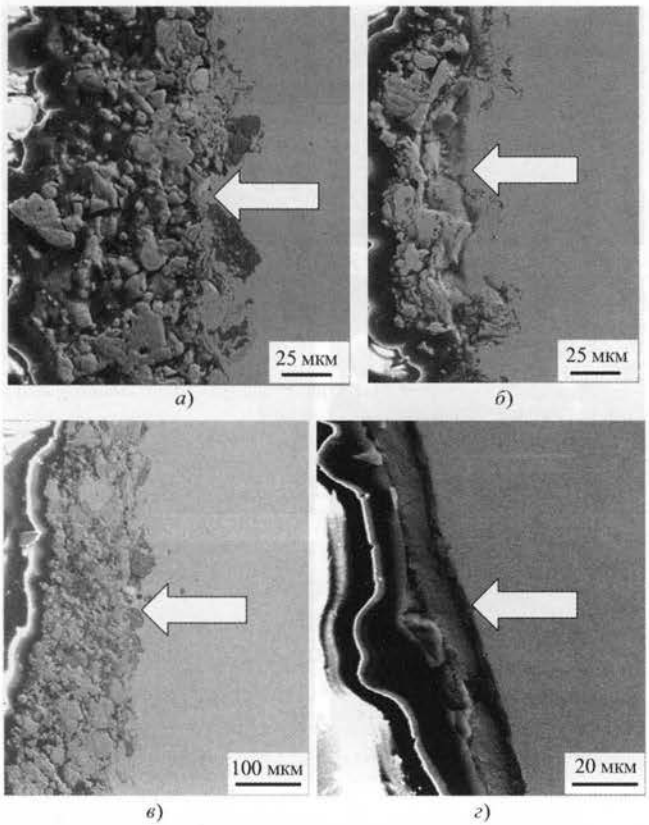


Рис. 5. Структура поперечных шлифов плазменного металлокерамического покрытия до (*а*, *б*) и после (*в*, *г*) электронно-пучкового облучения (N = 200):
а – D = 63...80 мкм; *б* – D = 83...100 мкм; *в* – D = = 50...63 мкм; *г* – D = 63...80 мкм

крупности исходного порошка пористость плазменного покрытия уменьшается, уменьшается и шероховатость поверхности покрытия после облучения. При этом пористость покрытия также уменьшается, вплоть до полного устранения (рис. 5).

Методом сканирующей электронной микроскопии исследована тонкая структура поверхности плазменного металлокерамического покрытия после электронно-пучкового облучения. Установлено, что поверхность покрытия является поликристаллическим агрегатом, средние размеры кристаллитов которого существенным образом зависят от дисперсности исходного порошка. Электронно-пучковое облучение напыленного порошком крупностью 50...63 мкм покрытия приводит к образованию волнообразной структуры оплавленной поверхности покрытия (рис. 4, *а*) с размерами кристаллитов поверхностного слоя 5...30 мкм. Кристаллиты, как правило, разделены микротрещинами (рис. 6, *а*). Подобная структура формируется и в поверхностном слое покрытия с волнистой поверхностью, полученного при напылении порошка с размерами частиц 63...80 мкм (рис. 4, *в*).

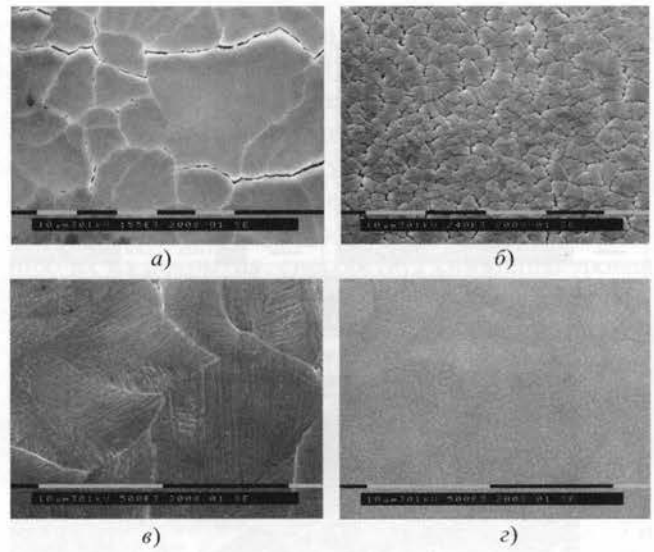


Рис. 6. Микроструктура поверхности плазменных металлокерамических покрытий, напыленных композиционным порошком крупностью 50...63 (*а*), 63...80 (*б*), 53...60 (*в*) и 83...100 (*г*) мкм (N = 200)

В случае образования покрытия с зеркальной поверхностью (рис. 4, *г*, *д*, *е*) размеры кристаллитов существенно уменьшаются и составляют 1...2 мкм (рис. 6, *б*). Микротрещины в этом случае выявляются редко, на границах раздела кристаллитов присутствуют включения второй фазы (рис. 6, *б*).

Структура поверхностного слоя плазменных металлокерамических покрытий после импульсного электронно-пучкового облучения также зависит от дисперсности исходного композиционного порошка. Облучение напыленного порошком крупностью 50...63 мкм покрытия приводит к образованию в поверхностном слое покрытия структуры дендритного типа (рис. 6, *в*). Подобная структура выявляется и в поверхностном слое покрытия, напыленного порошком крупностью 63...80 мкм, в областях с волнообразной структурой поверхности. При образовании у покрытия в результате электронно-пучкового облучения зеркальной поверхности (при крупности исходного порошка 83...100 мкм) структура в объеме кристаллитов методами сканирующей электронной микроскопии не выявляется, что свидетельствует о ее нано- или субмикронном состоянии (рис. 6, *г*).

Как было показано выше, поверхность раздела плазменных металлокерамических покрытий после напыления практически всегда содержит микротрещины и микрорасслоения покрытия с металлом-основой (рис. 2, *в*, *г*). Электронно-пучковое облучение покрытия в значительной степени изменяет состояние и структуру как самого покрытия, так и его по-

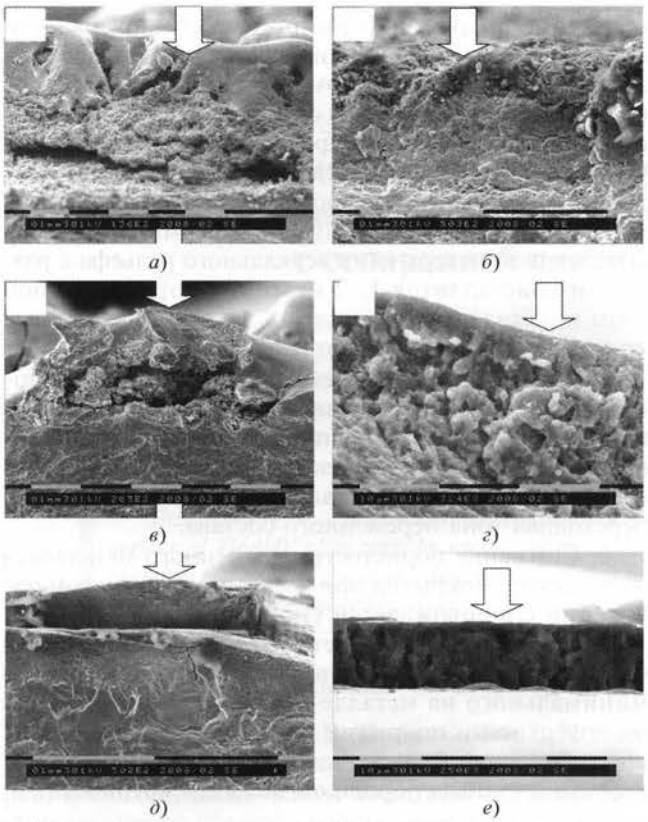


Рис. 7. Структура поперечного излома покрытия, сформированного на стали методом плазменного напыления после электронно-пучковой обработки:
а, *б* – D = 50...63 мкм; *в*, *г* – D = 63...80 мкм; *д*, *е* – D = = 83...100 мкм; *а*, *в*, *д* – N = 50; *б*, *г*, *е* – N = 200 (стрелками указано покрытие)

верхности раздела с металлом-основой. При всех значениях крупности исходного композиционного порошка наблюдается повышение прочности сцепления покрытия с подложкой, но на поперечных изломах покрытий с волнистой поверхностью практически всегда наблюдаются микротрещины, образующиеся вдоль поверхности раздела подложки и пористых областей покрытия (рис. 7, *а*, *в*, *д*). В то же время у покрытий с зеркальной поверхностью микроотслоения покрытий от металла-основы отсутствуют (рис. 7, *б*, *г*, *е*).

Механические свойства покрытия до и после электронно-пучковой обработки

Изменение механических свойств плазменных металлокерамических покрытий в результате их электронно-пучкового облучения анализировали по результатам измерения микротвердости покрытий. Установили, что с увеличением числа импульсов

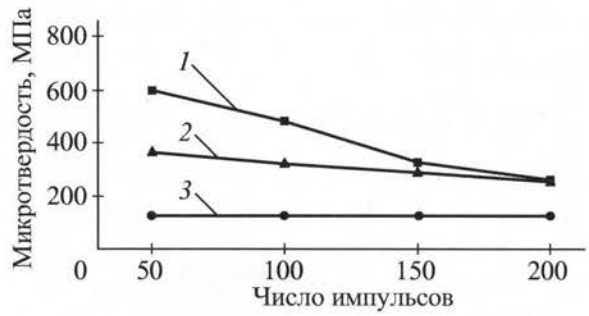


Рис. 8. Зависимость среднего значения микротвердости поверхности плазменного металлокерамического покрытия от числа импульсов электронно-пучкового облучения:
1, *2* – покрытие, напыленное порошком крупностью 50...63 и 63...80 мкм соответственно; *3* – микротвердость металла-основы (микротвердость покрытия в исходном после напыления состоянии (крупность исходного порошка 50...63 мкм) 12,3 ГПа)

электронно-пучкового облучения микротвердость покрытий уменьшается, приближаясь к микротвердости металла-основы (рис. 8). Последнее свидетельствует о том, что в процессе электронно-пучкового облучения происходит жидкофазное взаимодействие покрытия с металлом-основой, на границе раздела – взаимное растворение компонентов покрытия и металла-основы, приводящее к изменению характера распределения микротвердости по поверхности покрытия. С увеличением числа импульсов облучения максимум распределения микротвердости смещается в сторону меньших значений, интервал значений микротвердости уменьшается, что указывает на формирование в результате электронно-пучкового облучения однородного по прочности поверхностного слоя покрытия.

На рис. 9 приведены профили микротвердости плазменных металлокерамических покрытий, напыленных композиционным порошком различной крупности, в исходном после напыления состоянии и после электронно-пучкового облучения при различном числе импульсов. Микротвердость плавно снижается от максимального значения на поверхности покрытия к минимальному на металле-основе. Снижение микротвердости покрытия происходит и при увеличении числа импульсов облучения. При этом микротвердость на поверхности больше для покрытий, напыленных композиционным порошком большей крупности. Плавное снижение значений микротвердости в покрытии к ее значению в металле-основе подтверждает, что между покрытием и металлом-основой в результате электронно-пучкового облучения образуется переходная зона переменного состава.

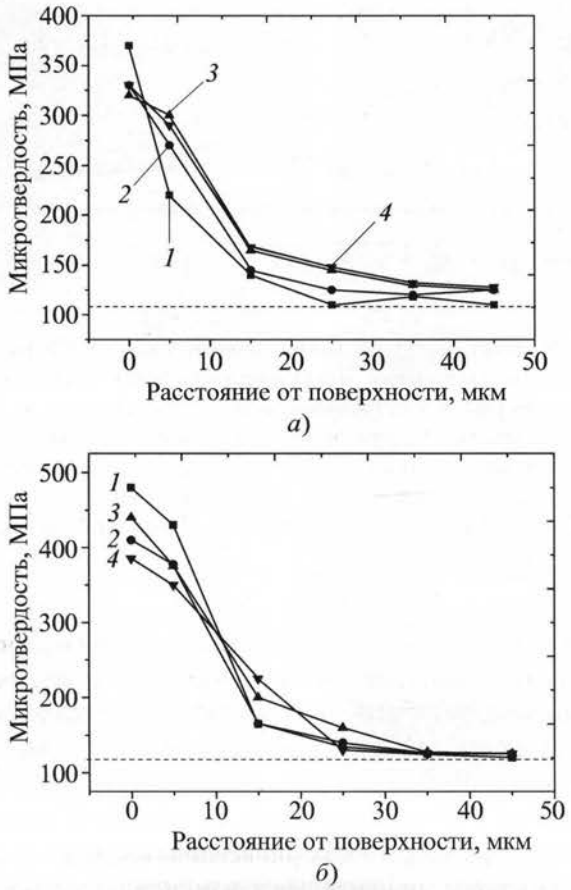


Рис. 9. Профиль микротвердости плазменных металлокерамических покрытий при крупности исходного композиционного порошка 63...80 мкм (*а*) и 83...100 мкм (*б*):
1–4 – *N* равно 50, 100, 150 и 200 соответственно

Выводы

1. Напыленные композиционным порошком в виде частиц на основе высокодисперсного карбида титана с никельхромовой связкой плазменные металлокерамические покрытия характеризуются высокой шероховатостью внешней поверхности, наличием остаточной пористости и сравнительно низкой прочностью сцепления с металлом-основой.

2. Остаточная пористость плазменного металлокерамического покрытия (при неизменных параметрах плазменного напыления покрытий) зависит от дисперсности исходного композиционного порошка и уменьшается при увеличении размеров частиц в интервале 53...100 мкм.

3. Электронно-пучковое облучение плазменных металлокерамических покрытий в значительной мере снижает шероховатость поверхности покрытия и тем в большей степени, чем выше крупность напыляемого композиционного порошка в диапазоне 53...100 мкм (чем меньше пористость покрытия).

4. При повышенной пористости плазменного металлокерамического покрытия (напыление покрытия более дисперсным порошком) электронно-пучковое облучение покрытия формирует на его поверхности волнистый рельеф с низким уровнем проплавления покрытия. В поверхностном слое покрытия формируется поликристаллическая структура с размером кристаллитов 5...30 мкм с микротрещинами между ними. Снижение пористости покрытия (при напылении покрытия более крупным порошком) способствует при электронно-пучковом облучении формированию на его внешней поверхности зеркального рельефа с размером кристаллитов 1...2 мкм. Микротрещины при этом практически отсутствуют, на границах раздела кристаллитов присутствуют включения второй фазы.

5. В условиях проплавления плазменного металлокерамического покрытия при его электронно-пучковом облучении снижается пористость покрытия и повышается прочность сцепления с металлом-основой. Между покрытием и металлом-основой образуется переходная зона переменного состава.

6. Снижение пористости плазменного металлокерамического покрытия при электронно-пучковом облучении сопровождается уменьшением его микротвердости, которая снижается от максимального значения на внешней поверхности покрытия до минимального на металле-основе. Микротвердость на поверхности покрытия после электронно-пучкового облучения больше для покрытий, напыленных композиционным порошком большей крупности.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Солоненко О.П., Алхимов А.П., Марусин В.В.** и др. Высокоэнергетические процессы обработки материалов. Новосибирск: Наука. Сибирская издательская фирма РАН, 2000. 425 с.

2. **Hocking M.G., Vasantasree V., Sidky P.S.** Metallic and Ceramic Coatings. Production, High Temperature Properties and Applications – New York: Longman Group UK Limited, 1989.

3. **Овчаренко В.Е., Лапшин О.В.** Высокотемпературный синтез безвольфрамовой металлокермики // Физика горения и взрыва. 1999. Т. 35. № 5. С. 54–60.

4. **Овчаренко В.Е., Фадин В.В., Сизова О.В., Зиборов А.Н.** Способ получения твердого сплава на основе карбида титана с металлической связкой // А. с. на изобретение № 1189124. Приоритет от 24.01.1983.

5. **Овчаренко В.Е., Фадин В.В.** Способ получения материалов на основе тугоплавких соединений. А. с. на изобретение № 1429441. Приоритет от 14.11.1986.

6. **Ovcharenko V.E., Solonenko O.P., Lapshin O.V.** Plasma processing and spraying of composite powders having a microdisperse inner structure // Proc. of the 3rd Europ. Congr. on Thermal Plasma Proc., Sept. 19–21, 1994. Aachen, Germany. 1994. P. 396–403.

7. **Иванов Ю.Ф., Коваль Н.Н., Овчаренко В.Е.** Электронно-пучковая модификация твердого сплава TiC–NiCr. Рельеф поверхности обработки // Известия вузов. Черная металлургия. 2007. № 12. С. 59–60.

8. **Овчаренко В.Е., Иванов Ю.Ф., Баохай Юй.** Наноструктурное упрочнение инструментального металлокерамического сплава при электронно-пучковом облучении его поверхности // Перспективные материалы. Спец. вып. 2007. Сентябрь. С. 450–455.

9. **Grigoriev S.V., Ivanov Yu .F., Koval N.N., Devyatkov V.E., Ovcharenko V.E., Psakhie S.G., Chudinov V.A.** Pulse electron beam modification of TiC-NiCr hard alloy // Известия вузов. Физика (Приложение). 2006. Т. 49. № 8. С. 307–310.

В.А. Шулов, А.Г. Пайкин, А.Д. Теряев, Д.А. Теряев, О.А. Быценко, В.М. Горохов *(ММП им. В.Н. Чернышева, г. Москва)*

Нанесение эрозионно стойких нанопокрытий системы Ti–Si–B, содержащих max-фазу, на поверхность деталей из сплава Ti6Al4V вакуумно-плазменным методом с сепарацией плазмы от капельной фракции[1]

Проанализированы экспериментальные данные о формировании эрозионно стойких нанопокрытий системы Ti–Si–B, содержащих max-фазу, на поверхности деталей из сплава Ti6Al4V вакуумно-плазменным методом с сепарацией плазмы от капельной фракции, а также о физико-химическом состоянии поверхностных слоев, усталостных и эрозионных свойствах образцов и лопаток с этими покрытиями.

Ключевые слова: *max-материалы, эрозионная стойкость, усталостная прочность, вакуумно-плазменный метод.*

This paper reviews researches on deposition of Ti–Si–B erosion resistance nanocoating with max-phase on the surface of Ti6Al4V alloy parts by vacuum plasma method with plasma separation from drop fraction, on physical and chemical state of surface layers, fatigue and erosion properties of samples and blades with these coatings.

Keywords: *max-materials, erosion resistance, fatigue strength, vacuum plasma method.*

Введение

Системы Ti–Si, Ti–Si–B, Ti–Si–C, Ti–Si–N и др. уже более 20 лет привлекают внимание исследователей, поскольку на их основе возможно синтезировать уникальные по уровню свойств покрытия для повышения стойкости инструмента [1, 2].

Среди многообразия работ необходимо выделить результаты исследований, проведенных в Московском институте стали и сплавов и опубликованных за рубежом и в отечественной периодике [1, 2]. Авторы впервые получили тонкие нанокристаллические пленки-покрытия различного состава системы Ti–Si–B–N при толщине покрытия 3...4 мкм и размере зерен 2...5 нм. Последнее обеспечило очень высокие значения твердости (более 40 ГПа) и низкий коэффициент сухого трения.

Несомненным достоинством является разработка авторами технологического процесса изготовления мишеней из экзотермической смеси состава 55,2 %Ti – 24,8 %B – 20 %Si (остаточная пористость менее 5 %) путем СВС-синтеза при внешней нагрузке. Авторы [1, 2] для исследования физико-химического состояния нанопокрытий кроме атомно-силовой микроскопии использовали такие тонкие методы анализа, как *электронная Оже-спектральная* (ЭОС), *просвечивающая и сканирующая электронная микроскопия* (ПЭМ и СЭМ) и *рентгеноструктурный анализ* (РСА), что подтверждает достоверность представленных результатов. Полученные данные вызывают несомненный интерес не только с позиций решения задач станкоинструментальной промышленности, но и с точки зрения возможного использования результатов в авиационном двигателестроении. Поэтому результаты предлагаемой работы в той или иной степени основаны на экспериментальных данных [1, 2].

В то же время в отличие от работ [1, 2] при методическом подходе к выполнению исследования учитывали следующие требования:

- необходимость формирования покрытий на основе max-фаз, обладающих высоким уровнем прочностных, усталостных, эрозионных и коррозионных свойств как при низких, так и высоких температурах (до 1700 °С);
- необходимость увеличения толщины модифицированных слоев до 20...25 мкм, что обусловлено жесткими условиями эксплуатации авиационной техники;
- необходимость повышения производительности процесса нанесения покрытий, что определило приоритет выбранных способов обработки поверхности, а именно: вакуумно-дуговой метод[2] при сепарации плазмы от капельной фракции и ассистировании процесса осаждения ионной имплантацией [3].

Материалы, оборудование и методики исследования

В качестве объектов исследования использовали образцы и лопатки компрессора из сплава ВТ6 (Ti6Al4V). Для нанесения покрытий системы Ti–Si–B фрагмент материала катода, изготовленного в НИИ порошковой металлургии НАНБ методом СВС-синтеза при температуре 1500 °С из смеси порошков (Ti, Si, B) в аргоне с последующим горячим прессованием (рис. 1, 2), закрепляли в специальном держателе в установке ММП–2007. Осаждение покрытий реализо-

[1]Работа выполнена при поддержке РФФИ (грант № 06-08-00647-а).

[2]Впервые реализован А.И. Рябчиковым с сотрудниками.

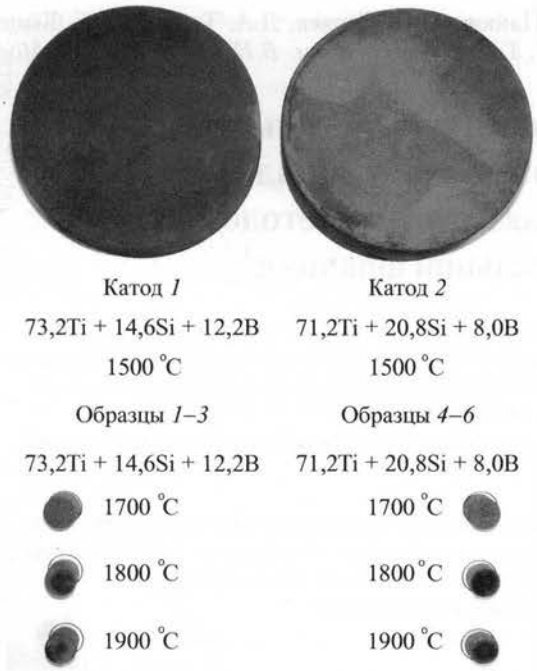


Рис. 1. Фрагменты материалы системы Ti–Si–B, полученные методом СВС

вано с помощью экспериментального электродугового испарителя с арочным магнитным полем и универсального источника пучка быстрых нейтральных молекул, совмещенного с потоком металлического пара распыляемой ионами аргона мишени. Сначала проводили очистку поверхности пучком молекул аргона, затем импульсно-дуговую ионную имплантацию составляющих катода при ускоряющем напряжении 25 кВ, плотности тока в импульсе 1,5 мА/см^2 и частоте следования импульсов 20 Гц в течение 20 мин, а затем собственно процесс нанесения покрытия при подаче отрицательного потенциала на образцы 300 В. Все операции осуществляли при непрерывном вращении усталостных образцов вокруг их вертикальной оси. Лопатки обрабатывали с одной стороны без вращения. Толщину покрытий варьировали от 1 до 8 мкм.

От лопаток отрезали образцы-свидетели (размером 15×5 мм), на которых определяли толщину покрытий методом оптической металлографии и микротвердость (на приборе ПМТ-3). Образцы подвергали испытаниям на усталостную прочность при температуре 25 °С на воздухе и частоте нагружения 2800...3000 Гц, а также на эрозионную стойкость на эрозионном стенде МАИ. Физико-химическое состояние материала поверхностных слоев образцов и лопаток с покрытиями определяли методами ЭОС, СЭМ, РСА и оптической металлографии в поляризованном свете.

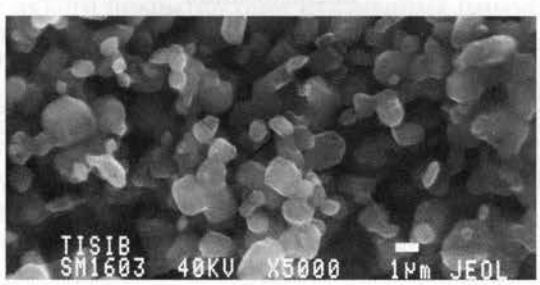


Рис. 2. Микроструктура материала катода, изготовленного методом СВС (TiB_2, Ti_5Si_3, Ti_3SiB_2)

Экспериментальные данные и их обсуждение

На рис. 3 приведены результаты исследования микроструктуры поверхностных слоев лопаток КВД из сплава ВТ6 с покрытием толщиной 2 мкм системы Ti–Si–B, а на рис. 4 – фрагменты дифрактограмм поверхности этих лопаток.

При визуальном осмотре установлено, что сформированные стекловидные покрытия характеризуются полным повторением рельефа поверхности подложки: отчетливо видны риски, царапины и другие дефекты. Модифицированный поверхностный слой состоит из двух зон при общей толщине около

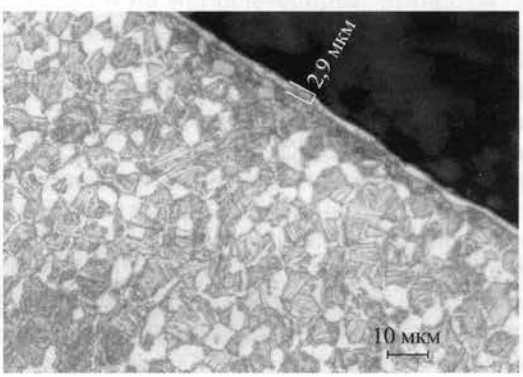


Рис. 3. Микроструктура материала в поверхностном слое лопатки из сплава ВТ6 с покрытием системы Ti–Si–B

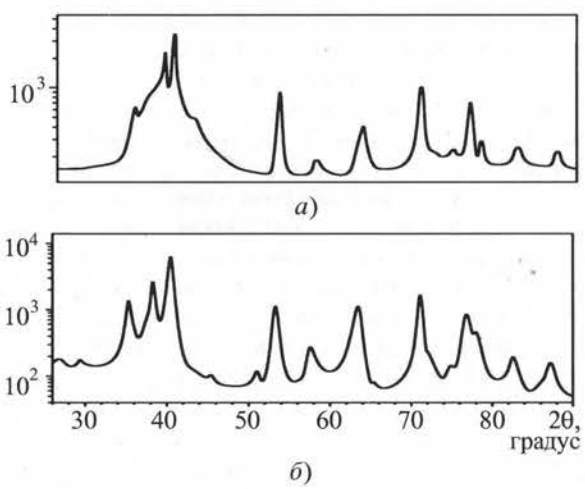


Рис. 4. Фрагменты дифрактограмм ($Cu_{K\alpha}$-излучение с монохроматором) с поверхности лопатки из сплава ВТ6 с покрытием системы Ti–Si–B толщиной 6 мкм (*а*) и без покрытия (*б*)

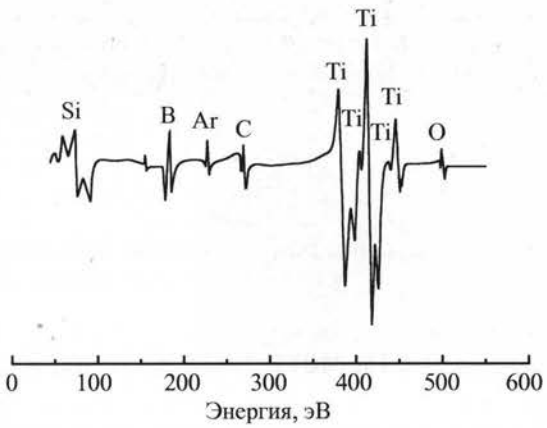


Рис. 5. Оже-спектр с поверхности образцов с покрытием системы Ti–Si–B

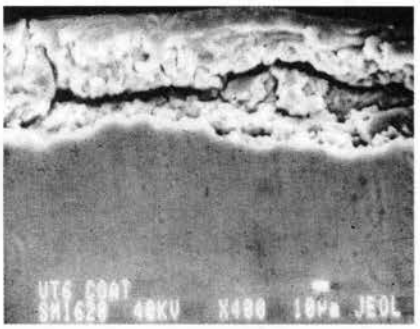
20 мкм: рентгено-аморфного покрытия толщиной 1...6 мкм (отчетливо видны два широких гало (см. рис. 3) в интервале углов отражения 30...50° и 60...80°, соответствующих фазам Ti_3SiB_2, Ti_5Si_3 и TiB_2) и зоны, толщиной 8...12 мкм, формирование которой может быть связано с протеканием процесса СВС-синтеза непосредственно на подложке при осаждении покрытия с выделением большого количества теплоты. В результате этого в приповерхностном слое происходит высокоскоростной нагрев до температур выше температуры $\alpha \leftrightarrow \beta$-превращения, и после завершения стадии осаждения покрытия реализуется высокоскоростное охлаждение за счет отвода теплоты вглубь мишени.

На возможность протекания СВС-синтеза при ионно-лучевой обработке указывали Б.И. Кузнецов и А.Е. Лигачев еще в начале восьмидесятых годов прошлого столетия. Именно эти исследователи впервые методом СВС-синтеза изготовили катоды для реализации многокомпонентной импульсно-дуговой ионной имплантации. Реализовать же процесс СВС-синтеза на поверхности мишени до сих пор не удавалось в связи с низкими плотностями тока, которые обычно характерны для применяемых на практике имплантеров (10...100 мкА/см^2).

Кроме того, исследовали физико-химическое состояние поверхностных слоев методами ЭОС и РСА (рис. 5). При проведении качественного анализа поверхности покрытий анализировали форму пиков и определяли их местоположение на оси энергии. В поверхностном слое покрытия присутствует max-фаза Ti_3SiB_2, что подтверждают относительно невысокие значения микротвердости покрытия: от 4,5 до 12 ГПа.

На рис. 6 и в таблице приведены результаты высокочастотных усталостных испытаний при 25 °С на воздухе (предел выносливости исходных образцов без покрытия на базе 2×10^7 циклов 250±20 МПа) и эрозионных испытаний (кварцевый песок с размером частиц 80 мкм, скорость и угол соударения 200 м/с и 90° соответственно) образцов из сплава ВТ6 после нанесения покрытий.

Рис. 6. СЭМ-изображение поверхностного слоя образца с покрытием толщиной 8 мкм после усталостных испытаний



Результаты испытаний

Толщина покрытия, мкм	Унос материала, мкм	Число циклов	Нагрузка, МПа
1	1,0	$1,9\times10^8$	350
1	1,0	3×10^5	372
4	0,8	$3,8\times10^7$	367
4	0,9	$1,2\times10^7$	382
5	1,0	$9,3\times10^8$	371
5	0,8	$3,6\times10^7$	390
6	1,1	2×10^9	387
6	1,0	$1,1\times10^9$	390

Наибольший интерес представляют результаты усталостных испытаний, из которых следует, что сформированное покрытие препятствует выходу усталостных трещин, зародившихся в подповерхностном слое, непосредственно на поверхность. Поскольку толщина покрытий невелика, это может быть объяснено присутствием в покрытии max-фазы и низкой дисперсностью материала. На рис. 6 видно, что усталостная трещина неоднократно останавливалась и изменяла направление своего развития, как это было отмечено в работе [4] при изучении усталостного поведения слоистых max-материалов.

Таким образом, формирование эрозионно стойких нанопокрытий системы Ti–Si–B (содержащих max-фазу) на поверхности деталей из сплава Ti6Al4V вакуумно-плазменным методом с сепарацией плазмы от капельной фракции позволяет значительно повысить их усталостную прочность и эрозионную стойкость.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Штанский Д.В., Левашов Е.А., Шевейко А.Н.** Оптимизация параметров вакуумного реакционного осаждения сверхтвердых Ti–Si–B–N покрытий // Справочник. Инженерный журнал. 2000. № 1. С. 17–20.

2. **Новые** материалы / под редакцией Ю.С. Карабасова // М.: МИСиС, 2002. 726 с.

3. **Stepanov A., Ryabchikov A., Nichovnaya N.** et al. Vacuum arc filtered plasma application in hybrid technologies of ion-beam and plasma material processing // Surface Coatings and Technologies. Vol. 201. 2007. P. 8596–8600.

4. **Barsoum M.** The $M_{n+1}Ax_n$ phases: a new class of solids // Prog. Solid St. Chem. Vol. 28. 2000. P. 201–281.

В.Е. Архипов, Е.М. Биргер, А.Ф. Лондарский, Г.В. Москвитин, А.Н. Поляков
(ИМАШ РАН им. А.А. Благонравова)

Перспективные методы модификации поверхности металлов лазерной обработкой

Рассмотрены развитие и применение наиболее современных методов поверхностной обработки материалов с использованием энергии лазерного излучения. Приведены технологические особенности методов поверхностной обработки материалов: импульсного лазерного напыления покрытий, глазирования и наклепа, разрабатываемых и применяемых в США. На основе приведенных результатов показана перспективность технологии лазерного импульсного нанесения покрытий с получением уникальных по своим свойствам наноструктур и наноматериалов. Показана возможность использования лазерного глазирования для существенного изменения структуры и свойств поверхности рельсов с целью получения уникальных сочетаний свойств и предотвращения образования дефектов.

Ключевые слова: *лазерная обработка, импульсное лазерное напыление, лазерное глазирование, наноструктура, наноматериалы, дефект, трещина.*

The data on the state of development and utilization of the most up-to-date methods of the material surface treatment by the laser emission energy utilization are presented. The technological peculiarities of the material surface treatment by impulse laser covering sputtering, glazing and hardening, which are being developed in the USA, are considered and presented. On the basis of the data presented, the availability of the technology of the laser impulse covering sputtering with providing of unique behavior of nanostructures and nanomaterials is demonstrated. The authors indicate the possibility of laser glazing for significant modification of the machine parts surface structure and properties, for example, for metal railing for obtaining the unique wear resistance characteristics composition, as well as prevention of the cracks defects propagation.

Keywords: *laser treatment, impulse laser evapolation, laser glazing, nanostructure, nanomaterial, defect, crack.*

Для придания поверхности изделий из металла повышенных характеристик, например, по износостойкости и/или коррозионной стойкости, применяют термическую обработку с использованием токов высокой частоты и/или химико-термическую обработку.

Кроме данных методов обработки изделий из углеродистых сплавов, ставших уже традиционными для машиностроительных предприятий, в последние десятилетия прошлого столетия для аналогичных целей применяли более современные методы обработки, например, термическую обработку с использованием энергии излучения лазера, включая легирование, и широко применяемое для обработки инструментов ионно-плазменное вакуумное напыление.

В данной работе представлен обзор информации о развитии и достижениях по использованию энергии лазерного излучения для поверхностной обработки металлов в США. Цель проведенного анализа – продемонстрировать эффективность некоторых методов модификации поверхности, которые при рациональном подходе демонстрируют исключительно высокие и важные с точки зрения технологии практические результаты. Значительное внимание к технологии с использованием энергии излучения лазера обусловлено тем, что ни один современный процесс не позволяет получить такую значительную концентрацию энергии на единицу поверхности в единицу времени. По этим показателям лазерная технология не имеет в настоящее время конкуренции, так как может обеспечить повышение служебных характеристик на локальных поверхностях изделий, не затрагивая при этом основные свойства металла в целом.

Импульсное лазерное напыление покрытий

Процесс *импульсного лазерного напыления* (ИЛН) покрытий заключается в облучении мощным лазерным импульсом "мишени" с подобранным составом материала (рис. 1). Материал мишени под воздействием излучения испаряется и в соответствии с законами термодинамики осаждается на поверхности объекта (подложки). Такой процесс может быть осуществлен в вакууме или в среде газа, например кислорода, часто используемого в процессах осаждения оксидов для более полного насыщения кислородом осажденных покрытий. Следует отметить, что оксиды

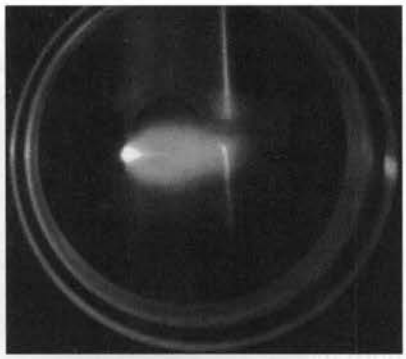


Рис. 1. Плазменное "перо", выброшенное из $SrRuO_3$-мишени под воздействием лазерного импульса

обладают очень высокой коррозионной стойкостью и рядом свойств, которые способны обеспечить повышенный комплекс физико-механических характеристик изделиям.

Несмотря на то, что основная схема процесса достаточно проста по сравнению со многими известными способами осаждения покрытий, такими как химическое осаждение из паровой фазы, нанесение покрытий катодным распылением, методы молекулярной эпитаксии, физика процесса взаимодействия лазерного импульса с мишенью и роста покрытия весьма сложны. Когда лазерный импульс поглощается мишенью, первоначально энергия пучка переходит в энергию возбужденных электронов с участием тепловой, химической и механической энергии, в результате чего процесс взаимодействия материала с энергией лазерного излучения приводит к испарению, абляции и формированию плазмы [1].

Материал, выброшенный из мишени, распространяется в окружающей среде (вакууме) в виде плазменного облака – "пера", содержащего атомы, молекулы, ионы, кластеры, микрочастицы и расплавленные глобули материала, прежде чем осесть на предварительно нагретую подложку (деталь). Общая схема нанесения нанослоев и наноструктур на подложку (деталь) заключается в обработке лазерным излучением мишени, размещенной в камере, с созданием направленного потока частиц – плазмы из исходного наносимого материала (рис. 2).

Механизм процесса ИЛН достаточно сложен и включает следующие этапы: отделение (абляцию) материала мишени лазерным импульсом; генерацию и развитие плазменного облака-пера с высокоэнергетическими ионами и другими составляющими; направленный массоперенос наночастиц вещества на подложку; рост покрытия на холодном или подогретом объекте.

Процесс обычно делят на четыре фазы:

• лазерная абляция материала мишени и образование плазмы;

• динамика плазмы;

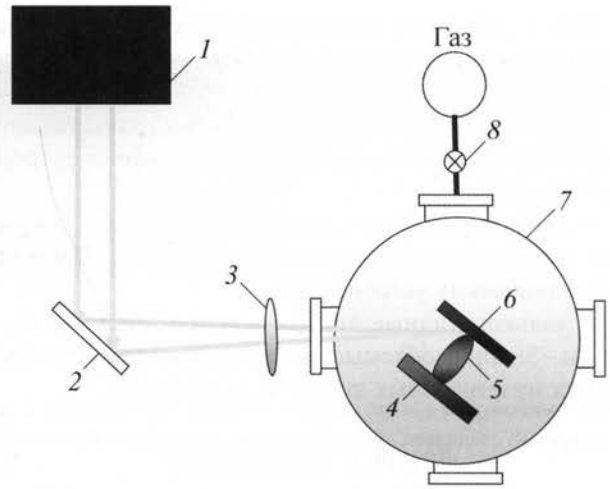


Рис. 2. Схема установки для нанесения покрытий лазерным импульсом:
1 – лазер; *2* – зеркало; *3* – линза; *4* – деталь; *5* – "перо"; *6* – мишень; *7* – вакуумная камера; *8* – входной кран

• осаждение материала мишени на подложку;

• образование активных центров и рост пленки на поверхности подложки.

Каждая из этих фаз критична для кристалличности, однородности и стехиометрии результирующего покрытия.

Лазерное осаждение покрытий – один из известных методов формирования тонких пленок. Развитие лазерных методов началось практически сразу после изобретения первого импульсного лазера в 1960 г. В течение примерно 20 лет происходило количественное накопление результатов и методов исследований, включая работы, проводимые в СССР. В итоге были получены блестящие результаты по осаждению тонких пленок разного состава на различные подложки.

Реальный прорыв в технологии произвели в 1987 г. физики Dijkkamp и Venkatesan в Нью-Джерси, которые, используя лазерный метод, получили тонкую пленку из высокотемпературного сверхпроводящего материала $YBa_2Cu_3O_7$, гораздо более высокого качества, чем пленки, полученные другими методами [1].

В это время началось широкое применение ИЛН для изготовления качественных кристаллических пленок. Были разработаны процессы осаждения керамических оксидов, нитридных пленок, металлических многослойных покрытий и различных сверхструктур. Разработка нового поколения лазеров с высокой частотой повторения импульсов достаточно короткой длительности обеспечила получение тонких пленок со сложной стехиометрией [2–10].

В качестве примеров современных тонких покрытий, напыленных методами ИЛН, можно привести следующие:

• оксид цинка – пористое тонкое покрытие, перспективное для использования в оптико-электронных приборах;

• алмазоподобные углеродные пористые покрытия, применяемые для защиты поверхностей в микромеханических устройствах;

• халькогенидные тонкие пленки системы Ga–Se–As–Si, применяемые для использования в оптических интегральных контурах и приборах.

Лазерное глазирование

Модификация поверхностей металлических изделий лазерным глазированием – незаслуженно забытый метод промышленной лазерной обработки – одно из первых направлений в промышленной технологии применения лазеров с весьма впечатляющими результатами. Собственно лазерное глазирование заключается в подаче высококонцентрированной энергии на поверхность изделия в минимально короткий промежуток времени и резком принудительном и/или естественном отводе теплоты в холодную подложку (рис. 3). В результате такого процесса на поверхности изделия формируется чрезвычайно неравновесная структура с определенным и, как правило, высоким комплексом физико-механических характеристик. Такую технологию можно проводить как с оплавлением нанесенного слоя с перемешиванием с материалом подложки и без него, так и без оплавления, но с получением температуры на поверхности выше температуры плавления.

Однако в 1970–1980-х гг. XX столетия, когда технология была отработана, широкого применения она не получила. По-видимому, это было вызвано отсутствием компактных, стабильных и недорогих лазеров большой мощности, способных обеспечить производительный процесс с объектами изрядных размеров и массы. В последние годы появились лазеры, пригодные для глазирования массивных изделий, пример такого процесса будет приведен ниже.

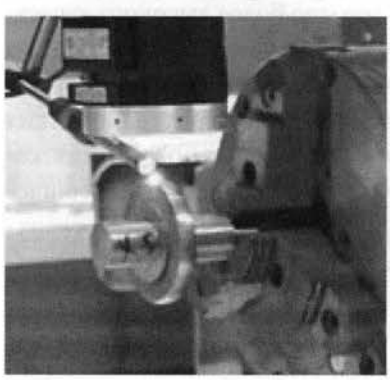


Рис. 3. Установка для лазерного глазирования цилиндрических поверхностей

В 1990 гг. вновь возник интерес к лазерной модификации поверхности методами глазирования. В лабораториях были проведены серии убедительных экспериментов с различными материалами и сплавами, подтвердившими достоинства технологии. В некоторых работах с использованием CO_2-лазера была проведена модификация поверхности слоя сплава NARloy-Z (3 %Cu, 0,5 %Ag, Zr – остальное), нанесенного плазменным напылением в вакууме [11]. Лазерное глазирование существенно уменьшило пористость покрытия и его зернистость. В результате обработки нанесенного материала лазерным излучением был получен слой с улучшенной микроструктурой. Авторы работы [11] разработали теоретическую модель, которая удачно коррелировала с результатами эксперимента. При проведении других экспериментов по оптимизации технологии обработки материалов были использованы перекрывающиеся дорожки для получения аморфного слоя в модифицированном покрытии [12]. В другом случае, наоборот, использовали технологию модификации аморфного, квазикристаллического покрытия для инициирования кристаллизации [13].

Другой пример применения технологии глазирования с использованием энергии лазерного излучения приведен в работе [15]. Авторы приводят подробное описание методики эксперимента и его внедрения для обработки рельсовой стали. Лазерная модификация железнодорожного рельса методом глазирования рабочей поверхности была использована для снижения изнашивания самого рельса и борта колеса, а также уменьшения вероятности схода с рельса в результате сползания борта колеса.

Для обеспечения высокой ударной вязкости при одновременном уменьшении коэффициента трения в паре колесо – рельс для относительно дешевой рельсовой стали была проведена модификация нагруженной поверхности рельса таким образом, чтобы повысить твердость поверхности стали, а подложка осталась бы не затронутой. При лазерной обработке микроструктура поверхностных слоев изменяется таким образом, что поверхностные слои плавно переходят в подложку и обеспечивается оптимальное сцепление с ней. Одним из путей решения проблемы является лазерная поверхностная термическая обработка (упрочнение), обеспечивающая получение аустенитной и мартенситной структуры приповерхностных слоев рельсовой стали при быстром нагреве и охлаждении. Твердый поверхностный слой при этом сопротивляется пластическому течению и деформации и уменьшает трение и износ. Однако этот процесс имеет ряд недостатков, главным из которых

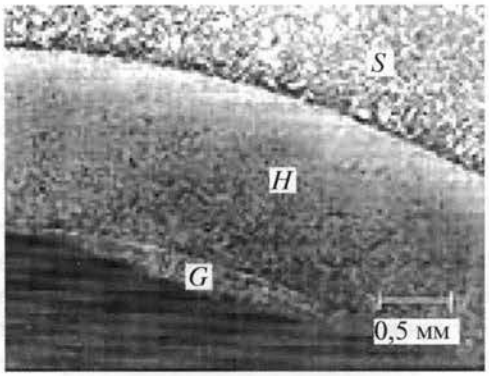


Рис. 4. Микроструктура стали 1080, обработанной лазером (*G* – глазированный слой; *H* – упрочненный слой; *S* – подложка)

является возможное образование деформированного слоя и последующее расслоение металла в приповерхностной области рельса. В связи с этим необходимо создать поверхностный слой, сочетающий высокую твердость и пластичность, плавно сопряженный с другими слоями. В этом случае лазерное глазирование является идеальным решением. После обработки рельсовой стали лазерным излучением в микроструктуре наблюдаются три зоны: тонкий поверхностный глазированный (оплавленный) слой; зона, подвергнутая термическому воздействию при нагреве (зона термического влияния), и собственно подложка – материал в исходном состоянии (рис. 4).

При лазерном глазировании тонкий поверхностный слой плавится и в результате резкого отвода теплоты быстро затвердевает, образуя аморфную или квазиаморфную структуру в формирующейся пленке. Отсутствие кристаллической структуры делает этот слой устойчивым к пластическому течению, так как слой имеет высокую твердость (рис. 5).

При такой обработке в слоях наблюдается уменьшение модуля упругости более чем на 30 %. Если же они деформируются пластически, то локальные де-

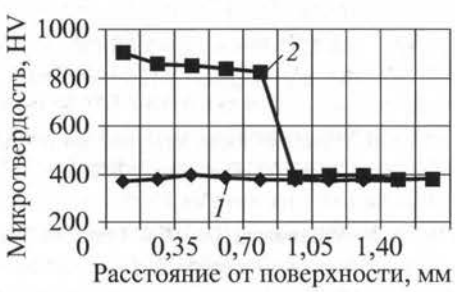


Рис. 5. Распределение микротвердости по глубине рельса:
1 – в состоянии поставки; *2* – после лазерного глазирования

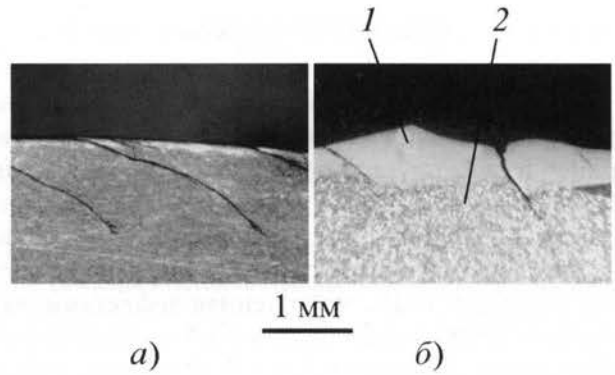


Рис. 6. Поперечные сечения шлифов рельса с глубокими трещинами в состоянии поставки (*а*) и после лазерного глазирования (*б*):
1 – поверхностный слой, подвергнутый глазированию; *2* – не глазированная основа

фекты не развиваются и структура стремится к "самовосстановлению". Соответственно повторное пластическое течение не должно вызывать образования крупных дефектов – "осколков", трещин в подповерхностном слое. При одинаковых режимах эксплуатации в микроструктуре рельса после стандартной обработки изделия наблюдаются глубоко развитые трещины, а в изделии, подвергнутом лазерной обработке, они не столь ярко выражены (рис. 6).

Таким образом, лазерное глазирование обеспечивает требования уменьшения трения и износа.

Лазерное глазирование поверхности рельсов обеспечивает получение слоев с твердостью до 900 HV и глубиной до 2...4 мм при использовании мультикиловаттного лазера.

Согласно результатам трибологических испытаний, снижается коэффициент трения, повышается сопротивление износу и долговечность изделия, что является неоспоримым достоинством лазерных методов обработки.

Обеспечивается эффект "залечивания" мелких трещин и микровыбоин на поверхности детали.

Полученные результаты свидетельствуют о высокой перспективности метода лазерного глазирования в тяжелом машиностроении. Развитие лазерной техники в направлении ее миниатюризации и повышения КПД (лазерные диоды) позволяет рассчитывать, что в перспективе такая технология может быть использована не только в производственных условиях, например для глазирования рельсов при их изготовлении, но и непосредственно с движущейся платформы при излучении лазера мощностью порядка 10...12 кВт.

Лазерный наклеп

Модификация поверхности может быть проведена путем резкого нагрева и охлаждения металлов, например из железоуглеродистых сплавов, когда кристаллическая решетка не успевает полностью перестроиться с ОЦГ на ГЦК и обратно. В таком случае формируется структура с сильно искаженной решеткой, например ОЦК, насыщенная дефектами, что вызывает значительные напряжения в обработанной поверхности. Лазерный наклеп – это процесс упрочнения путем обработки металла с использованием мощного лазерного импульса, который подается на поверхность изделия с определенной периодичностью. При этом формируется поверхностный слой металла с остаточными напряжениями, которые в 4 раза больше получаемых с использованием традиционной технологии ударного наклепа [16–17]. Лазерный наклеп часто применяют для повышения сопротивления усталости в напряженных ответственных деталях турбин и двигателей. Лазером в таких системах обычно управляет промышленный робот.

Первые прототипы лазерного оборудования для наклепа были разработаны еще в 1970-х гг., однако ни эти, ни последовавшие в течение нескольких десятилетий новые разработки не были промышленно рентабельными, поскольку лазеры, пригодные по мощности, не обеспечивали необходимую частоту повторения импульсов для скоростной обработки деталей [16]. Многочисленные исследования в этой области показали перспективность этой технологии для упрочнения деталей машин и агрегатов в промышленности при использовании лазеров необходимой мощности.

Выводы

1. При современных тенденциях развития технологий с использованием частиц наноразмеров для формирования поверхности с особыми свойствами импульсное лазерное осаждение покрытий может стать не только альтернативным методом по отношению к традиционным методам получения покрытий с особыми свойствами, но и обеспечит получение уникальных по составу и структуре нанослоев и наноматериалов.

2. Сочетание значительного вклада энергии в единицу поверхности в единицу времени позволяет применять лазерную обработку для получения на поверхности изделия аморфных и квазиаморфных структур с уникальными свойствами сопротивления износу и развитию трещин без снижения эксплуатационных характеристик металла.

3. Универсальность лазерной обработки позволяет без существенной перестройки оборудования проводить необходимые операции – наклеп, глазирование и др. – для обеспечения повышенных физико-механических характеристик поверхности машиностроительных изделий без снижения прочностных характеристик.

4. Появление новых малогабаритных лазерных систем необходимой мощности, например на диодах, позволит проводить обработку изделий не только в условиях производства на машиностроительных предприятиях, но и в полевых условиях для повышения надежности и долговечности изделий, в частности "залечивания" дефектов и восстановления изношенных поверхностей на деталях.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Dijkkamp D., Venkatesan T.** et al. Preparation of Y–Ba–Cu oxide superconductor thin films using pulsed laser evaporation from high T_c bulk material // Appl. Phys. Lett. 1987. Vol. 51. 619 p.

2. **Vick D., Tsui Y.Y., Brett M., Fedosejevs R.** Production of porous carbon thin films by pulsed laser deposition // Thin Solid Film. 1999. Vol. 350. P. 49–52.

3. Horwitz J.S., Chrisey D.B., Stroud R.M., Carter A.C., Kim J., Chang W., Pond J.M., Kirchoefer S.W., Osofsky M.S., Koller D. Pulsed laser deposition as a materials research tool // Applied Surface Science. 1998. Vol. 129. 507 p.

4. **Фоминский В.Ю., Романов Р.И., Лаврухин Д.В., Петржик М.И.** Особенности импульсного лазерного осаждения антифрикционных тонкопленочных покрытий MOSE в инертном газе // Упрочняющие технологии и покрытия. 2006. № 07. С. 35–39.

5. **Miller J.C.** Laser Ablation. Berlin / Heidelberg: Springer Series in Materials Science, 1994.

6. **Chen Y., Lu T., Zhang X., Vittoria C., Harris V.G.** A Flux Screening Technique for Growth of High-Quality Ferrite Films by Pulsed Laser Deposition // IEEE Transactions on Magnetic. 2006. Vol. 42. P. 2888–2890.

7. **Hahakura S., Fujino K., Konishi M., Ohmatsu K.** Development of HoBCO coated conductor by PLD method. Energy and Environmental Technology Research Laboratories, Sumitomo Electric Industries, Ltd., October. 2003.

8. **Sun Y.W., Tsui Y.Y.** Porous ZnO thin films produced by pulsed laser deposition // Optical Materials. 2007. Vol. 29. P. 1111–1114.

9. **Liu M.** et al. Effects of focus lens position on pulsed laser deposition of ZnO films // Eur. Phys. J. Appl. Phys. 2006. Vol. 34. P. 73–76.

10. **Yolanda Y. Villanueva, Da-Ren Liu, Pei Tzu Cheng.** Pulsed laser deposition of zinc oxide // Thin Solid Film. 2005. Vol. 501. P. 366–369.

11. **Singh J.** et al. Laser glazing of vacuum plasma spray coated NARloy-Z // Surface & coatings technology. 1996. Vol. 79. P. 35–49.

12. **Yongqiang Yang** et al. Multi-pass overlapping laser glazing of FeCrPC and CoNiSiB alloys // Thin Solid Films. 1998. Vol. 323. P. 199–202.

13. **Batista C.** et. al. Surface Laser-Glazing of Plasma-sprayed thermal barrier coatings // Applied Surface Science. 2005. Vol. 246. 677 p.

14. **Antler M., Drozdowicz M.H.** Wear and porosity of electrodeposited gold contacts: the effect oflaser glazing the substrate metal. Electrical Contacts. Proceedings of the Thirty Fifth Meeting of the IEEE Holm Conference on Volume, Issue, 18–20 Sep. 1989. P. 105–109.

15. **Robert A. Erck** et al. Laser Glazing of 1080 Steel Surface for Improved Tribological Properties. International Off-Highway & Powerplant Congress, March 2002. Las Vegas. NV, USA.

16. **Laser** Peening. Metal Improvement Company , 2004 (http://www.metalimprovement.com).

17. **Wampler Stephen.** Laser technology expected to produce major savings, reduced maintenance for commercial aircraft parts. Lawrence Livermore National Lab. News Release. January 22. 2004.

УДК 621.81

А.Л. Каменева, А.Ю. Клочков, Н.В. Пименова, М.Ф. Торсунов, Е.Г. Крохалева
(ГОУ ВПО "Пермский государственный технический университет")

Влияние технологических параметров электродугового испарения на температуру поверхности конденсации, фазовый состав, структуру и свойства пленок на основе ZrN

Установлены технологические параметры, непосредственно влияющие на температуру конденсации, фазовый состав, структуру и свойства пленок на основе ZrN, получаемых методом электродугового испарения. Проведение технологического процесса в соответствии с оптимальными технологическими параметрами позволило получить износостойкие пленки, позволяющие в сложных технологических условиях обрабатывать аустенитные стали, повысить стойкость инструмента из быстрорежущей стали в 1,7 раза и улучшить качество обработанной поверхности.

Ключевые слова: *режущий инструмент, повышение стойкости, электродуговое испарение, неравновесные условия, температура поверхности конденсации, фазовый состав, структура и свойства, пленки на основе ZrN.*

The influence of process parameters on the surface condensation temperature, phase composition, structure and properties of films based on ZrN have been installed. It has been found that wearproof films based on ZrN with required functionality may be obtained by vacuum-arc vaporization only within a narrow range of process parameters. The decreasing of wearing of a cutting tool in the part cutting from austenitic steel and improvement of machined surface quality has been reached.

Keywords: *cutting tool, raising of stability, arc spraying, condensation nonequilibrium, surface condensation temperature, phase composition, structure, properties, film based on ZrN.*

Введение

При резании в трении, с одной стороны, участвует постоянная поверхность *режущего инструмента* (РИ), с другой – непрерывно обновляющийся слой обрабатываемого материала. Последнее приводит к тому, что на определенный объем инструментального материала действует многократно изменяющаяся нагрузка, причем закономерности изменения нагрузки обусловлены характеристиками контакта. Увеличить сопротивляемость РИ износу в условиях знакопеременных напряжений и адгезионно-усталостных процессов возможно, применяя осаждение многослойных износостойких пленок (в дальнейшем пленок), которые разрушаются в основном в результате хрупкого отрыва, т.е. лучше сопротивляются разрушению в условиях усталости. За последние десятилетия исследователи достигли значительного повышения надежности изделий с пленками, получаемыми различными методами. Выяснены и устранены многие факторы, ухудшающие потенциальные возможности пленок, однако проблема стабилизации их свойств находится на стадии совершенствования. Для повышения эффективности упрочнения РИ, получения пленок с контролируемой структурой и стабильными свойствами проводят экспериментальные исследования условия формирования пленок для определения влияния технологических параметров на температуру поверхности конденсации, фазовый состав, структуру и свойства пленок, оптимизации технологического

процесса их получения. Формирование пленок на больших площадях подложек из инструментальных материалов возможно преимущественно ионно-плазменными методами. Комплексные структурные и механические исследования пленок, получаемых данными методами, показали, что для упрочнения инструментальных сталей и сплавов, работающих в сложных переменных температурно-динамических условиях, эффективно применение пленок на основе соединений тугоплавких металлов с высокой энергоемкостью. Известно, что чем выше энергоемкость соединения, тем выше его износостойкость при резании [1].

Цель данной работы – изучение температурных условий формирования пленок на основе ZrN методом *электродугового испарения* (ЭДИ); установление влияния технологических параметров на температуру поверхности конденсации, фазовый состав, структуру и свойства получаемых пленок и повышение эффективности обработки аустенитных сталей.

Методика проведения эксперимента

Для повышения эффективности обработки аустенитных сталей на поверхность режущего инструмента из быстрорежущей стали Р6М5 методом ЭДИ при различном сочетании технологических параметров осаждали износостойкую пленку на основе ZrN, обладающую высокой энергоемкостью.

Исследуемые пленки получали последовательным осаждением методом ЭДИ подслоя из Zr и пленки на основе ZrN. Пленки на основе ZrN формировали методом ЭДИ трех однокомпонентных мишеней из Zr в газовой смеси аргона и азота на тестовых образцах из быстрорежущей стали Р6М5 и аустенитной стали 12Х18Н10Т (размеры образцов 10×10×3 мм, 3×3×2 мм) на модернизированной установке УРМ3.279.048 с автоматическим управлением. Промышленные испытания упрочненных сверл проводили на ремонтном предприятии "Азотхимремонт" ОАО "Азот" (Березники).

Переменные технологические параметры процесса формирования пленок:

ток дуги 80, 90, 100 А; напряжение смещения 80, 100, 150, 200 и 250 В; дистанция подложка – источник плазмы (расстояние) 270, 300, 330 и 360 мм; соотношение содержания газов в газовой смеси (N_2/Ar) 90/10, 70/30, 50/50 и 30/70 %; давление газовой смеси 0,6, 0,8, 1,0, 1,2 и 1,4 Па.

Структуру и морфологические особенности формируемых пленок исследовали на атомно-силовом микроскопе "Наноскан", сканирующем туннельном микроскопе "Умка", металлографическом оптическом микроскопе EC METAM PB-21. Микротвердость композиции пленка–подложка определяли на микротвердомере ПМТ-3 четырехгранной алмазной пирамидой с нагрузкой на инденторе 50 г. Температуру поверхности конденсации в процессе ее осаждения на неподвижную подложку определяли с помощью инфракрасного бесконтактного пирометра "Термикс». Рентгеноструктурный анализ проводили на рентгеновском дифрактометре Shimadzu XRD-6000.

Влияние технологических параметров на температуру поверхности конденсации, фазовый состав, структуру и свойства пленок на основе ZrN

Температура упрочняемой поверхности РИ является одним из наиболее значимых параметров технологического процесса, с которым в первую очередь связаны адгезионная прочность, структура пленки, уровень остаточных напряжений и ее свойства. Известно, что температура поверхности конденсации отличается от температуры в объеме пленки [2]. По данным работы [3], разность температур составляет сотни градусов, время релаксации температуры – порядка 10^{-12} с.

Применение автоматизированного вакуумного оборудования для получения пленок методом ЭДИ позволило получить текстурированные пленки при достаточно низких температурах подложки. Однако представляло большой интерес изучение взаимосвязи фазового состава, структуры и свойств пленок, их ориентаций с изменениями температурных и технологических условий их осаждения.

Температуру поверхности конденсации определяли в процессе ионной очистки и осаждения подслоя Zr, технологические параметры процессов приведены в табл. 1, зависимость температуры исходной поверхности от продолжительности процессов подготовки поверхности перед осаждением пленки – на рис. 1, *а*.

Экспериментально установлено, что начальная температура $T_н$ поверхности конденсации с осажденным подслоем Zr составляет 613 К.

Температуру поверхности конденсации определяли каждые 10 мин в течение процесса осаждения $t_{пр}$ пленки. Микротвердость композиции пленка–подложка измеряли после завершения процесса осаждения пленки ($t_{пр}$ = 30 мин).

При исследовании влияния тока дуги на температурные условия формирования и микротвердость композиции пленка ZrN – подложка установили, что зависимость температуры поверхности конденсации от тока дуги и продолжительности процесса осаждения носит линейный характер. С увеличением продолжительности процесса осаждения пленки температура поверхности конденсации не только остается

Таблица 1

Технологические параметры процесса ионной очистки и осаждения подслоя Zr

Процесс	t, мин	$U_{см}$, В	p, Па	Дистанция подложка – источник плазмы, мм	$I_д$, А	$\nu_{вращ}$, об/мин	Газ	Окончательная температура, К
Ионная очистка	5	600	0,01	270	80	2,5	Ar	651
Осаждение подслоя	3	200	1,0					613

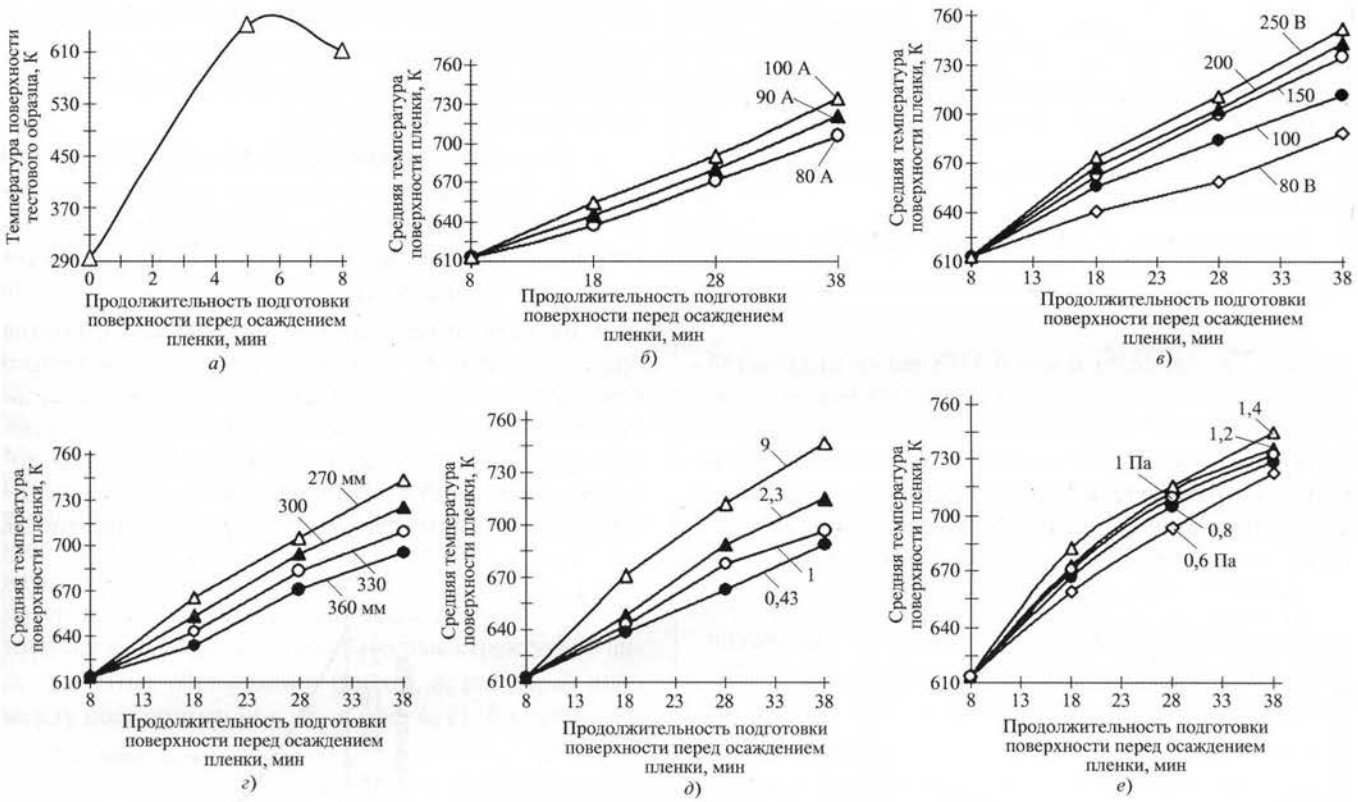


Рис. 1. Зависимость температуры поверхности конденсации от продолжительности процессов ионной очистки, осаждения подслоя Zr и пленки ZrN (*а*) при изменении тока дуги (*б*), напряжения смещения на подложке (*в*), дистанции подложка – источник плазмы (расстояния) (*г*), соотношения N_2/Ar (*д*) и давления газовой смеси (*е*)

постоянной, но и возрастает на 90...120 К. Совместное увеличение продолжительности процесса осаждения пленки и тока дуги приводит к увеличению скорости нагрева поверхности конденсации и микротвердости композиции пленка–подложка (табл. 2, рис. 1, *б*, 2, *а*).

Металлографическое исследование морфологических особенностей поверхности пленки на основе ZrN, полученной при токе дуги 100 А, $t_{пр}$ = 30 мин, на оптическом микроскопе ЕС МЕТАМ РВ-21 показало, что, несмотря на максимальную микротвердость композиции пленка–подложка 23,7 ГПа, на поверхности пленки присутствует большое количество капельной фазы (рис. 3, *а*). Ухудшение качества упрочняемой поверхности недопустимо для РИ, а максимальная температура ее нагрева до 734 К – для быстрорежущей матрицы. Установлено, что при токе дуги 80 и 90 А микротвердость композиции сформированных пленок и подложки, морфологические особенности поверхности пленки, размер и количество капельной фазы, фазовый состав и структура пленок на основе ZrN практически не отличаются. При указанных технологических условиях и расположении подложки в вертикальной плоскости, перпендикулярной потоку пленкообразующих частиц, формируется монофазная пленка ZrN с ГЦК решеткой сим-

Таблица 2

Технологические параметры процесса осаждения ($t_{пр}$), температура поверхности конденсации ($T_{п.к}$) и микротвердость (H_{μ}) композиции пленка–подложка (переменный технологический параметр – ток дуги)

$I_д$, А	L, мм	$T_{п.к}$, К, при $t_{пр}$, мин		
		10	20	30
				$V_{нагр}$, К/мин/H_{μ}, ГПа
100[в]	270	654	691	734/4,0/23,7
90[в]	270	645	680	721/3,6/21,6
80[в]	270	637	671	706/3,1/21,6
80[г]	273	625	653	690/2,6/11,4

[в, г] – вертикальная и горизонтальная плоскости расположения тестового образца.

Примечание. $T_н$ = 613 К, N_2/Ar = 90/10 %, p = 1,0 Па, $U_{см}$ = 200 В.

метрии $Fm-3m$ (225) и a = 0,4578 нм со столбчатой структурой и преимущественной ориентировкой по (111). На рис. 3, *б* представлены рентгеновские дифрактограммы (Cu K_{α}-излучение, рентгеновский дифрактометр Shimadzu XRD-600) пленок, в табл. 3 – положения дифракционных максимумов для фазового состава пленок ZrN на подложках из сплава Р6М5, расположенных в вертикальной плоскости, при $I_д$ равном 80 и 90 А.

Для уточнения полученных экспериментальных результатов дополнительно исследовали морфологические особенности пленок с помощью сканирующей зондовой микроскопии (рис. 4–6).

Результаты исследований морфологических особенностей пленок показали, что неравновесные условия ЭДИ и изменение одного из основных параметров данного метода приводят к высокой анизотропии скоростей формирования пленки по различным направлениям и, как следствие, формированию структурно неоднородных пленок:

• для пленок, сформированных при токах дуги 80 и 90 А, проявляется характерная особенность ионно-плазменных процессов – своеобразный "недостаток" материала для заполнения межстолбчатых пустот (рис. 4, *д*, рис. 5, *а*);

• на поверхности пленки столбчатого строения при токе дуги 90 А обнаружены полосы волокнистого строения с направленностью в плоскости, параллельной поверхности подложки (рис. 4, *а*, поз. *1–4*). Следует отметить, что поверхность светлых волокон покрыта дендритной структурой (рис. 4, *б*), шероховатость более темных волокон (а также и поверхность

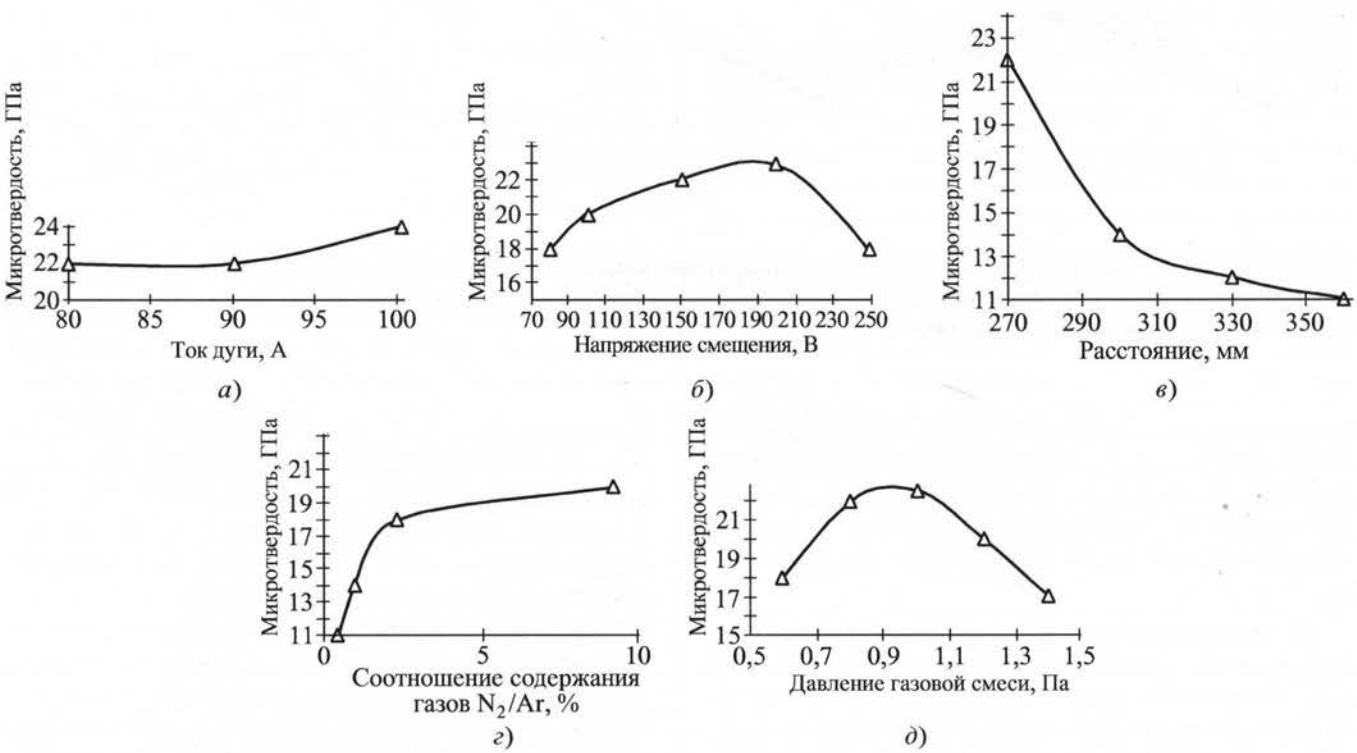


Рис. 2. Зависимость микротвердости композиции пленка ZrN–подложка от тока дуги (*а*), напряжения смещения на подложке (*б*), расстояния – дистанции подложка – источник плазмы (*в*), соотношения N_2/Ar (*г*) и давления газовой смеси (*д*)

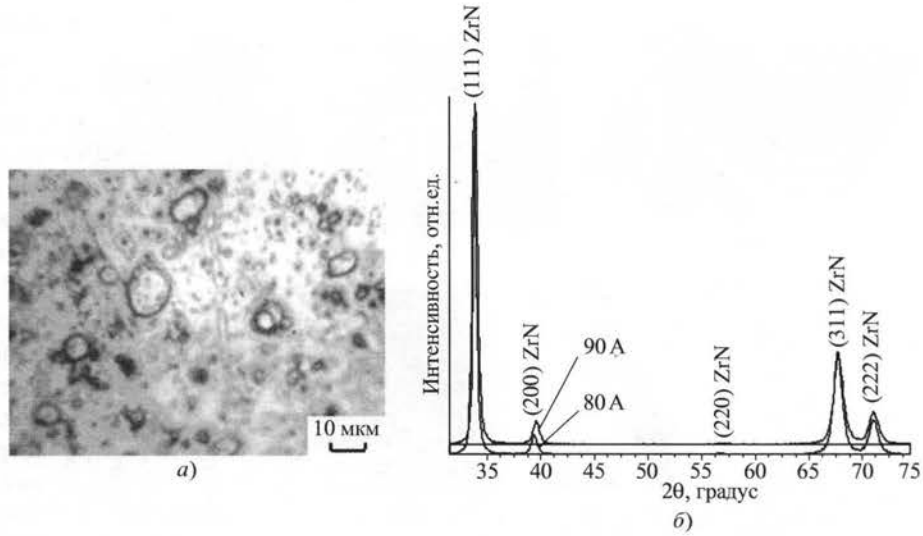


Рис. 3. Морфологические особенности поверхности пленки ZrN, полученной при $I_д$ = 100 А, (*а*) и рентгеновские дифрактограммы пленок ZrN (при $I_д$ = = 80 А, толщина пленки 15 мкм; $I_д$ = = 90 А, толщина пленки 18 мкм) (*б*)

межстолбчатых пустот) развивается до фрактальной геометрии (рис. 4, *в*, *г*);

• на большей части поверхности пленки (ток дуги 80 А) прослеживается объединение нанокристаллитов со столбчатой текстурой в ансамбли и сохранение когерентности границ (наночастиц) (рис. 5, *б*, рис. 6, *в*), а самих ансамблей – в макросистемы с некогерентными границами и нарушением сплошности в конечном итоге (рис. 5, *а*, рис. 6, *б*) [4]. На поверхности ансамблей нанокристаллитов также образуются неравновесные структуры в виде трубчатых образований (рис. 5, *в*, рис. 6, *д*) либо между последними (рис. 5, *г*, рис. 6, *е*). В случае расположения подложки в вертикальной плоскости, перпендикулярной потоку пленкообразующих частиц, и $I_д$ = 80 А на поверхности пленки обнаружены

Таблица 3

Положение дифракционных максимумов пленок на основе ZrN на подложках из Р6М5, расположенных в вертикальной плоскости

$I_д$, А	*p*, Па	2ϑ / Интенсивность, отн. ед.				
		(111)	(200)	(220)	(311)	(222)
80	1,0	33,95/100	39,55/6,8	56,92/0,3	67,70/26,2	70,95/9,4
90		33,80/100	39,35/5,8	56,78/0,3	67,65/30,0	71,00/10,2

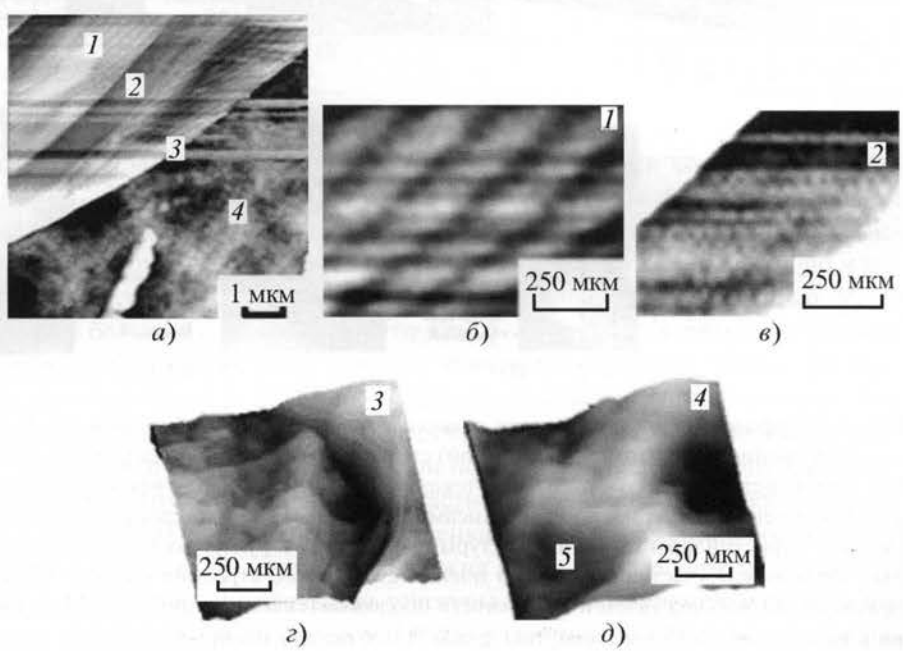


Рис. 4. Морфологические особенности поверхности пленки ZrN, полученной при $I_д$ = 90 А:
а – образование полос волокнистого строения с направленностью в плоскости, параллельной поверхности подложки, с дендритной (*б*) и фрактальной (*в*) поверхностной структурой; *г* – нарушение сплошности столбчатой структуры; *д* – образование фрактальной структуры на поверхности пустот (атомно-силовой микроскоп Наноскан, подложка расположена в вертикальной плоскости, перпендикулярной потоку пленкообразующих частиц)

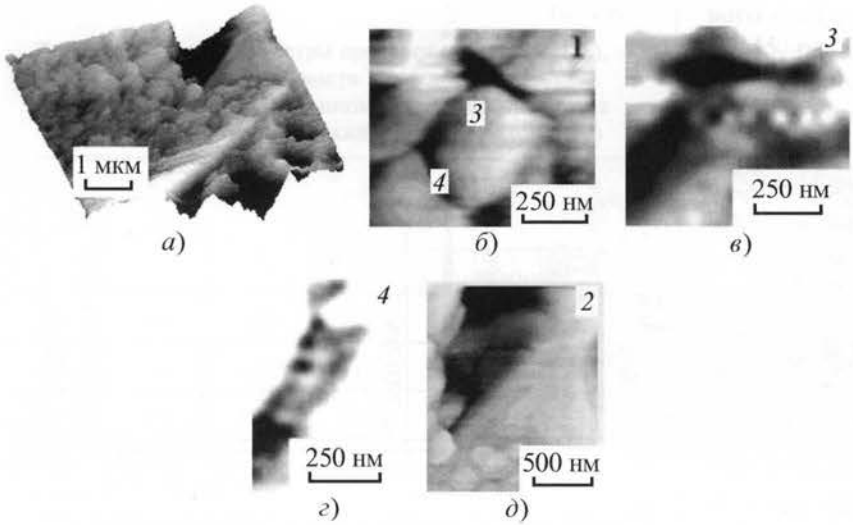


Рис. 5. Морфологические особенности поверхности пленки ZrN, полученной при $I_д$ = 80 А:
а – высокая анизотропия скоростей формирования пленки по различным направлениям; *б* – объединение нанокристаллитов со столбчатой текстурой в ансамбли и сохранение когерентности границ (наночастиц), образование трубчатых структур на поверхности столбчатой структуры (*в*) и в промежуточных зонах между участками плотной пленки столбчатого строения (*г*); *д* – твердотельное образование в виде конуса (атомно-силовой микроскоп Наноскан, подложка расположена в вертикальной плоскости, перпендикулярной потоку пленкообразующих частиц)

единичные твердотельные образования в виде конуса (рис. 5, *д*).

Для определения оптимального положения подложки относительно потока пленкообразующих частиц исследовали пленки на основе ZrN на тестовых образцах, расположенных в горизонтальной плоскости, которая составляла 2,5° относительно центральной оси потока пленкообразующих частиц. Технологические параметры процесса осаждения приведены в табл. 2. На рис. 7 представлены рентгеновские дифрактограммы пленок, в табл. 4 – положения дифракционных максимумов и фазовый состав пленок на основе ZrN на подложках из сплава Р6М5, расположенных в различных плоскостях ($I_д$ = 80 А, p = 1,0 Па).

С уменьшением температуры подложки (см. табл. 2) с 706 до 690 К и изменением положения подложки относительно потока пленкообразующих частиц путем перемещения подложки из вертикальной плоскости в горизонтальную увеличивается интенсивность

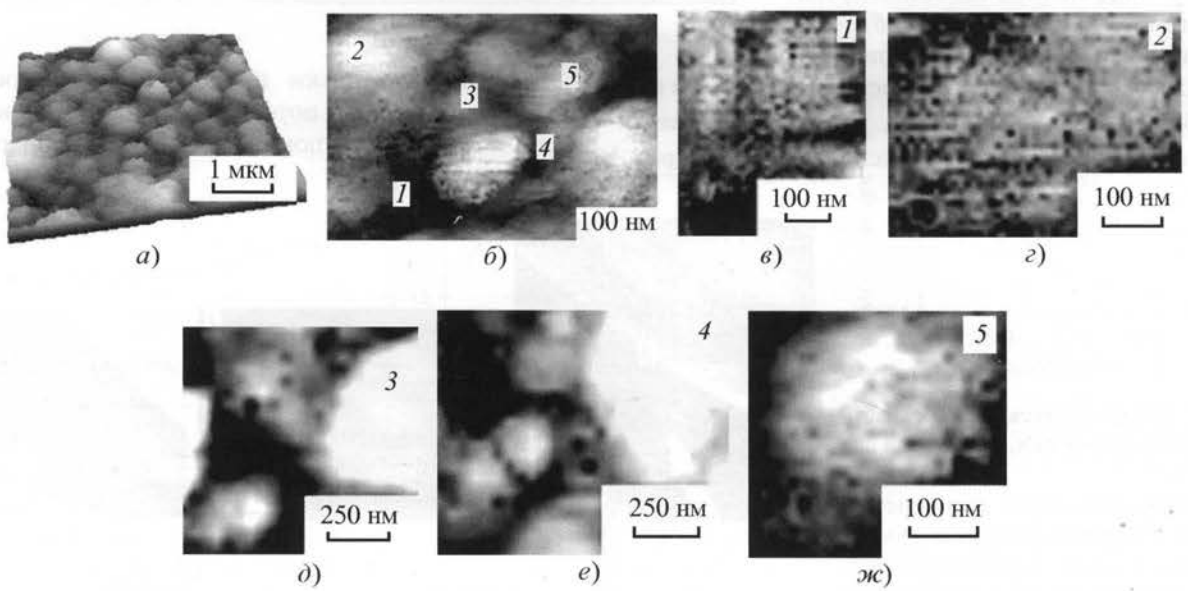


Рис. 6. Морфологические особенности поверхности пленки ZrN, полученной при $I_д$ = 80 А:
а – образование столбчатой (волокнистой) структуры с переменной шероховатостью поверхности; *б* – объединение ансамблей нанокристаллитов со столбчатой текстурой в макросистемы с некогерентными границами и нарушением сплошности; *в* – объединение нанокристаллитов в ансамбли с сохранением когерентности границ (наночастиц); *г* – образование поверхностной пористой фрактальной структуры и трубчатых структур на поверхности столбчатой структуры (*д*) и в промежуточных зонах между участками плотной пленки столбчатого строения (*г*); *ж* – образование ансамблей трубчатой структуры, ориентированной под углом к поверхности подложки (сканирующий туннельный микроскоп УМКА) (подложка расположена в горизонтальной плоскости, под углом 2,5° к потоку пленкообразующих частиц)

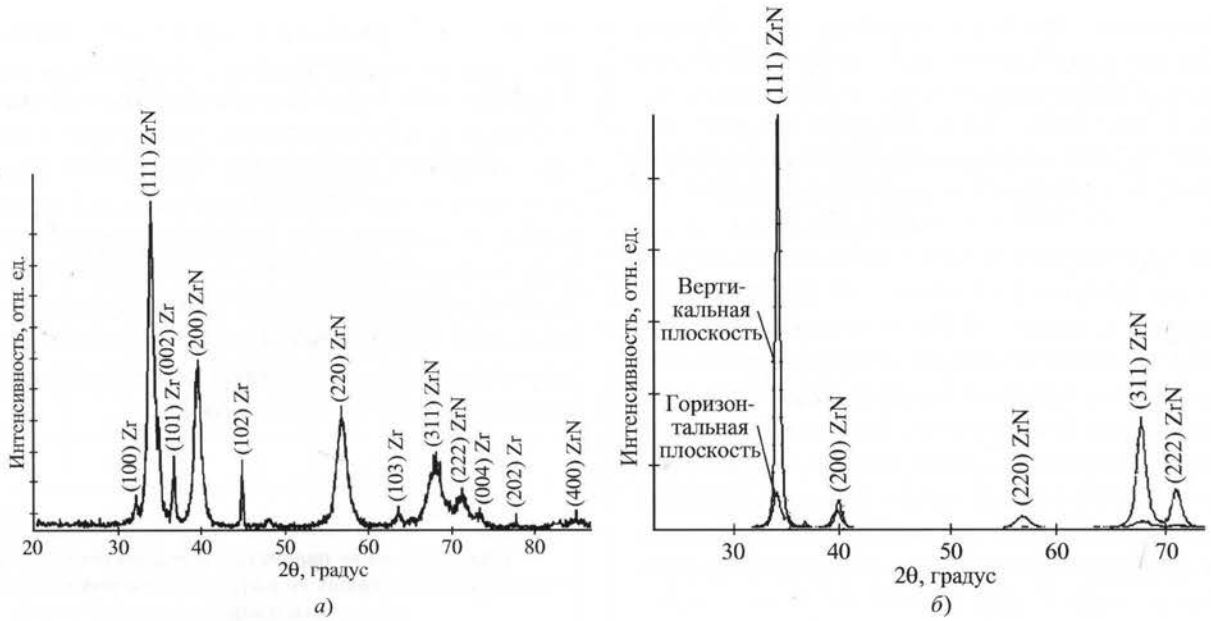


Рис. 7. Рентгеновская дифрактограмма пленки ZrN толщиной 10 мкм, полученной при $I_д$ = 80 А на подложке, расположенной в горизонтальной плоскости (*а*), и рентгеновские дифрактограммы пленок ZrN, полученных при $I_д$ = 80 А на подложках, расположенных в различных плоскостях

Таблица 4

Положение дифракционных максимумов и фазовый состав пленок на основе ZrN на подложках, расположенных в различных плоскостях

Плоскость расположения подложки	Фазовый состав	2θ / Интенсивность, отн. ед. / I_{111}/h, отн. ед./мкм						
		(111)	(200)	(220)	(311)	(222)	(400)	
Вертикальная	ZrN	33,95/100/5,6	39,55/6,8	56,92/0,3	67,70/26,2	70,95/9,4	–	
Горизонтальная	ZrN	33,85/100/10	39,50/47,5	56,77/36,9	67,85/21,1	71,20/9,6	84,64/3,2	
	Zr	(100)	(002)	(101)	(102)	(103)	(004)	(202)
		31,85/7,0	34,75/30,8	36,50/18,7	48,00/4,0	63,43/4,4	73,23/4,4	77,55/2,9

отражений (111) ZrN, приведенная к толщине пленки I_{111}/h с 5,6 до 10 отн.ед./мкм, что свидетельствует об изменении механизма формирования пленки. Установлено, что изменение положения подложки относительно потока пленкообразующих частиц вследствие двумерного механизма формирования и большой свободной энергии приводит к образованию пленки ZrN с плотноупакованной структурой, представляющей собой смесь фаз: ZrN с ГЦК решеткой симметрии $Fm-3m$ (225) и параметром решетки a = = 0,4578 нм и Zr с гексагональной решеткой с симметрией $P63/mmc$ (194) и параметрами a = 0,3232 нм и c = 0,5147 нм. Образование указанной структуры объясняется тем, что энтальпии обеих фаз мало отличаются [5].

Уменьшение микротвердости композиции пленка–подложка с 21,6 до 11,4 ГПа при горизонтальном расположении подложки объясняется не только увеличением дистанции и скорости осаждения, но и наличием фазы Zr с меньшей микротвердостью. Установлено, что при формировании пленок с наклонным потоком пленкообразующих частиц распределение структурных дефектов анизотропное. Ось текстуры, перпендикулярная поверхности пленки, получается при нормальном падении потока пленкообразующих частиц и отклонена при наклонном падении. Хотя пленка с четко выраженной волокнистой структурой должна иметь разные упругие константы вдоль оси текстуры и вдоль перпендикулярного направления, такие различия не могут объяснить на-

блюдаемую анизотропию напряжений. Анизотропия возникающих напряжений обусловлена совместным влиянием особенностей процесса зарождения и анизотропии процесса формирования пленки [6]. Анизотропия при наклонном напылении возникает вследствие анизотропии структурных дефектов, а не в результате волокнистой структуры [6].

При исследовании влияния напряжения смещения $U_{см}$ на подложке установили, что увеличение напряжения смещения до 200 В способствует увеличению микротвердости композиции пленка–подложка, скорости нагрева и максимальной температуры поверхности конденсации. Уменьшение микротвердости композиции пленка–подложка при напряжении смещения 250 В могло быть вызвано как отпуском аустенитной матрицы тестового образца, так и изменением структурного состояния осаждаемой пленки (табл. 5, рис. 1, *в* и 2, *б*).

При исследовании влияния дистанции (расстояния) источник плазмы – подложка L установили, что увеличение дистанции (расстояния) источник плазмы – подложка свыше оптимального значения 270 мм приводит к уменьшению как скорости нагрева, максимальной температуры поверхности конденсации, так и микротвердости композиции пленка–подложка, что вызвано снижением коэффициента использования испаряемого материала, скорости осаждения пленки и ее толщины, изменением условий зарождения и формирования пленок (табл. 6, рис. 1, *г* и 2, *в*).

При исследовании влияния соотношения газов газовой смеси результаты экспериментальных исследований (табл. 7, рис. 1, *д* и 2, *г*) показали, что уменьшение содержания азота в газовой смеси, как и в случае с увеличением дистанции источник плазмы–подложка, приводит к уменьшению как скорости нагрева, максимальной температуры поверхности конденсации, так и микротвердости композиции пленка–подложка. Микротвердость пленки непосредственно определяется концентрацией реакционного газа азота в газовой смеси и возрастает с увеличением содержания азота, так как поступление большего объема реакционного газа способствует более полному протеканию плазмохимических реакций.

Таблица 5

Технологические параметры процесса осаждения, температура поверхности конденсации и микротвердость композиции пленка–подложка (переменный технологический параметр – напряжение смещения на подложке)

$U_{см}$, В	$I_д$, А	L, мм	$T_{п.к}$, К, при $t_{пр}$, мин		
			10	20	30
					$v_{нагр}$, К/мин/H_μ, ГПа
80	80	270	641	659	688/2,5/18,0
100	90	270	656	684	712/3,3/19,6
150	90	270	663	699	735/4,1/21,6
200	90	270	668	703	743/4,3/23,0
250	90	270	674	711	752/4,6/12,4

Примечание – см. табл. 2.

Таблица 6

Технологические параметры процесса осаждения, температура поверхности конденсации и микротвердость композиции пленка–подложка (переменный технологический параметр – дистанция источник плазмы – подложка)

L, мм	$I_д$, А	$T_{п.к}$, К, при $t_{пр}$, мин		
		10	20	30
				$v_{нагр}$, К/мин/H_μ, ГПа
270	90	666	705	742/4,3/22,0
300	90	654	694	725/3,7/14,0
330	90	643	683	709/3,2/12,0
360	90	634	671	695/2,7/11,0

Примечание – см. табл. 2.

Таблица 7

Технологические параметры процесса осаждения, температура поверхности конденсации и микротвердость композиции пленка–подложка (переменный технологический параметр – соотношение содержания газов в газовой смеси)

N_2/Ar, %	L, мм	$I_д$, А	$U_{см}$, В	$T_{п.к}$, К, при $t_{пр}$, мин		
				10	20	30
						$v_{нагр}$, К/мин/H_μ, ГПа
90/10 = 9,0	270	90	200	671	712	747/4,5/19,6
70/30 = 2,3	270	90	200	648	689	715/3,4/18,0
50/50 = 1,0	270	90	200	643	678	697/2,8/14,2
30/70 = 0,43	270	90	200	639	663	689/2,5/10,7

Примечание. L = 270 мм, p = 1,0 Па, $U_{см}$ = 200 В, $T_н$ = 613 К.

Таблица 8

Технологические параметры процесса осаждения, температура поверхности конденсации и микротвердость композиции пленка–подложка (переменный технологический параметр – давление газовой смеси)

p, Па	$T_{п.к}$, К, при $t_{пр}$, мин		
	10	20	30
			$v_{нагр}$, К/мин/H_{μ}, ГПа
0,6	659	693	723/3,7/18,0
0,8	667	705	729/3,9/22,0
1,0	671	710	733/4,0/22,5
1,2	673	713	736/4,1/20,0
1,4	683	716	745/4,4/17,0

Примечание – см. табл. 7.

В табл. 8, на рис. 1, *е* и 2, *д* приведены результаты исследования влияния давления газовой смеси на температуру поверхности конденсации, фазовый состав, структуру и свойства пленок на основе ZrN.

Полученные результаты позволили заключить, что увеличение давления газовой смеси при соотношении газов N_2/Ar = 90/10 % способствует увеличению скорости нагрева и максимальной температуры поверхности конденсации. Давление газовой смеси с максимальным содержанием азота оказывает непосредственное влияние на микротвердость пленок ZrN в процессе их формирования. Зависимость микротвердости композиции пленка–подложка от давления газовой смеси носит экстремальный характер. Так, на рис. 2, *д* видно, что с увеличением давления до 1,0 Па микротвердость пленок возрастает, так как увеличение давления газовой смеси при максимальном содержании реакционного газа способствует повышению скорости протекания плазмохимических реакций. Однако при дальнейшем увеличении давления микротвердость пленки снижается, что обусловлено образованием пленок, имеющих в своем составе повышенную концентрацию химических элементов реакционного газа, что приводит к дефектности структуры формируемых пленок и снижению их микротвердости.

На основании многочисленных экспериментальных исследований установлено, что оптимальными технологическими параметрами для получения пленок с контролируемой структурой и свойствами являются соотношение газов в газовой смеси N_2/Ar = = 90/10 %, дистанция источник плазмы–подложка L = 270 мм, ток дуги $I_д$ = 90 А, напряжение смещения на подложке $U_{см}$ = 200 В, давление газовой смеси p = = 1,0 Па, что обеспечивает получение более равновесных и однофазных пленок на основе ZrN с микротвердостью 19,6...23,0 ГПа.

Определение эффективности обработки аустенитных сталей упрочненными сверлами из быстрорежущей стали Р6М5

Промышленные испытания упрочненных сверл проводили на ремонтном предприятии "Азотхимремонт" ОАО "Азот" (Березники) при различных режимах обработки на вертикально-фрезерном станке 6Р13 с целью определения экстремальных условий работы технологического инструмента из быстрорежущей стали (табл. 9) [7].

Установили, что нанесение пленок на основе ZrN при соблюдении оптимальных технологических параметров позволило увеличить стойкость режущего инструмента из быстрорежущей стали при обработке аустенитной стали 12Х18Н10Т в 1,7 раза и повысить качество обработанной поверхности.

Выводы

1. Для ионно-плазменных методов, в частности электродугового испарения, свойственны неравно-

Таблица 9

Результаты промышленных испытаний

Инструмент	Диаметр, мм	Материал инструмента	Скорость шпинделя, об/мин	Скорость подачи, об/мин	Обрабатываемый материал	Материал пленки	Качество обработки	Количество отверстий	Время обработки, мин	Скорость обработки, отв./мин	Характер стружки
Сверло	8	Р6М5	500	100	12Х18Н10Т	–	*Ra* 10	max 60	10	6	Элементная, рваные края
						Zr–ZrN	*Ra* 2,5	300	30	10	Сливная

весные условия и высокая анизотропия скоростей формирования по различным направлениям. Пленки, полученные данным методом, имеют различные структуры, характеризуемые размером поликристаллической фазы, фазовым составом и морфологией поверхности.

2. На ориентирование оси (111) текстуры пленок на основе ZrN влияет положение подложки относительно потока пленкообразующих частиц, на скорость осаждения и строение поликристаллической фазы – состав газовой смеси и парциальное давление ее активной составляющей, положение подложки относительно потока пленкообразующих частиц, дистанция подложка–источник плазмы, состояние (подвижная или неподвижная) подложки и ее размеры.

3. К технологическим параметрам, оказывающим непосредственное влияние на фазовый состав и свойства пленок на основе ZrN, получаемых методом электродугового испарения, относятся: температура подложки, температура конденсации, ток дуги, напряжение смещения на подложке, давление газовой смеси, соотношение реакционного и инертного газов в газовой смеси, дистанция подложка–источник плазмы.

4. Применение износостойких пленок на основе ZrN позволяет в сложных технологических условиях обрабатывать аустенитные стали, повышает стойкость инструмента из быстрорежущей стали в 1,7 раза и качество обработанной поверхности.

5. Увеличение сопротивляемости инструментального материала адгезионному изнашиванию при осаждении пленки на основе ZrN обусловлено снижением склонности структур быстрорежущей стали к взаимодействию с обрабатываемым материалом вследствие появления на его поверхности промежуточного тела (пленки), имеющего более устойчивые электронные конфигурации типа s^2p^6, повышением уровня энергетического порога, при котором невозможна адгезия инструментального материала с обрабатываемым из-за снижения касательных напряжений и температур.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Алиджанов Э.К., Гребенюк В.Ф., Рудаков В.И.** Сканирующая электронная микроскопия плазменных покрытий // Сб. докладов 6-й Международной конференции "Вакуумные технологии и оборудование". Харьков, 2003. С. 155–158.

2. **Бобров Г.В., Ильин А.А.** Нанесение неорганических покрытий (теория, технология, оборудование). М.: Интермет Инжиниринг, 2004. 624 с.

3. **Барвинок В.А., В.И. Богданович.** Физические основы и математическое моделирование процессов вакуумного ионно-плазменного напыления. М.: Машиностроение, 1999. 309 с.

4. **Белянин А.Ф., Самойлович М.И.** Пленки алмаза и алмазоподобных материалов: формирование, строение и применение в электронике // Высокие технологии в промышленности России (материалы и устройства электронной техники). Монографический сборник. М.: ОАО ЦНИТИ "Техномаш", 2003. С. 19–110.

5. **Физика** тонких пленок / под ред. Г. Хасса, Р.Э. Туна; пер. с англ. / под ред. М.И. Елинсона, В.Б. Сандомирского. М.: Мир, Т. I. 1967. 396 с.

6. **Физика** тонких пленок / под ред. Г. Хасса, Р.Э. Туна; пер. с англ. / под ред. М.И. Елинсона, В.Б. Сандомирского. М.: Мир, Т. II. 1967. 396 с.

7. **Каменева А.Л., Трофимова Л.А., Оборин А.П., Ужегов П.А., Трофимов Е.Г.** Экспериментальное изучение свойств упрочняющих тонкопленочных покрытий на основе различных нитридов // Молодежная наука Верхнекамья. Материалы 2-й Региональной конференции. Березники: ПГТУ, 2005. С. 67–71.

Уважаемые читатели!

Продолжается подписка

на научно-технический и производственный журнал

"УПРОЧНЯЮЩИЕ ТЕХНОЛОГИИ И ПОКРЫТИЯ"

Подписные индексы по каталогам:

"Роспечать" – **85159**, "Пресса России" – **39269**, "Почта России" – **60252.**

Подписку на журнал можно оформить с любого номера в любом отделении связи или непосредственно в издательстве по адресу:

Россия, 107076, Москва, Стромынский пер., д. 4,

ООО "Издательство Машиностроение",

редакция журнала "Упрочняющие технологии и покрытия".

Тел.: (499) 268-40-77. Факс (499) 269-47-98.

E-mail: utp@mashin.ru. http://www.mashin.ru

В.Ю. Фоминский, Р.И. Романов *(МИФИ),*
А.Г. Гнедовец *(Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН),*
В.Е. Кошманов *(НПП "Альфа-Диагностика")*

Импульсное лазерное осаждение тонкопленочных покрытий с применением капельной заслонки

Разработана двухмерная компьютерная модель разлета и осаждения лазерно-инициированного потока атомов в камере, содержащей дисковую заслонку для улавливания капельной фракции. Модель позволяет варьировать состав и давление газовой среды, рассеивающей атомарный поток в теневую область, проводить расчет важных параметров осаждаемого потока атомов на различных участках поверхности основы. Результаты моделирования использованы для объяснения особенностей экспериментально выявленного структурообразования покрытий WSe_x, сформированных импульсным лазерным осаждением с применением заслонки.

Ключевые слова: *импульсное лазерное осаждение, капли, наноструктура, компьютерное моделирование, диселенид вольфрама.*

A two-dimensional computer model of expansion and deposition of the laser-initiated flow of atoms in the camera containing a disk shutter for the catching of the droplet fraction is developed. The model makes it possible to vary composition and pressure of the gaseous medium which scatters the atomic flow into the shadowed region, and to conduct the calculations of the important parameters of the deposited flux of atoms in different sections of the surface of the substrate. The results of simulation are used for explaining the special features of the experimentally revealed structure of WSe_x coatings formed by pulsed laser deposition with the application of the shutter.

Keywords: *pulsed laser deposition, drops, nanostructure, computer simulation techque, diselenide tungsten.*

Введение

Воздействие интенсивного импульсного лазерного излучения на твердотельные материалы вызывает формирование плазменно-парового потока вещества мишени – эрозионного факела. Осаждение такого потока на поверхность основы позволяет наносить различные по химическому составу покрытия, для достижения качественных свойств которых, как правило, требуется оптимизация режимов лазерного воздействия на мишень и условий осаждения лазерно-инициированного потока вещества. В общем случае следует проводить выбор длины волны лазерного излучения, интенсивности лазерного облучения мишени, условий разлета факела от мишени до основы (варьирование состава и давления газовой среды), температуры основы. Наиболее сложной является проблема исключения влияния капельной фракции на структуру и свойства формируемых покрытий. Причина образования капель, разлетающихся из области лазерного воздействия на мишень, заключается в физических особенностях процесса нагрева и испарения материала мишени интенсивным импульсным световым пучком. Неустойчивость плоской фазовой границы между расплавом и паром, конвективные процессы в жидкой фазе, расплескивание расплава под воздействием паровой фазы высокого давления, взрывное вскипание жидкой фазы, неравномерный нагрев материала в пятне фокусировки могут вызывать образование капель сферической формы. Размер капель и их количество зависят от свойств материала мишени и режимов лазерного воздействия.

При формировании некоторых покрытий, например твердосмазочных покрытий из дихалькогенидов переходных металлов методом импульсного лазерного осаждения, капельная фракция может существенно влиять на структурообразование покрытий. В работе [1] установлено, что относительно тонкие покрытия MoS_x (толщиной до 0,5 мкм) обладали достаточно плотной однородной структурой, в которую были внедрены отдельные сферические частицы диаметром 0,1...0,5 мкм. При нанесении более толстых покрытий накопление сферических частиц вызывало формирование пористой структуры. Концентрация сферических частиц зависела от интенсивности лазерного облучения мишени. Снижение плотности энергии излучения в результате расфокусировки лазерного луча позволяло существенно снизить влияние таких частиц на структурообразование покрытий MoS_x. В работе [2] исследовали покрытия WSe_x толщиной 0,75 мкм, полученные при комнатной температуре методом импульсного лазерного осаждения в вакууме. Эти покрытия имели плотную аморфную структуру, содержащую сферические частицы диаметром 0,2...0,3 мкм. Химический состав частиц совпадал с химическим составом окружающей их матрицы. Исследования трибологических свойств покрытий, содержащих в своей структуре субмикронные частицы, показали, что они обладали достаточно хорошими антифрикционными свойст-

вами. Явного негативного эффекта от частиц не было выявлено.

Следует, однако, отметить, что наличие капельной фракции субмикронных размеров в лазерном эрозионном факеле может оказаться серьезным препятствием для применения лазерного метода в нанотехнологии при решении проблемы формирования наноструктурированных покрытий, состоящих из слоев и фаз нанометровых размеров. Один из возможных способов получения покрытий без капель может заключаться в установке заслонки на пути разлета лазерного факела (противокапельного экрана). В этом случае в теневой области возможно осаждение только атомного потока, огибающего препятствие вследствие взаимных столкновений или столкновений с молекулами газа, которым заполняется камера. Возможности такой методики импульсного лазерного осаждения тонкопленочных покрытий к настоящему времени исследованы недостаточно.

Необходимо оценить эффективность улавливания капельной фракции заслонкой и исследовать особенности процессов осаждения атомарного потока в "теневой" области (за заслонкой) в вакууме и газовой среде различной природы и давления.

Цель данной работы – разработка компьютерной модели, описывающей динамику и осаждение на пластину лазерно-инициированного потока атомов в камере, в которой на определенном расстоянии от мишени по оси разлета факела установлен круглый диск заданного диаметра. Рассмотрены особенности осаждения покрытия WSe_x в вакууме и в аргоне при свободном разлете и с применением заслонки. Результаты моделирования использованы для объяснения результатов экспериментальных исследований структуры тонкопленочных покрытий WSe_x, полученных импульсным лазерным осаждением в различных условиях.

Физическая и компьютерная модели импульсного лазерного осаждения с заслонкой

При импульсном лазерном осаждении тонкопленочных покрытий лазерным лучом *1* в вакуумной камере *2* с применением заслонки *4* ее устанавливают на пути разлета эрозионного факела на определенном расстоянии *l* от мишени *5* (рис. 1). Основание (пластина) *3* располагается на расстоянии *L* от мишени. Капли, образующиеся при импульсном лазерном воздействии на мишень, разлетаются в основном по прямолинейным траекториям и осаждаются на заслонке. За заслонку могут залетать только атомы, которые рассеиваются на достаточно большие углы в столкновениях с такими же атомами эрозионного факела и/или в столкновениях с молекулами газа. Состав и

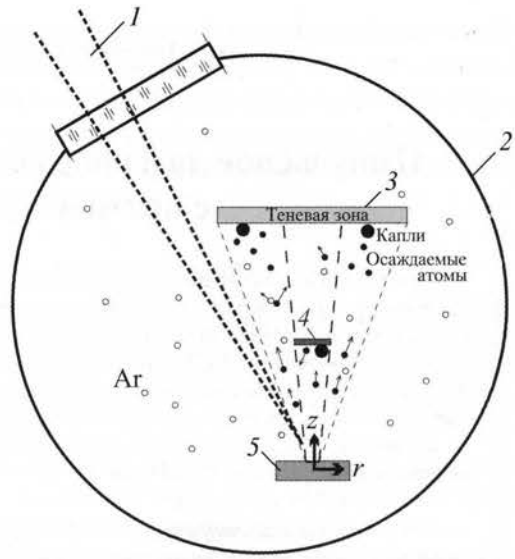


Рис. 1. Общая схема импульсного лазерного осаждения тонкопленочных покрытий с использованием заслонки для улавливания капельной фракции из потока вещества, образовавшегося при воздействии импульсного лазерного излучения на мишень

давление газовой среды варьируют таким образом, чтобы достигнуть требуемого потока атомов в теневую область, площадь которой зависит от диаметра *d* заслонки, а также параметров *l* и *L*. Покрытие, образующееся на основании, имеет определенную структуру и толщину, которые в общем случае зависят от расстояния (радиуса) *r* от центра основы.

Плотность лазерного эрозионного факела, состоящего из атомов испаряемого материала и движущегося от мишени к подложке (пластине), быстро убывает со временем в результате его пространственного расширения. Поэтому процесс импульсного лазерного испарения (абляции) вещества мишени в разреженную атмосферу окружающего газа можно рассматривать как двухстадийный [3, 4].

Этими двумя основными стадиями являются:

– начальная стадия разлета, когда столкновения между испаренными атомами доминирующие, а влиянием газовой атмосферы можно пренебречь;

– стадия дальнейшего расширения лазерного эрозионного факела в окружающий газ, когда столкновения испаренных атомов между собой становятся редкими и их можно не учитывать, а их столкновения с атомами буферного газа играют основную роль в динамике распространения факела.

Расчеты [3] показывают, что при наносекундном лазерном воздействии столкновениями между испаренными атомами можно пренебречь на расстояниях от мишени порядка $l_0 \sim 50\ u\tau$, где u – массовая ско-

рость эрозионного потока; τ – длительность импульса лазерного излучения. Для характерных параметров рассматриваемого процесса – $u \sim 10^6$ см/с и $\tau \sim 10$ нс – это расстояние составляет $l_0 \sim 0{,}5$ см, что гораздо меньше размеров промежутка мишень–пластина $L = 5{,}5$ см. Таким образом, при импульсном наносекундном лазерном осаждении покрытий в разреженной газовой атмосфере основными процессами, определяющими динамику распространения эрозионного факела, являются столкновения испаренных атомов с атомами инертного газа.

Компьютерное моделирование разлета лазерного эрозионного факела основано на одном из вариантов метода прямого статистического моделирования Монте-Карло ПСММК (DSMC – Direct Simulation Monte Carlo), в котором рассматривают только столкновения атомов испаренного вещества с атомами газа, а столкновения атомов пара между собой не учитывают. Используемая в расчетах модель подробно описана в работе [5].

При вычислениях непрерывно отслеживают движение и моделируют столкновения с атомами газа каждой "компьютерной" частицы, представляющей атомы испаренного вещества. Задачу рассматривают в постановке 2D3V, т.е. используют три компонента скоростей частиц и только две пространственные координаты, что возможно вследствие осевой симметрии течения. Алгоритм компьютерных расчетов следующий:

– инициализация программы и ввод исходных данных: физических постоянных, геометрических размеров установки, начальных условий и др.;

– перемещение компьютерных частиц в пространстве в соответствии с уравнениями движения на временном шаге Δt;

– определение вероятности столкновений на длине пробега $v\Delta t$;

– моделирование всех возможных столкновений и определение новых скоростей v компьютерных частиц.

Приведенные шаги циклически повторяют до тех пор пока большинство частиц (~90 %) не покинут область моделирования.

В расчетах моделировали движение $\sim 10^7$ компьютерных частиц. Шаг по времени составлял $\Delta t \sim 10^{-7}$ с. Траекторию движения частиц отслеживали в пространстве непрерывно, а для вывода макроскопических характеристик течения, например плотности атомов, использовали пространственную сетку 200×200 ячеек при геометрическом размере $L \times L = 5{,}5 \times 5{,}5$ см^2 области моделирования между мишенью и пластиной. При моделировании случайных процессов (столкновений, задания распределений частиц по скоростям и др.) применяли метод исключения (Acceptance-Rejection), для описания столкновений использовали модель молекул – изменяемых твердых сфер ИТС (VHS – Variable Hard Sphere).

Круговую заслонку считали идеально поглощающей. Атомы, попадающие на заслонку или пластину, а также покидающие область моделирования, исключали из дальнейших вычислений.

При выполнении программы выводили данные о пространственном распределении плотности испаренного вещества в лазерном факеле, потоках осаждаемого вещества на поверхность пластины, энергетическом и угловом распределениях осаждаемых атомов.

При выборе начальных условий для компьютерной модели учитывали результаты экспериментальных исследований скоростных распределений атомов, проведенных в работе [5]. В этой работе установлено, что в потоке осаждаемых атомов от мишени WSe_2 можно выделить низко-, средне- и высокоскоростную составляющую. Вклад среднескоростной составляющей в общем потоке был доминирующим. Поэтому проводили моделирование разлета и осаждения потока атомов W и Se со следующими параметрами: температура пара $T \sim 10^5$ °C, массовые скорости потоков атомов вольфрама и селена $u_W = 0{,}7 \cdot 10^6$ см/с, $u_{Se} = 1{,}1 \cdot 10^6$ см/с. Плотность пара принимали равной $5 \cdot 10^{14}$ атомов/см^3. Соотношение атомных концентраций Se и W x = Se/W в потоке сразу после импульсного испарения принимали равным соотношению в мишени, которое составляло $x = 2$. Рассмотрены случаи осаждения в вакууме и аргоне. Сечения рассеяния атомов W и Se на атомах аргона задавали согласно данным работы [5]. Параметры d, l и L выбирали с учетом реально реализуемых в эксперименте условий осаждения: $d = 0{,}8$ см, $l = 2$ см, $L = 5{,}5$ см.

Моделирование процессов разлета атомов W и Se в аргоне показало, что эти атомы начинали достаточно эффективно залетать в теневую область при давлении аргона 2 Па. На рис. 2 и 3 приведены характерные результаты моделирования динамики потока атомов лазерного факела от мишени WSe_2 в различных условиях. Пространственное распределение плотности атомов W $N_W(r, z)$ и Se $N_{Se}(r, z)$ при осаждении покрытия в аргоне при давлении 2 Па с использованием заслонки в момент времени $t = 8$ мкс приведено на рис. 2. Рис. 3 иллюстрирует изменение во времени суммарной плотности $N(r, z)$ атомов W и Se в лазерном факеле при его свободном разлете в вакууме и аргоне, а также в аргоне при использовании заслонки. На каждом кадре рис. 3 оттенки серого цвета подобраны таким образом, что максимальной плотности атомов в указанный момент времени соответствует белый

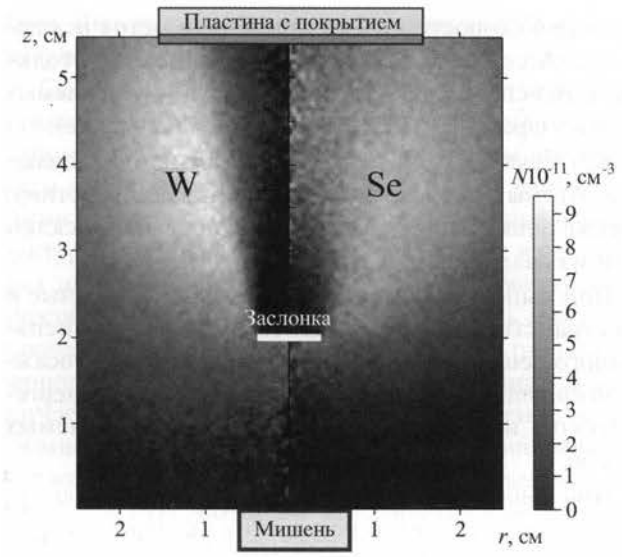


Рис. 2. Модельное распределение плотности атомов W и Se в лазерном факеле, на пути разлета которого установлена заслонка (оттенки серого цвета характеризуют распределение плотности атомов W (слева) и Se (справа) в момент времени 8 мкс после лазерного воздействия на мишень WSe_2)

цвет, а минимальной – черный. Следует обратить внимание на то, что максимальная плотность атомов уменьшается во время разлета факела (от $5 \cdot 10^{14}$ до 10^{11} атомов/см^3).

Разработанная модель позволяет проводить численные расчеты динамических характеристик потока атомов в различных условиях его разлета. Так, установлено, что потоки атомов Se и W в центре теневой зоны заметно различаются. В результате в центре пластины ($r = 0$) концентрация Se оказалась заметно выше стехиометрической $x \sim 9$ (рис. 4). При удалении от центра значение x достаточно быстро уменьшалось, приблизившись к стехиометрическому значению при $r = 0{,}8$ см. Следует учесть, что формируемый в реальных условиях химический состав покрытия WSe_x существенно зависит от ряда сопутствующих процессов, таких как селективное распыление и десорбция Se. Эти процессы могут существенно снизить концентрацию Se в покрытии, создаваемом в центре теневой зоны.

Анализ расчетных энергетических распределений для осаждаемых потоков показал, что при беспрепятственном разлете факела газ вызывал заметное "торможение" потока атомов, проявляющееся в смещении максимума энергетического распределения атомов W и Se в низкоэнергетическую область (рис. 5). При осаждении потока атомов в теневой области кинетическая энергия атомов в рассеянном потоке была существенно ниже, чем в потоке, беспрепятственно разлетающемся при таких же условиях. Однако осаждающиеся атомы сохраняли достаточно высокую энергию, существенно превышающую энергию атомов при ионно-плазменном (магнетронном) осаждении [6]. В модельном потоке энергия атомов, падающих на пластину, достигала нескольких десятков электрон-вольт. В результате сохраняется предпосылка формирования достаточно плотной структуры покрытий в теневой области.

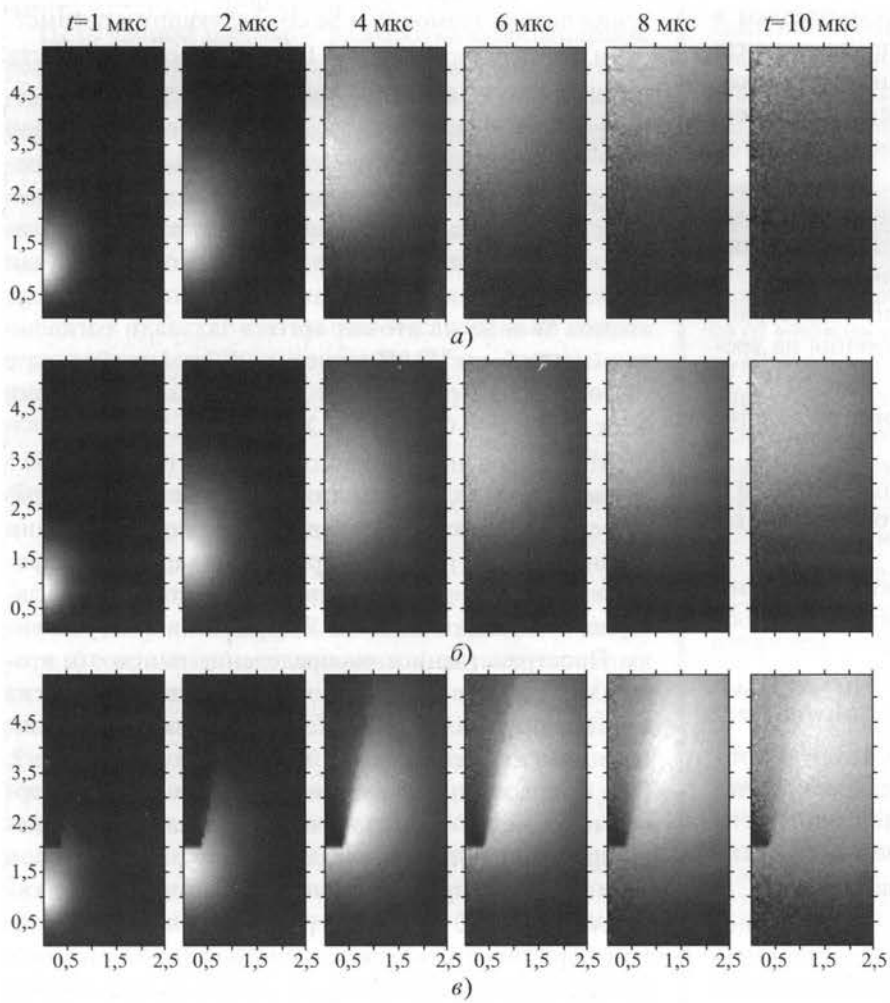


Рис. 3. Моделирование разлета лазерного эрозионного факела при импульсном лазерном осаждении покрытия WSe_x в вакууме (*а*), аргоне при давлении 2 Па (*б*) и аргоне при давлении 2 Па с применением заслонки (*в*)

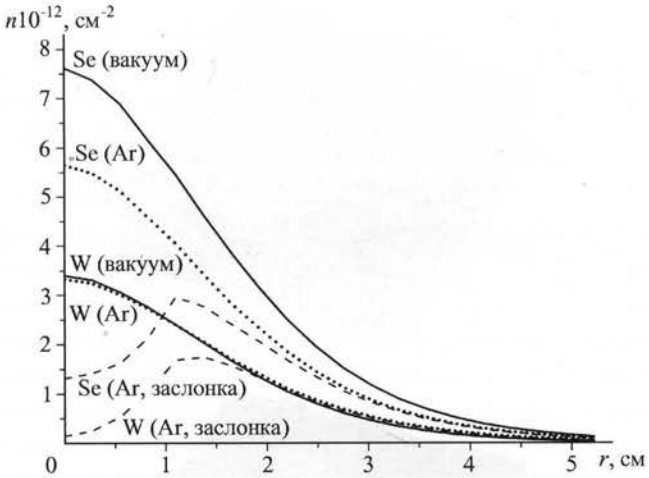


Рис. 4. Расчетные плотности потоков атомов W и Se, падающих на поверхность пластины за один импульс осаждения покрытия WSe_x в вакууме и аргоне без применения заслонки и в аргоне за заслонкой

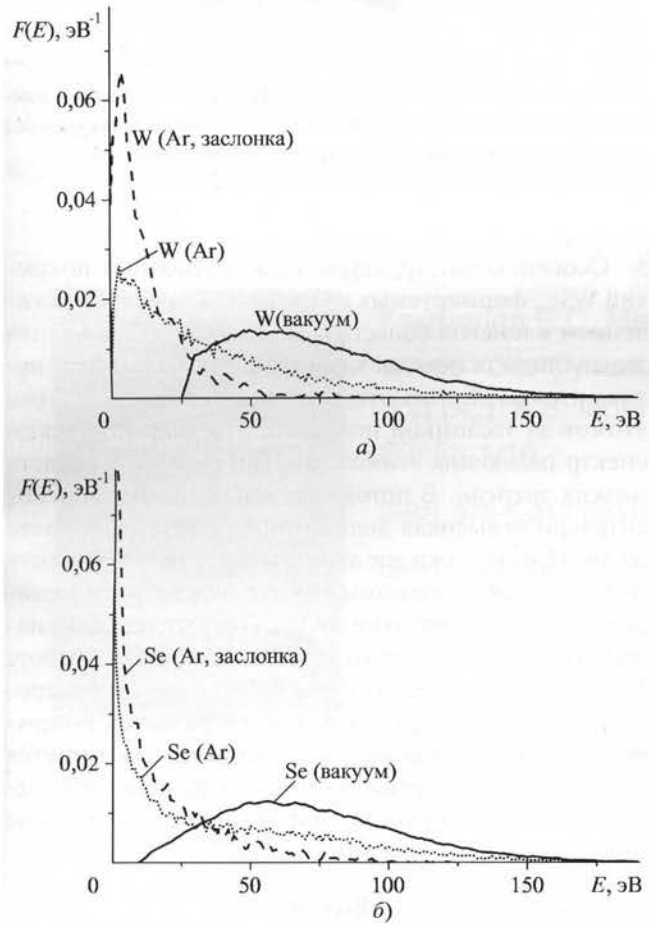


Рис. 5. Расчетные энергетические спектры атомов W (*а*) и Se (*б*), осаждающихся в центре пластины при нанесении покрытий WSe_x в вакууме и аргоне без применения заслонки и в аргоне за заслонкой

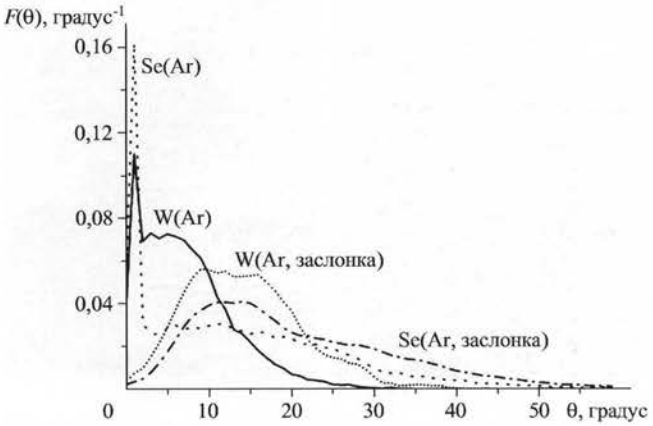


Рис. 6. Расчетные угловые распределения осаждаемых атомов W и Se при нанесении покрытий WSe_x в аргоне без применения заслонки и в аргоне за заслонкой (угол отсчитывается от нормали к поверхности)

Моделирование также показало, что при осаждении в теневой области наряду с заметным понижением энергии атомов существенно расширялась диаграмма их распределения по углам падения на поверхность пластины (рис. 6). За заслонкой атомы падают преимущественно под некоторым углом к нормали. Характерный диапазон углов отклонения от нормали составлял 10...20°. Часть атомов, особенно атомов Se, осаждалась при больших углах отклонения, превышающих 45°. В таких условиях создаются предпосылки для формирования относительно развитого рельефа на поверхности покрытия.

Экспериментальное исследование особенностей импульсного лазерного осаждения покрытий с применением заслонки

Для изучения влияния условий осаждения на структурообразование покрытий из диселенида вольфрама создавали относительно тонкие слои толщиной до 50 нм WSe_x. Пленки WSe_x наносили на кристаллы NaCl при комнатной температуре (18...20 °С). Затем пленки высаживали на металлические сетки и исследовали методами *просвечивающей электронной микроскопии* (ПЭМ) и *микродифракции* (МД). Исследования поверхностной плотности частиц микронных и субмикронных размеров в покрытиях WSe_x показали, что относительно крупные частицы практически отсутствовали в покрытиях, независимо от способа нанесения. Характерный размер обнаруженных в редких случаях крупных частиц составлял примерно 0,2 мкм.

Наибольшее влияние на структуру тонкопленочных покрытий оказывали частицы, размер которых не превышал 50 нм. На рис. 7 представлены ПЭМ- и

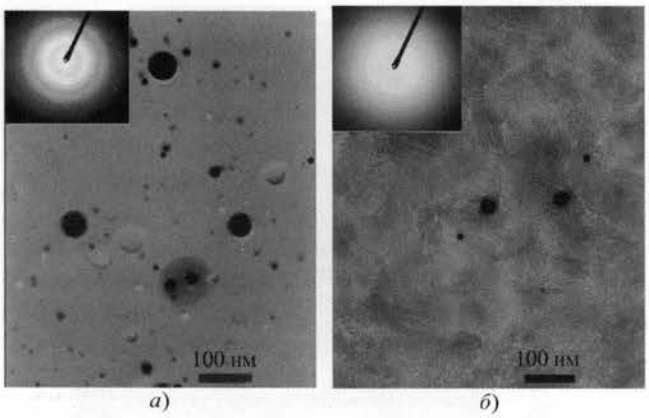


Рис. 7. ПЭМ- и МД-изображения тонких пленок WSe_x, осажденных в вакууме без применения заслонки (*а*) и в аргоне за заслонкой (*б*)

МД-изображения пленок WSe_x, осажденных различными способами. Пленки, полученные без использования заслонки, обладали структурой, состоящей из аморфной матрицы и наноразмерных включений округлой формы. Диаметр частиц изменялся в диапазоне от 5 до 50 нм. Поверхностная плотность частиц превышала 500 мкм$^{-2}$. Структура частицы в основном монокристаллическая. Обнаружены частицы WSe_2 и β-W.

Структуру пленок, осажденных в теневой области за заслонкой, можно охарактеризовать как квазиаморфную. Картина микродифракции состояла из достаточно большого числа сильно размытых кольцевых рефлексов. Поверхностная плотность округлых частиц, выделявшихся относительно темным контрастом на ПЭМ-изображении, не превышала 20 мкм$^{-2}$. Такие частицы могли залетать в теневую область в результате многократного отражения от конструктивных элементов камеры осаждения, а также взаимных столкновений при разлете факела. Контраст ПЭМ-изображения этих пленок (рис. 7, *б*) состоял из сложных по форме фрагментов, имеющих различные оттенки и размеры ~50 нм. Он заметно отличался от однородного контраста аморфной матрицы пленок, осажденных без использования заслонки (рис. 7, *а*).

Рис. 8 иллюстрирует результаты компьютерной обработки ПЭМ-изображений. Компьютерные модели позволяли связать различия в контрасте изображений с различием топографии пленок, полученных без и с применением заслонки. Следует отметить, что представленные на рис. 7 результаты имеют качественный характер, так как сложно достаточно точно определить масштаб по нормали к поверхности пленки. Однако они позволяют наглядно представить влияние условий осаждения покрытий на их рельеф.

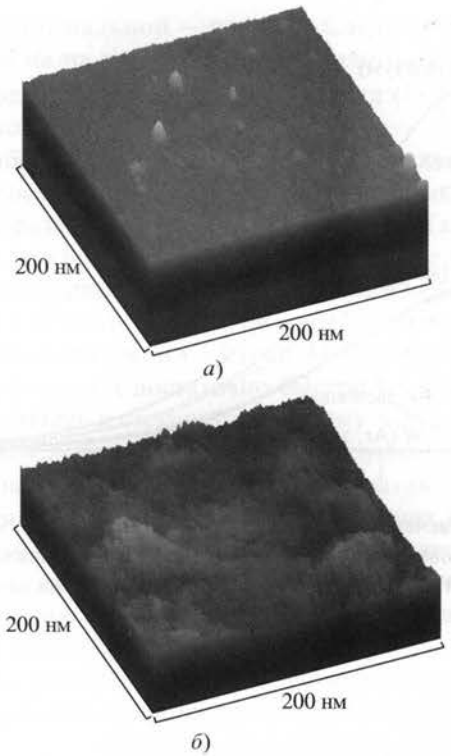


Рис. 8. Полученные по результатам ПЭМ-исследований компьютерные модели покрытий WSe_x, осажденных в вакууме без применения заслонки (*а*) и в аргоне за заслонкой (*б*)

Особенности структуры тонкопленочных покрытий WSe_x, формируемых импульсным лазерным осаждением в теневой области за заслонкой, объясняются изменением основных характеристик падающего потока атомов. Компьютерное моделирование потока атомов за заслонкой показало, что энергетический спектр падающих атомов заметно смещен в область низких энергий. В потоке атомов сохраняется относительно невысокая доля атомов с энергиями более 10 эВ. Практически все атомы падают на поверхность под достаточно большим углом к нормали. Моделирование роста покрытий при различных условиях падения атомов на поверхность, проведенное в работе [7], показало, что в этих условиях может доминировать рост покрытия с относительно развитой поверхностью. Сглаживание поверхности достигается повышением энергии частиц до уровня, обеспечивающего достаточно эффективное распыление поверхности растущего покрытия.

Выводы

1. При импульсном лазерном осаждении покрытий из диселенида вольфрама установка заслонки на пути разлета лазерно-инициированного потока вещества позволяет существенно снизить поток микро-,

субмикро- и наноразмерных частиц в теневую область. Для повышения эффективности рассеяния атомарного потока в теневую область за заслонку можно использовать инертный газ – аргон.

2. Компьютерное моделирование разлета лазерно-инициированного потока атомов из мишени WSe_2 показало, что за заслонкой может существенно изменяться химический состав осаждаемого потока, а также энергетический спектр и угловая диаграмма падающих на поверхность атомов. Реализуются условия для формирования менее плотной структуры и более развитого рельефа, чем в случае осаждения без применения заслонки. Теоретический прогноз подтверждается результатами экспериментальных исследований тонкопленочных покрытий WSe_x, полученных импульсным лазерным осаждением без и с применением заслонки.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Walck S.D., Zabinski J.S., Donley M.S., Bultman J.E.** Evolution of surface topography in pulsed-laser-deposited thin films of MoS_2 // Surface and Coatings Technology. 1993. Vol. 62. P. 412–416.

2. **Shtansky D.V., Lobova T.A., Fominski V.Yu., Kulinich S.A., Lyasotsky I.V., Petrzhik M.I., Levashov E.A., Moore J.J.** Structure and wear behavior of WSe_x, WSe_x/TiN, WSe_x/TiCN and WSe_x/TiSiN coatings // Surface and Coatings Technology. 2004. Vol. 183. P. 328–336.

3. **Itina T.E., Marine W., Autric M.** Monte Carlo simulation of pulsed laser ablation from two-component target into diluted ambient gas // J. Appl. Phys. 1997. Vol. 82 (7). P. 3536–3542.

4. **Morozov A.A., Geretovszky Z., Szorenyi T.** Test particle Monte Carlo study of backward deposition during evaporation into a background gas // J. Phys. D: Appl. Phys. 2008. Vol. 41. P. 015303.

5. **Неволин В.Н., Фоминский В.Ю., Гнедовец А.Г., Романов Р.И.** Компьютерное моделирование импульсного лазерно-инициированного потока атомов при нанесении покрытий в вакууме и инертном газе // УТП. 2008. № 6. С. 3–12.

6. **Bogaerts A., van Straaten M., Gijbels R.** Description of the thermalization process of the sputtered atoms in a glow discharge using a three-dimensional Monte Carlo method // J. Appl. Phys. 1995. Vol. 77. P. 1868–1874.

7. **Гнедовец А.Г., Фоминский В.Ю., Романов Р.И., Мацнев Н.П.** Компьютерное моделирование роста тонкопленочных покрытий при импульсном лазерном осаждении при разных давлениях инертного газа // Упрочняющие технологии и покрытия. 2007. № 9. С. 3–9.

Комбалов В.С. **Методы и средства испытаний на трение и износ конструкционных и смазочных материалов**: справочник / под ред. К.В. Фролова, Е.А. Марченко. 2008. – 384 с., тв. пер., 60×88 1/16.

ISBN 978-5-217-03370-6

Цена с НДС 407 руб.

Рассмотрены схемы и технические характеристики отечественных и зарубежных установок, машин и стендов, предназначенных для триботехнических испытаний конструкционных и смазочных материалов в различных условиях, а также специальные средства для определения параметров испытаний, необходимых для расчетной оценки процессов трения и изнашивания при выборе пар трения и условий их смазывания. Приведены многообразные методы испытаний, в том числе в вакууме и контролируемых газовых средах. Широко представлена нормативно-техническая документация по испытаниям на трение и износ. Для конструкторов и специалистов, занимающихся вопросами трения, износа и смазки в различных областях промышленности, а также для студентов и преподавателей высших учебных заведений.

Приобрести книгу можно непосредственно в издательстве "Машиностроение", прислав заявку в отдел реализации по факсу: (499) 269-48-97; по e-mail: realiz@mashin.ru; по почте: 107076, Москва, Стромынский пер., 4. ООО "Издательство Машиностроение". Справки по тел. (499) 269-66-00. http://www.mashin.ru

УДК 621.797:621.878:624.011.78

С.В. Гончаров, А.Т. Тарасенко, В.А. Иванов
(Тихоокеанский государственный университет, Хабаровск)

Технология ремонта опорных катков тяжелой строительной дорожной техники с применением полимерных композиционных материалов*

Традиционно ремонт опорно-ходовой части строительной дорожной техники выполняли с помощью операций, основанных на нанесении металла на изношенную поверхность. Однако полимерные материалы в некоторых случаях стали применять в узлах трения взамен традиционно применяемых металлов. Применение технологии центробежного формирования обеспечило восстановление важной составляющей ходовой части тяжелой техники – опорного катка.

Ключевые слова: *композиционные материалы, технология восстановления, тяжелая дорожная техника.*

Traditionally repair of heavy road building tractors was maked with operations based on metal drawing on a worn out surface. However, the polymer materials in some cases it began possible to apply in units of friction where the metals were traditionally applied. Due to centrifugal formation technology it became to possible restoration of the important part of heavy road building tractors.

Keywords: *composite materials, repairing technology, heavy road-building machinery.*

Перспективы прогресса в машиностроении связаны с разработкой и широким применением новых конструкционных материалов [1]. Наряду с металлическими, керамическими материалами появляются перспективные *полимерные композиционные материалы* (ПКМ), обладающие комплексом свойств и особенностей, которые отличаются от традиционных металлических сплавов: достаточной для практического использования прочностью, легкостью, коррозионной и химической стойкостью, высокой износостойкостью, низкими коэффициентами трения, экономичностью в изготовлении и легкостью в эксплуатации [2, 3].

Целью исследований данной работы является получение полимерного материала, применение которого позволит проводить ремонт некоторых элементов ходовой части, а также разработка технологического процесса.

Проведенные исследования [4] показали, что элементами катка, которые подвергаются наибольшему изнашиванию, являются ось катка, опорная втулка скольжения и опорный каток (бандаж). Ось опорного катка изнашивается в месте контакта с опорной втулкой скольжения. Местом контакта является та часть оси, которая под действием массы трактора воспринимает максимальную нагрузку (рис. 1). В процессе изнашивания увеличивается изменение формы оси, что приводит к выходу изделия из строя. Что касается характера износа опорной втулки катка, то благодаря равномерности поверхности изменение формы в данном случае не наблюдается, однако площадь, на которой проявляются контактные напряжения, равна площади контакта оси катка с опорной втулкой.

В случаях совместной работы оси и втулки катка происходит изнашивание, т.е. скалывание вершин неровностей вследствие соприкосновений поверхно-

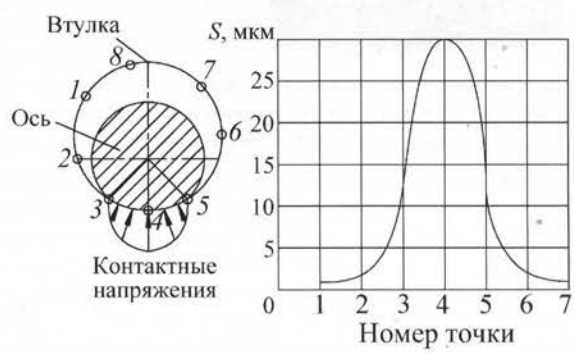


Рис. 1. Износ *S* оси и опорной втулки катка

*Работа выполнена при поддержке грантов ТОГУ (тема № 04/06) и Правительства Хабаровского края (тема 15-И-23).

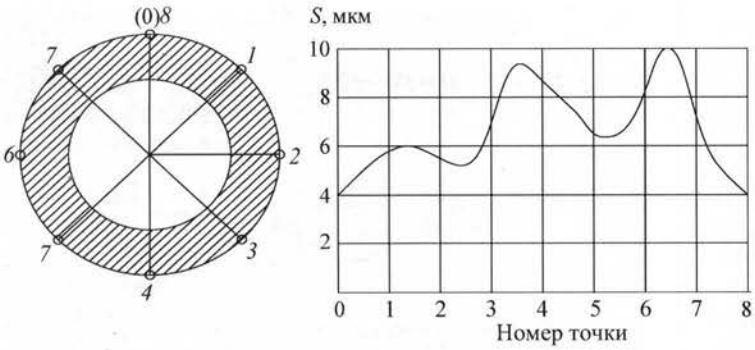


Рис. 2. Износ *S* бандажа опорного катка

стей трущихся деталей, а также незначительное действие продуктов данного процесса трения в качестве абразивного элемента вследствие того, что система, в которой происходит трение, является изолированной.

Однако что касается износа опорного катка (бандажа), то здесь процесс трения происходит при взаимодействиях, различных по своей природе, составу, твердости и др. Причем наличие этих взаимодействий зачастую зависит от той местности, где ведутся работы на данной машине. Бандаж наряду с напряжениями сжатия, которые также испытывают ось и опорная втулка, испытывает большие ударные нагрузки, что отражается в повышении изнашивания последнего. Из-за этих факторов происходит неравномерный по поверхности износ бандажа (рис. 2), что приводит к изменению формы катка (в данном случае изменение формы проявляется в большей степени по сравнению со случаем ось– опорная втулка) и в дальнейшем вызывает повышение нагрузок на двигатель.

Ремонт опорных катков заключается в комплексном восстановлении всех изнашиваемых элементов катка с учетом характера нагрузок, действующих на тот или иной элемент.

Существует широкая номенклатура материалов, которые можно применять для решения данной задачи: металлополимерные составы БЕЛЬЗОНА, ДУРМЕТАЛ, ДИАМАНТ, ЛОКТАЙТ, ЧЕСТЕР, ЛЕО и др. [5]. Однако применение этих материалов в этом случае ограничивается повышенной хрупкостью некоторых из них и слабыми триботехническими свойствами (что сказывается на степени износа материала). Однако основным недостатком данных материалов является высокая стоимость, что затрудняет их использование в условиях малых ремонтных предприятий.

В лаборатории триботехники Тихоокеанского государственного университета разработан полимерный материал, имеющий общее название МАС, который нашел применение в высоконагруженных узлах трения лесных и дорожно-строительных машин, в судовых лебедках, лесотранспортерах и др. МАС – полимерный материал темного цвета, матрицей которого является эпоксидная смола 128 (аналог ЭД-20). В качестве наполнителей использованы армирующие арамидные волокна типа "Русар" и антифрикционные добавки (графит, дисульфид молибдена, фторопласт-4 и др.).

Антифрикционный самосмазывающийся материал является композиционным и по своим физико-механическим свойствам приближается к металлам, а по скольжению – к полимерам. Он является самосмазывающимся материалом, сопротивление изнашиванию которого значительно выше, чем у бронзы и баббитов. Обладая высокой стойкостью практически ко всем видам коррозии, данный материал может применяться для работы в агрессивных средах в металлургической, химической промышленности, машиностроении, автомобилестроении, судостроении и гидротехнике, а благодаря присутствию или отсутствию электропроводящих компонентов он может быть использован и в энергетике.

Основные физико-механические характеристики антифрикционного самосмазывающегося материала МАС:

- плотность (объемная масса) 1,155...1,25 г/см^3;
- разрушающие напряжение при растяжении не менее 60 МПа;
- разрушающее напряжение при сжатии не менее 130 МПа;
- относительное удлинение не менее 4,4 %;
- модуль упругости при растяжении 2740 МПа;
- твердость не менее 80 МПа;
- удельная ударная вязкость по Шарпи 50 кДж/м^2;
- износостойкость 3,0 мкм/км пути;
- коэффициент Пуассона 0,31;
- кинетический коэффициент трения при скорости движения 1,5 м/мин и удельной нагрузке:

  30 МПа в воде – 0,12;
  30 МПа на воздухе – 0,15;
  60 МПа в воде – 0,11;
  60 МПа на воздухе – 0,15;
- температура плавления 185 °С;
- теплостойкость по Мартенсу 182 °С;
- температурный коэффициент линейного расширения (при температуре от 50 до 180 °С) 6;
- морозостойкость при изменении температуры от –60 до 60 °С 100 циклов.

Основное назначение МАС – изготовление подшипников скольжения и уплотнений тяжело нагруженных узлов трения, работающих как в условиях гидродинамического и граничного трения при смазке жидкими, пластичными и твердыми смазочными материалами, пресной или морской водой, так и всухую. Однако благодаря высокой несущей способности (по сравнению с другими полимерами) МАС можно применять в качестве конструкционного материала. Ресурс работы деталей, изготовленных из данного материала, превышает ресурс бронзовых деталей в 2...4 раза.

Для ремонта катков тяжелой техники в зависимости от вида восстанавливаемой детали основной материал МАС модифицировали соответствующими компонентами. Сложность заключалась в подборе состава для восстановления бандажа, так как именно этот элемент воспринимает различные нагрузки, основными из которых являются нагрузки ударного типа. Для эффективного противостояния этим нагрузкам материал должен быть одновременно прочным (так как деталь является несущей) и пластичным (для гашения ударных нагрузок). Для решения данной задачи проводили подбор оптимального совместимого эластомера [6, 7], армирующих компонентов, антифрикционных наполнителей, их содержания в компаунде, а также технологического процесса формования изделия.

Основными компонентами восстанавливающего состава являются: смола 128; отвердитель *полиэтиленполиамин* (ПЭПА); эластомер на основе ПТГФ–1000; волокна "Русар"; антифрикционные добавки (графит, дисульфид молибдена, фторопласт-4).

Предлагаемая технология ремонта заключается в комплексном восстановлении изношенных частей узла трения в зависимости от степени износа той или иной детали. В данной технологии учитываются условия работы катка, напряжения, возникающие в местах сопряжения трущихся деталей, а также время технологического процесса. Основными восстанавливаемыми деталями катка являются вал, опорная втулка (подшипник скольжения) и бандаж, наиболее подверженный износу.

Восстановление вала (рис. 3) начинается с его расточки на токарном станке, причем обработка ведется до тех пор, пока вал не приобретет круглую форму. Для лучшего закрепления материала на валу протачиваются пазы типа "ласточкин хвост". Такую же обработку производят на торцовой поверхности вала. Благодаря тому, что снимаемые вследствие механической обработки припуски малы по сравнению с размерами самого сечения вала, то значительного ослабления сечения не происходит. Размеры опасного

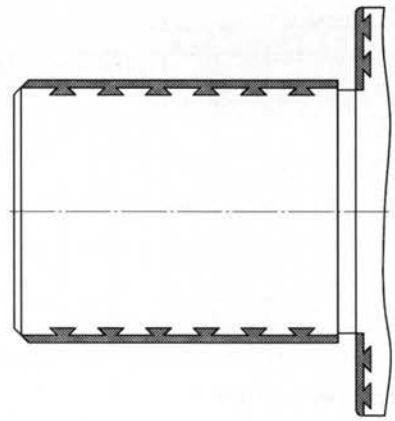


Рис. 3. Восстановление вала опорного катка

сечения вала после обработки на токарном станке должны удовлетворять условиям прочности вала.

После токарной обработки восстанавливаемую поверхность обезжиривают и на нее наносят промежуточный клеящий состав на основе эпоксидных смол (для лучшей адгезии с поверхностью вала). После приготовления в смесителе состав наносят на клеевую основу, причем состав впоследствии претерпевает первичную полимеризацию. При этом необходимо слабо (максимальная температура до 60 °С) прогревать вал по определенному режиму, при котором в начале процесса подается мощный тепловой импульс для "схватывания" материала с последующим повышением температуры для уменьшения времени полимеризации. Время, по истечении которого изделие набирает половину своей прочности, составляет 60 мин. Окончательную прочность изделие приобретает после термообработки.

После затвердевания нанесенного слоя вал помещают в печь для последующей термообработки, продолжительностью 2...2,5 ч при температуре 110±10 °С. Последующее охлаждение вала на воздухе способствует удалению из материала летучих включений, тем самым формируя окончательную структуру полимерного материала (происходит окончательная полимеризация материала).

На завершающей стадии ремонта остывший вал обрабатывают "в размер" на токарном станке. На этом этапе учитывают посадки, которые были установлены на изготовление оригинального (заводского) узла трения. Далее каток собирают и обкатывают на обкаточном стенде или на специальной машине физического трения МФТ–1 (рис. 4).

Таким образом, время, затраченное на восстановление, в зависимости от размера восстанавливаемого вала варьируется в пределах 18...20 ч (исключая время на обкатку), что крайне выгодно для ремонта техники в условиях мобильных или стационарных ремонтных мастерских.

Рис. 4. Машина физического трения МФТ-3

Процесс *восстановления опорной втулки* может проходить по двум схемам: восстановление бронзового подшипника скольжения или полная замена бронзового подшипника полимерным. Второй вариант является предпочтительным, так как в первом случае на вспомогательных операциях приходится ослаблять основное сечение подшипника. Это сказывается крайне негативно на несущей способности всего катка, поэтому в данной работе рассмотрим второй вариант восстановления опорной втулки.

Согласно предлагаемой технологии, изношенный бронзовый подшипник выпрессовывают из буксы. Посадочное место обрабатывают абразивом для увеличения шероховатости поверхности, на которую позднее с помощью технологии центробежного формирования наносят вкладыш из МАС (рис. 5). Это уменьшает сложность установки вкладышей, так как не требуется точной обработки посадочного места под вклейку подшипника.

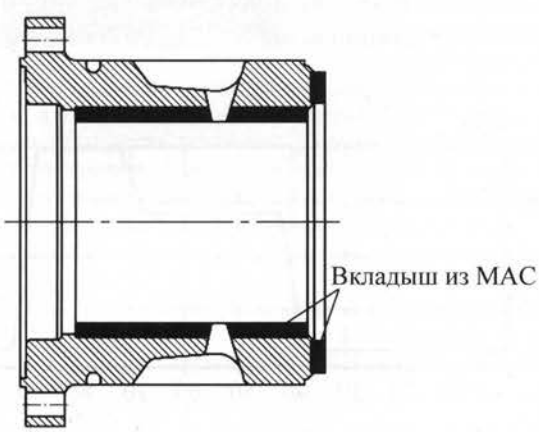


Рис. 5. Восстановление опорной втулки катка

Втулку устанавливают в станок центробежного формирования, с помощью которого в зависимости от технологического режима возможно получение градиентного материала [8] с ярко выраженными слоями, имеющими большую адгезию, слоями, отвечающими за прочность конструкции, и рабочим слоем.

Этот способ имеет существенные преимущества по сравнению с другими известными технологиями производства деталей из ПКМ. Он менее трудоемок, достаточно производителен – можно изготовлять несколько деталей за одну операцию. Процесс достаточно легко автоматизируется. Материал при центробежном литье уплотняется. Полуфабрикаты изделий получаются высокой степени точности, поэтому при выполнении финишных механических операций обработки поверхностей, необходимых для достижения требуемых допусков размеров и чистоты рабочих поверхностей, получается малое количество отходов.

После термообработки, технологический процесс которой практически не отличается от термообработки материала при восстановлении вала, опорную втулку устанавливают на токарный станок и обрабатывают до размеров, обеспечивающих нормальное сопряжение трущихся деталей, протачивают смазочные каналы.

Процесс восстановления опорной втулки катка в зависимости от сложности исполнения катка занимает 10...12 ч. Причем это время, если есть такая потребность, может входить во время технологического процесса восстановления вала. После сборки каток также должен пройти обкатку.

Технологический процесс *восстановления бандажа катка* является самым простым с точки зрения конечной обработки. Восстанавливаемую поверхность после нанесения на нее полимерного состава обрабатывают только для удаления больших неровностей для придания круглой формы поверхности катка, а также, чтобы иметь возможность в дальнейшем произвести приработочные испытания. Также этот технологический процесс является самым коротким по сравнению с остальными (7...9 ч).

Как известно, существуют два вида опорных катков тяжелой техники: однобортные и двубортные (рис. 6), соответственно и технология восстановления имеет свои различия. Однако они проявляются только в том, что в случае с однобортным катком для восстановления применяется сплошная лента, пропитанная полимерным составом, а в случае восстановления двубортного катка – две параллельные ленты, расположенные на таком же расстоянии, как и дорожки катка. Восстанавливаемую поверхность обрабатывают механически для увеличения площади по-

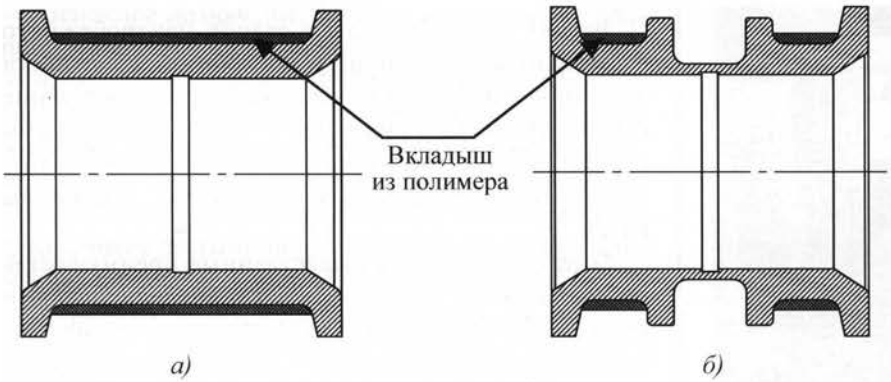


Рис. 6. Восстановление бандажа катка:
а – однобортного, *б* – двубортного

верхности для последующего клеевого крепления материала. Затем после обезжиривания поверхности на нее наносят промежуточный слой (адгезив), который свяжет металл и полимерный материал. После этого с помощью технологии намотки на адгезив наносят полимерный материал до требуемого диаметра.

При этой технологии ткань, проходя через пропиточную ванну и с помощью пропиточных вальцов, насыщается полимером и затем подается на восстанавливаемую поверхность, где впоследствии и отверждается. Как уже было сказано выше, на однобортный каток намотка производится сплошной лентой, а на двубортный – двумя параллельными, установленными на один намоточный барабан.

Следующим этапом восстановления является термообработка, которая происходит по тем же технологическим режимам, что и в предыдущих двух случаях. Однако время термообработки в зависимости от объема прогреваемого изделия может изменяться, но эти изменения составляют не более 10...15 % времени всего технологического процесса.

После проведения термообработки поверхность бандажа обтачивают до круглой формы. Однако практика показала, что достаточно удалить "полимерные капли", которые часто образуются при выходе избытка полимерного компаунда в его жидкой фазе, а форма поверхности уже в "притирочном" этапе становится округлой. Причем твердость поверхности в этом случае в результате своеобразного наклепа увеличивается.

Во время процесса обкатки очень важно создать те же условия, в которых каток работает на машине. Причем нагрузка на каток постоянно изменяется в зависимости от вида движения машины: движение равномерное (нагрузка распределяется на все катки одинаково), движение на подъем (нагрузку воспринимают задние катки), движение через препятствие (нагрузку воспринимают только два катка с правой и левой стороны); поэтому при обкатке каток подвергают максимальным нагрузкам.

Обкатка начинается при минимальной нагрузке на каток, которая составляет четверть номинальной нагрузки в зависимости от массы всей машины. На следующем этапе нагрузка плавно возрастает до 75 % и выдерживается до половины времени всего процесса обкатки. Очень важно на данном этапе производить именно равномерное увеличение нагрузки, так как могут проявиться все неточности литья, трещины и др. После этого достигается 100 %-ная нагрузка и ее некоторое время поддерживают. На этом заканчивается основной этап обкатки и начинается процесс релаксации материала. Для этого материал постепенно разгружают до четверти нагрузки и выдерживают еще некоторое время при минимальной скорости вращения. Это имитирует равномерное движение, а также то время, когда машина простаивает между рабочими сменами. Гистограмма нагружения опорного катка представлена на рис. 7.

После обкатки опорный каток разбирают и проверяют наличие износа, трещин, вырывов, также анализируют реакцию материала на нагрузки, которые возникают в опорном катке, выявляют все места износа элементов катка, контролируют геометрические размеры и размеры сопряжений восстановленных деталей.

Предложенная технология восстановления опорных катков тяжелой техники опирается на две вспомогательные технологии формирования полимерных материалов, которые являются специализированными для восстановления тех или иных узлов трения строительных и лесозаготовительных машин. Себестоимость продукции вследствие низкой себестоимо-

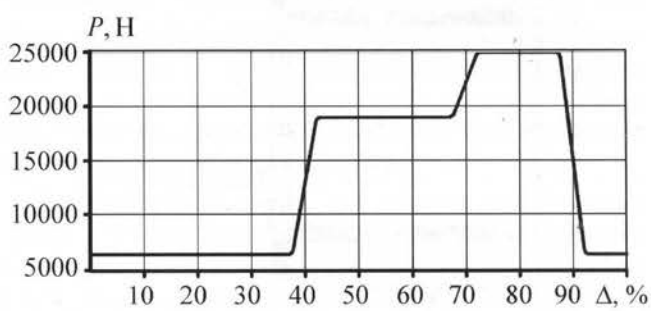


Рис. 7. Гистограмма нагружения при испытании опорного катка (*P* – нагрузка, Δ – доля времени обкатки)

сти сырья, а также минимума оборудования является низкой и составляет около 10 тыс. руб. на один каток, что является крайне выгодным по сравнению с другими видами восстановления либо приобретением новых катков.

При массовом изготовлении или восстановлении катков возможно дальнейшее понижение цены на единицу продукции.

Выводы

1. Разработанные составы литьевых антифрикционных композиций под общей маркой МАС, включающие сочетания различных суммарных комбинаций наполнителей, позволили получить высокую несущую способность восстанавливаемых деталей опорных катков тяжелой техники.

2. Разработанная комплексная технология ремонта катков тяжелой техники на основе литьевых компаундов, а также с применением различных способов формирования полимерных композиционных материалов является наиболее дешевой в настоящее время.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Головкин Г.С., Дмитренко В.П.** Научные основы производства изделий из термопластичных композиционных материалов. М.: РУСАКИ, 2005. 472 с.

2. **Иванов В.А., Ри Хосен.** Прогрессивные самосмазывающиеся материалы на основе эпоксидофторопластов для триботехнических систем. Владивосток, Хабаровск: ДВО РАН, 2000. 429 с.

3. **Flory P.J.** Principles of Polymer Chemistry. Cornel University Press, 1953. 257 p.

4. **Гончаров С.В., Тарасенко А.Т., Иванов В.А.** Отчет о НИР по теме № 04/06. Хабаровск, 2006.

5. **Промышленные** полимерные композиционные материалы / под ред. М. Ричардсона; пер. с англ.; под ред. П.Г. Бабаевского. М.: Химия, 1980. 472 с.

6. **Nair P.D., Krishnamurthy V.N.** Polyurethane-poly (methyl methacrylate) intepenetrating polymernetworks. Synthesis, characterization, and preliminary blood compatibility studies // J. Appl. Poym. Sci. 1998. Vol. 60. № 9. P. 1321–1327.

7. **Бакнелл К.Б.** Ударопрочные пластики / под ред. И.С. Лишанского. Л.: Химия, 1981. 328 с.

8. **Martin G.C., Enssani E., Shen M.** Mechanical Behavior of Gradient Polymers // J. Appl. Polym. Sci. 1981. Vol. 26. № 5. P. 1465–1473.

Технологические процессы механической и физико-химической обработки в авиадвигателестроении

В.Ф. Безъязычный, М.Л. Кузьменко, В.Н. Крылов/ под общ. ред. В.Ф. Безъязычного. 2-е изд., 2007. – 539 с., тв. пер., 60×88 1/16

ISBN 5-217-03366-5

Цена с НДС 550 руб.

Изложены методы формообразования деталей, применяемые для этих целей оборудование и инструментальные материалы, в т.ч. зарубежных фирм, наиболее рациональное их использование в технологических процессах изготовления деталей авиационных двигателей.

Большое внимание уделено прогрессивным методам обработки, обеспечивающим требуемые параметры качества изготовления деталей, надежность и ресурс авиационных двигателей.

С изучения этого курса студенты, будущие специалисты в области технологии производства авиационных двигателей и энергетических установок, знакомятся с технологическими особенностями производства, знание которых позволяет спроектировать технологический процесс изготовления детали, обеспечивающий требуемую точность и качество поверхностного слоя обработанной детали с минимальной себестоимостью.

Для студентов, обучающихся по специальности "Авиационные двигатели и энергетические установки" направления "Двигатели летательных аппаратов", полезно специалистам авиационной промышленности.

Приобрести книгу можно непосредственно в издательстве "Машиностроение", прислав заявку в отдел реализации по факсу: (499) 269-48-97; по e-mail: realiz@mashin.ru; по почте: 107076, Москва, Стромынский пер., 4. ООО "Издательство Машиностроение". Справки по тел. (499) 269-66-00. http://www.mashin.ru

Н.В. Рудых *(Иркутский государственный технический университет)*

Оценка напряженно-деформированного состояния упрочненного слоя металла при поверхностно-пластическом деформировании

Приведена методика оценки напряженно-деформированного состояния поверхности металлической детали по искажению изображения металлографических зерен, которое фиксируется цифровой фотокамерой и обрабатывается на ПЭВМ. В основе методики лежит микроструктурный метод измерений конечных пластических деформаций металлов. Описывается структура системы анализа металлографического изображения, алгоритм разрабатываемой программы расчета напряженно-деформированного состояния по микроструктурному изображению.

Ключевые слова: *микроструктурный метод, металлографическое изображение, напряженно-деформированное состояние.*

That work represents the estimation of a tensely deformed condition of a strengthened metallic layer during surface plastic distortion. It is imaged by a digital camera and processed by the computer. The method is based on a microstructural techinque of end-point plastic destortion of metals. It describes a system analysis structure of metallographic image – algorithm of developing application of calculation stress-deformated condition by microstructure procedure.

Keywords: *microstructure procedure, metallographic image, stress-deformed condition.*

Оценка *напряженно-деформированного состояния* (НДС) металла является актуальной задачей при эксплуатации изделий и анализе их состояния разрушения, так как позволяет оценить надежность работы оборудования и его остаточный ресурс.

В течение всего срока эксплуатации оборудование машиностроительных предприятий подвергается воздействию агрессивных сред и механических нагрузок. Для обеспечения высокой эксплуатационной надежности машин и механизмов большое значение имеет периодический контроль их состояния без демонтажа или с ограниченной разборкой, производимый при обслуживании в эксплуатации или при ремонте [1].

Возникающие в формоизменяемых реальных телах напряжения и деформации связаны между собой зависимостями, устанавливаемыми расчетно-опытным путем [2].

Эффективным технологическим направлением повышения ресурса деталей машин, работающих в условиях знакопеременных циклических и повторно-статических нагрузок или истирания, является обработка *поверхностно-пластическим деформированием* (ППД) [3].

Количественное изучение микроструктуры материала позволяет контролировать качество продукции, а это в конечном итоге приводит к созданию новых металлических сплавов, имеющих заранее заданный комплекс свойств после соответствующей обработки.

Наиболее важные эксплуатационные свойства деталей машин в значительной мере зависят от качества их поверхностей, которое определяется микроструктурой металла поверхностного слоя и остаточными напряжениями [3].

В задачах диагностики оборудования закономерности связей между механическими и электрофизическими свойствами металлов, а также напряженно-деформированное состояние металла с использованием металлографических исследований еще недостаточно изучены.

Целью исследования данной работы является определение НДС по микроструктурному изображению поверхности деталей после отделочно-упрочняющей обработки с помощью разработанных методик, алгоритмов и программ на ЭВМ.

Рассматривали напряженное состояние изделий после пластического деформирования в зонах возникновения концентрации напряжений, возможного появления первых трещин разрушения и др.

Для реализации цели были поставлены следующие задачи:

• анализ состояния проблемы контроля качества на современном предприятии машиностроительного профиля;

• анализ формирования напряжений при изготовлении и эксплуатации изделий машиностроения;

• разработка структурной схемы системы анализа металлографического изображения;

• разработка методики определения марки стали по металлографическому изображению;

• разработка методики определения НДС поверхностного слоя изделия по металлографическому изображению;

• разработка алгоритма программы расчета напряжений и деформаций по металлографическому изображению;

• экспериментальные расчеты на ЭВМ напряжений и деформаций поверхностного слоя изделий по разработанной программе;

• анализ расчетных и экспериментальных результатов;

• применение разработанных модели, алгоритма и программы на предприятиях машиностроительного профиля.

В настоящее время бурно развивающиеся технологии позволяют автоматизировать анализ металлографического изображения, хотя никакая самая совершенная система анализа изображений не может заменить ученого-исследователя, однако может повысить производительность труда и достаточно быстро получить результаты высокого качества.

В последние годы значительный прогресс в исследовании изображения микроструктуры металлического образца достигнут в разработке приборов – автоматических счетных устройств (анализаторов изображений).

Приборы этого типа состоят из трех основных частей [4]:

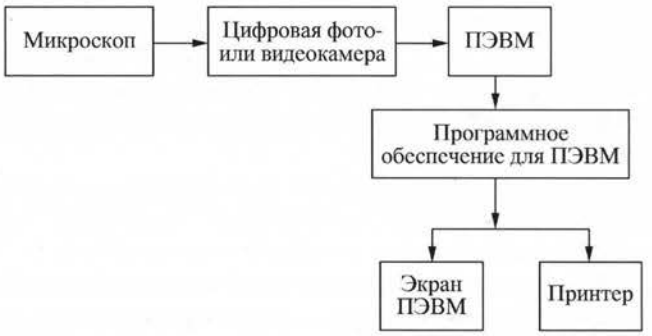
• блока формирования изображения;

• детектора;

• логических счетных устройств и связанных с ними периферийных устройств вывода информации.

Поскольку не каждый исследователь имеет в наличии автоматический прибор для анализа изображений, автор данной работы предлагает заменить анализаторы изображений автоматизированной системой анализа металлографического изображения.

Автоматизированная система анализа металлографических изображений состоит из трех компонентов: оптического или электронного устройства, формирующего изображение микроструктуры изучаемого материала (микроскопа); устройства, фиксирующего это изображение (цифровые фото- или видеокамеры); устройства, которое обрабатывает и подвергает количественному металлографическому анализу полученное изображение – быстродействующий компьютер (ПЭВМ) (см. рисунок 1).



Структурная схема исследования металлографического изображения

Компоненты данной системы практически доступны каждому, нужно лишь установить на ПЭВМ специально разработанное программное обеспечение.

Полученные при работе программы результаты анализа изображения микрошлифа исходного изделия поступают на экран компьютера в виде графиков, таблиц и др. Эти результаты можно получить и в виде распечатанных данных на принтере.

Все компоненты системы автоматизированного анализа изображений должны быть согласованы между собой для того, чтобы исследуемое металлографическое изображение имело минимальные искажения.

Для автоматического анализа необходима подготовка высококачественных, однородных по параметрам микрошлифов или их изображений [5].

В некоторых случаях перед проведением анализа изображение микрошлифа должно пройти этап улучшения визуального качества (повышение контраста, устранение размытости, подчеркивание границ, фильтрацию) или этап формирования графического препарата (сегментацию, выделение контуров). Это необходимо, если изображение получено при неравномерном освещении или, если различные участки цифровой фотографии обладают разным контрастом.

Разработана следующая методика проведения исследования:

• изображение микрошлифа протравленной поверхности изготовленного образца формируется в металлографическом оптическом или электронном микроскопе;

• сформированное изображение фиксируется с окуляра микроскопа в память цифровой фото- или видеокамеры;

• из памяти цифровой камеры через USB-порт фотография изображения поступает в память ПЭВМ;

• изображение снимка подвергается визуальному просмотру исследователя и, если оно некачественное, подвергается дополнительному улучшению ви-

зуального качества или формированию графического препарата;

• цифровое изображение подвергается анализу специально разработанного программного обеспечения;

• полученные результаты проведенного анализа металлографического изображения поступают на дисплей компьютера и печатаются на принтере.

В настоящее время разработана специальная программа "Микроструктура" для анализа полученных микроструктурных изображений упрочненного слоя изделий при поверхностно-пластическом деформировании. Данная программа реализует все преимущества современных технологий.

Расчеты, проведенные программой по искаженной микроструктуре, применяют для определения НДС упрочненного слоя изделий при ППД. В этом состоит научная новизна проведенного автором исследования.

Программа "Микроструктура" позволяет вводить базу стандартных эталонных изображений микроструктуры различных материалов. Проведенная компьютерной программой оценка микроструктурного изображения металла использует инженерные методы и методы математической статистики путем сравнения со стандартными эталонными изображениями.

Для решения практических задач исследования применяли неразрушающие методы контроля напряжений, а также натурный эксперимент, заключающийся в определении напряженного состояния в элементах конструкций из металлических материалов. При разработке программы "Микроструктура" были использованы методы обработки цифровых изображений, экспериментальные методы исследования материалов (микроструктурный метод), методы математической статистики.

Данные методы применяли для разработки методики оценки НДС упрочненного слоя металлической поверхности по искаженному металлографическому изображению.

Разработанная методика позволяет значительно расширить возможности микроструктурного метода исследования конечной пластической деформации, а также ускорить трудоемкий процесс измерений и вычислений необходимых характеристик НДС деформированного металлического тела.

Автор проводил эксперименты на оборудовании ОАО "ИркутскНИИхиммаш" и на образцах, изготовленных на предприятии ОАО "ВОСТСИБМАШ", с целью определения НДС реальных изделий с использованием методов металлографии без разрушения изделий и без значительных материальных затрат. Для исследования достаточно отшлифовать небольшую поверхность работающего изделия, обработать его раствором и зафиксировать микроструктуру поверхностного слоя детали. Затем полученное цифровое изображение анализируется с применением программы "Микроструктура". В результате проведенного исследования определили марку стали изделия и провели анализ металлографического изображения поверхностного слоя изделия. Искаженную микроструктуру исследуемого изображения сравнивали со стандартным металлографическим изображением образца, изготовленного из стали такой же марки, находящимся в базе данных разработанной программы. Проведенный анализ позволяет определить НДС исследуемого материала по искаженной микроструктуре.

Таким образом, разработана математическая модель и программа определения на ЭВМ НДС по искаженному металлографическому изображению. Разработана методика и алгоритм расчета НДС любых изделий машиностроения по металлографическому изображению.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Папшев Д.Д.** Отделочно-упрочняющая обработка поверхностным пластическим деформированием. М.: Машиностроение, 1978. 152 с.

2. **Смирнов-Аляев Г.А.** Механические основы пластической обработки металлов. Л.: Машиностроение, 1968. 272 с.

3. **Маталин А.А.** Технологические методы повышения долговечности деталей машин: Киев.: Техника, 1971. 144 с.

4. **Малинина Р.И.** Практическая металлография. М.:Интермет Инжиниринг, 2002. 240 с.

5. **Яковлев А.В.** Система обработки изображений шлифов металлов // Радиотехника, телевидение и связь. Межвузовский сборник научных трудов, посвященный 110-летию В.К. Зворыкина. Муром: Муромский институт (филиал) ВлГУ, 1999. С. 150–153.

ООО "Издательство **Машиностроение**", 107076, Москва, Стромынский 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 *Поджиботов К.Ю.* Технический редактор *Жиркина С.А.*
Корректоры *Сажина Л.И., Сонюшкина Л.Е.*
Сдано в набор 30.09.08 г. Подписано в печать 24.11.08 г. Формат 60×88 1/8. Бумага офсетная. Печать офсетная.
Усл. печ. л. 6,86. Уч.-изд. л. 8,02. Заказ 1218. Свободная цена.
Оригинал-макет и электронная версия подготовлены в ООО "Издательство Машиностроение".
Отпечатано в ООО "Подольская Периодика", 142110, Московская обл., г. Подольск, ул. Кирова, д. 15