ЕЖЕМЕСЯЧНЫЙ НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ И ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ ЖУРНАЛ

УПРОЧНЯЮЩИЕ ТЕХНОЛОГИИ И ПОКРЫТИЯ

Том 14
2018
№ 4 (160)
апрель

Издается с января 2005 г.

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

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

Заместитель главного редактора
д.ф.-м.н., проф.
В.Ю. ФОМИНСКИЙ

Заместители председателя редакционного совета:
д.т.н., проф.
В.Ю. БЛЮМЕНШТЕЙН
д.т.н., проф.
А.В. КИРИЧЕК
д.т.н., проф.
О.В. ЧУДИНА

Редакционный совет:
Ю.П. АНКУДИМОВ, к.т.н., доц.
А.П. БАБИЧЕВ, д.т.н., проф.
В.П. БАЛКОВ, к.т.н.
В.М. БАШКОВ, к.т.н., доц.
А.И. БЕЛИКОВ, к.т.н., доц.
А.И. БОЛДЫРЕВ, д.т.н., проф.
С.Н. ГРИГОРЬЕВ, д.т.н., проф.
В.Е. ГРОМОВ, д.ф.-м.н., проф.
В.А. ЗЕМСКОВ, к.т.н.
С.А. КЛИМЕНКО, д.т.н., проф.
Ю.Р. КОПЫЛОВ, д.т.н., проф.
Н.К. КРИОНИ, д.т.н., проф.
В.П. КУЗНЕЦОВ, д.т.н., проф.
В.А. ЛЕБЕДЕВ, к.т.н., проф.
В.В. ЛЮБИМОВ, д.т.н., проф.
Е.Д. МАКАРЕНКО
Б.Я. МОКРИЦКИЙ, д.т.н., проф.
Ф.И. ПАНТЕЛЕЕНКО, д.т.н., проф.
Х.М. РАХИМЯНОВ, д.т.н., проф.
Б.П. САУШКИН, д.т.н., проф.
В.П. СМОЛЕНЦЕВ, д.т.н., проф.
А.М. СМЫСЛОВ, д.т.н., проф.
Г.А. СУХОЧЕВ, д.т.н., проф.
В.П. ТАБАКОВ, д.т.н., проф.
В.А. ШУЛОВ, д.ф.-м.н., проф.
М.Л. ХЕЙФЕЦ, д.т.н., проф.

Редакция:
И.Н. МЫМРИНА
Т.В. ПАРАЙСКАЯ

Журнал распространяется по подписке, которую можно оформить в любом почтовом отделении (индекс по каталогу "Пресса России" **39269**) или в издательстве.
Тел.: (499) 269-52-98,
268-47-19.
Факс: (499) 269-48-97.
E-mail: realiz@mashin.ru, utp@mashin.ru

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

СОДЕРЖАНИЕ

ОБЩИЕ ВОПРОСЫ УПРОЧНЕНИЯ

Верещагин В.Ю., Мокрицкий Б.Я., Верещагина А.С. Прогнозное моделирование архитектуры покрытия на металлорежущем инструменте 147

Егоров М.С., Егорова Р.В. Упрочнение порошковых материалов при измерении горячей твердости 157

ОБРАБОТКА КОНЦЕНТРИРОВАННЫМИ ПОТОКАМИ ЭНЕРГИИ

Ляшенко Б.А., Самотугина Ю.С. Структура и вязкость разрушения высокоуглеродистых сплавов с поверхностным модифицированным слоем 161

Чудина О.В., Елецкий А.В., Терентьев Е.В. Расчет прогнозируемого упрочнения стальной поверхности при лазерной обработке 168

ХИМИЧЕСКАЯ, ХИМИКО-ТЕРМИЧЕСКАЯ И ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА

Юркевич С.Н. Модификация поверхности деталей из титановых сплавов 175

ОБРАБОТКА КОМБИНИРОВАННЫМИ МЕТОДАМИ

Мамбетов А.Д., Байрамуков А.О. Обоснование конструктивных параметров ультразвукового накатного инструмента для отделочно-упрочняющей обработки плоских поверхностей 179

Силаев Д.В., Сухочев Г.А., Коденцев С.Н. Технологические возможности комбинированной обработки по активации поверхностей под покрытие 186

ПОЛИМЕРНЫЕ И КОМПОЗИЦИОННЫЕ ПОКРЫТИЯ

Микаева С.А., Микаева А.С., Муравьев В.В. Защитное ртутьнепроницаемое покрытие 190

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

Журнал входит в Перечень утвержденных ВАК РФ изданий для публикации трудов соискателей ученых степеней по группам научных специальностей: 05.02.00 — Машиностроение и машиноведение; 05.05.00 — Транспортное, горное и строительное машиностроение; 05.16.00 — Металлургия и материаловедение, в базу данных Chemical Abstracts, в Russian Science Citation Index на платформе Web of Science

© Издательство "Инновационное машиностроение", "Упрочняющие технологии и покрытия", 2018

THE MONTHLY SCIENTIFIC AND PRODUCTION JOURNAL

STRENGTHENING TECHNOLOGIES AND COATINGS

Vol. 14
2018
№ 4 (160)
April

Since 2005, January

Editor-in-Chief
Dr. of Eng. Sci.
Yu.V. PANFILOV

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

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

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

Editorial council:
Yu.P. ANKUDIMOV
A.P. BABICHEV
V.P. BALKOV
V.M. BASHKOV
A.I. BELIKOV
A.I. BOLDYREV
S.N. GRIGORIEV
V.E. GROMOV
V.A. ZEMSKOV
S.A. KLIMENKO
Yu.R. KOPYLOV
N.K. KRIONI
V.P. KUZNETSOV
V.A. LEBEDEV
V.V. LYUBIMOV
E.D. MAKARENKO
B.Ya. MOKRITSKY
F.I. PANTELEENKO
H.M. RAHIMYANOV
B.P. SAUSHKIN
V.P. SMOLENTSEV
A.M. SMYSLOV
G.A. SUHOCHEV
V.P. TABAKOV
V.A. SHULOV
M.L. KHEIFETS

Edition:
I.N. MYMRINA
T.V. PARAYSKAYA

Journal is spreaded on a subscription, which can be issued in any post office (index on the catalogue "Pressa Rossii" **39269**) or in publishing office.
Ph.: (499) 269-52-98, 268-47-19.
Fax: (499) 269-48-97
E-mail: realiz@mashin.ru, utp@mashin.ru

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

CONTENTS

GENERAL QUESTIONS OF STRENGTHENING

Vereshchagin V.Yu., Mokritsky B.Ya., Vereshchagina A.S. Predictive modeling of architecture of coating on metal-cutting tool 147

Egorov M.S., Egorova R.V. Hardening of powder materials in the measurement of hot hardness 157

PROCESSING BY CONCENTRATED STREAMS OF ENERGY

Lyashenko B.A., Samotugina Yu.S. Structure and viscosity of destruction of high-carbonic alloys with surface modified layer 161

Chudina O.V., Eletsky A.V., Terentyev E.V. Calculation of predicted hardening of a steel surface during laser treatment 168

CHEMICAL, CHEMICAL-THERMAL AND ELECTROCHEMICAL PROCESSING

Yurkevich S.N. Surface modification of titanium alloys parts 175

PROCESSING BY COMBINED METHODS

Mambetov A.D., Bayramukov A.O. Substantiation of design parameters of ultrasonic tool for finishing-strengthening processing of flat surfaces 179

Silaev D.V., Sukhochev G.A., Kodentsev S.N. Technological opportunities of combined treatment on surfaces activation under coverage 186

POLYMER AND COMPOSITE COATINGS

Mikaeva S.A., Mikaeva A.S., Muravyov V.V. Protective mercury-impermeable coating 190

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

Journal is included in the List of the Highest Attestation Committee of Russian Federation (VAK RF) for publication of basic results of doctoral theses according to groups of science specialty: 05.02.00 — Mechanical engineering and machinery science; 05.05.00 — Transport, mining and building mechanical engineering; 05.16.00 — Metallurgy and materials science, Chemical Abstracts database, Russian Science Citation Index on Web of Science platform

© "Innovative mashinostroenie Publishers", "Strengthening Technologies and Coatings", 2018

УДК 621.9

[1]В.Ю. Верещагин, [2]Б.Я. Мокрицкий, [1]А.С. Верещагина
([1]Новосибирский государственный педагогический университет,
[2]Комсомольский-на-Амуре государственный университет)
E-mail: boris@knastu.ru

Прогнозное моделирование архитектуры покрытия на металлорежущем инструменте

Рассмотрены вопросы проектирования покрытия под заданные условия эксплуатации на основе компьютерного моделирования работоспособности металлорежущего инструмента, а также возможность управления эффективностью стружкодробления. Приведены результаты разработки методологии робастного проектирования архитектуры покрытий под конкретные условия эксплуатации металлорежущего инструмента, где в качестве параметра, имеющего необходимый уровень влияния на работоспособность инструмента, приняты величина внутренних напряжений в режущем клине инструмента и характер их распределения. В качестве средства, влияющего на величину и характер распределения напряжений, приняты покрытия на режущей части инструмента.

Ключевые слова: *режущий инструмент, период износостойкости, проектирование инструментального покрытия, напряжения в инструменте, моделирование покрытия.*

In the article the questions of design of the coating under specified operating conditions on the basis of computer simulation in health tool and the possibility of management of efficiency of chip breaking are considered. Results of development of the methodology of robust design of architecture of coatings for specific conditions of operation of cutting tool, where as the parameter having the necessary level of influence on the operability of the tool the magnitude of the internal stress in the cutting wedge of the instrument and the nature of their distribution are accepted are given. As the means properly influencing the size and nature of distribution of the stress, coatings on the cutting tool are accepted.

Keywords: *cutting tool, wear life, tool coating design, tool stress, coating modeling.*

Введение

Механическая обработка резанием в современных условиях требует использования современного высокопроизводительного и дорогостоящего металлорежущего оборудования, оснащенного системами числового программного и адаптивного управления. При этом повышаются требования к качеству обработанной поверхности и надежности режущего инструмента. Отмечается увеличение расхода инструмента на единицу выпускаемой продукции и затрат на инструмент [1], которые доходят до 4...7 % всех затрат на изготовление изделий. Таким образом, повышение работоспособности режущего инструмента благодаря увеличению его стойкости, надежности и производительности — один из главных факторов повышения эффективности всего производства в целом. Одним из наиболее эффективных методов повышения работоспособности режущего инструмента является нанесение на его рабочие поверхности износостойких покрытий.

Исходная концепция разработки архитектуры покрытия под заданные условия эксплуатации инструмента

Многофункциональность и эффективность покрытий на металлорежущем инструменте наглядно иллюстрируется С.Н. Григорьевым на рис. 1 [2].

Концептуальные особенности архитектурирования покрытий в целях повышения выходных параметров процесса резания (правая часть рис. 1) подробно изложены в работах А.С. Верещаки и А.А. Верещаки [3], В.П. Табакова [4], М.А. Волосовой [5] и других отечественных ученых. Однако российские инструментальные предприятия пока еще не могут успешно конкурировать на рынке

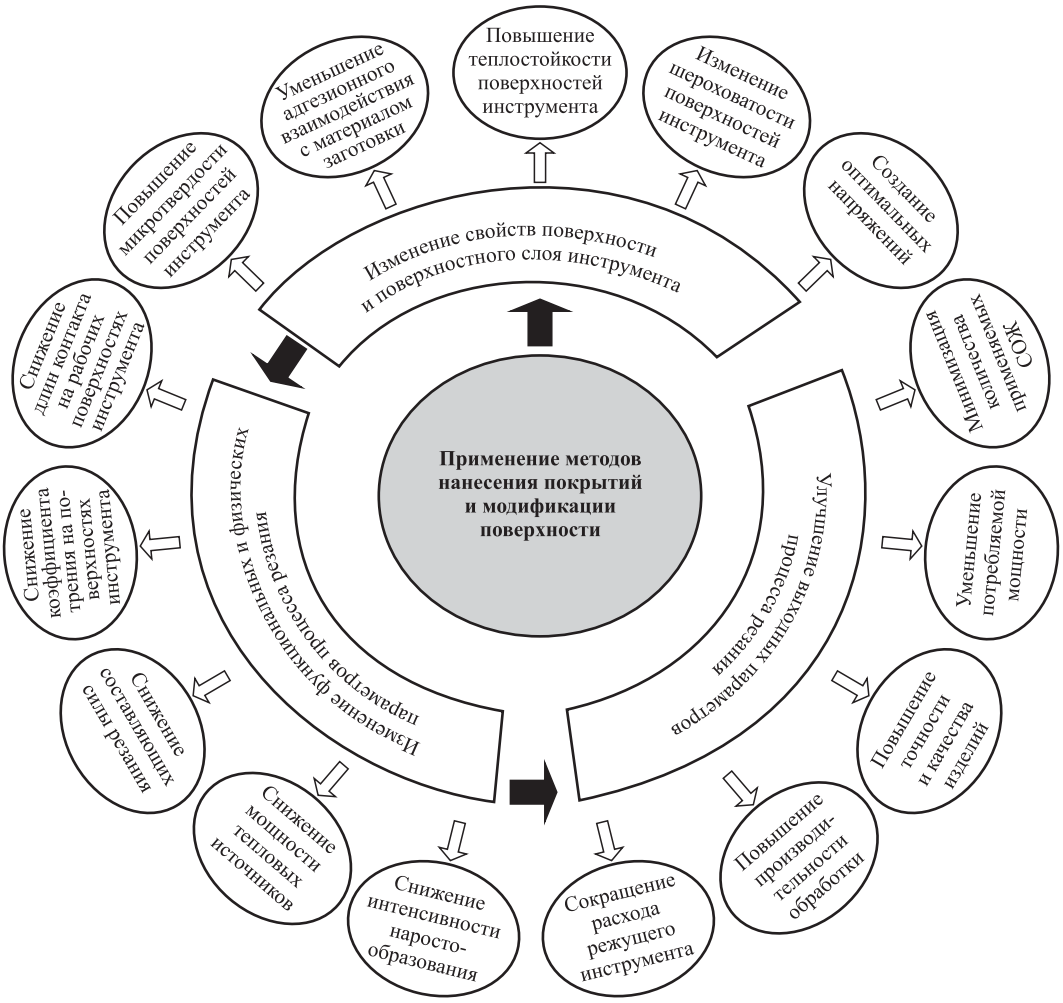


Рис. 1. Эффекты, достигаемые применением различных методов нанесения покрытий и модификации рабочих поверхностей режущих инструментов [2]

металлорежущего инструмента с ведущими зарубежными инструментальными фирмами. Связано это не только с другим уровнем качества используемого субстрата инструментального материала. Не менее важны технологические возможности оборудования для осаждения покрытия, а также чрезвычайно важна архитектура* покрытия.

В мировой практике известно много архитектур покрытий. Физическая модель создаваемого покрытия у каждого производителя инструмента своя даже для одних и тех же условий эксплуатации инструмента. Но эксплуатационные свойства инструмента при этом получаются разными. Очевидно, это связано с отсутствием математических моделей покрытия.

В настоящей работе предлагается использовать следующую концепцию разработки покрытия:

а) покрытие можно проектировать (архитектурировать) под необходимые выходные параметры процесса резания (правая часть рис. 1) с учетом двойственной роли покрытия, а именно с учетом изменения покрытием фундаментальных и физических параметров процесса резания (левая часть рис. 1), например изменения коэффициента трения на контактных поверхностях инструмента, силы резания, мощности тепловых источников и направления основного потока тепла, а также с учетом изменения покрытием свойств самого инструмента (верхняя часть рис. 1), например

* Под архитектурой покрытия условимся здесь понимать его конструкцию (однослойное, многослойное), состав (нитридные, карбидные, карбонитридные, боридные, алмазоподобные и т. д.), структуру (использовано соединение только одного металла или неметалла, использована композиция металлов, в многослойном покрытии слои выполнены из одного или разных соединений, с чередованием слоев соединений в определенной последовательности, с чередованием металлических слоев и слоев в виде соединения и т.д.), толщины покрытий (постоянна во всех слоях, различна по слоям).

изменения теплостойкости, градиента и величин напряжений, интенсивности адгезионного взаимодействия с материалом заготовки;

б) для идентичных условий эксплуатации можно проектировать гамму конкурентных между собой архитектур покрытий для того, чтобы выбирать из этой гаммы наиболее рациональное по тому или иному критерию рациональности;

в) в качестве параметра рациональности покрытия могут быть приняты разные или сразу несколько критериев, например период износостойкости инструмента, деформация инструмента, обусловливающая погрешность изготовления детали, шероховатость обработанной поверхности, упрочнение обработанной поверхности, эффективность стружкодробления и др.

Такая концепция близка к концепции А.А. Верещаки [6], но существенно отличается от нее по использованию критериев рациональности покрытия и по критериям архитектурирования покрытия.

Сущность предлагаемой концепции основана на стремлении осуществлять процесс резания при стремлении максимально приблизиться к оптимальной температуре резания, характерной для данной контактной трибологической пары инструмент—заготовка. Это приближение можно обеспечивать не регулированием величины скорости резания, не поддержанием ее постоянства, не применением дополнительных регулируемых источников тепла, а только за счет робастного проектирования архитектуры покрытий инструментов при оценке их конкурентности между собой на этапе прогнозного моделирования.

Известно, что для каждой пары инструмент—заготовка существует оптимальная температура резания, которая минимизирует износ инструмента. Указанное означает, что если в процессе обработки температура резания меньше оптимальной, то ее необходимо увеличить, а если температура резания больше оптимальной, то необходимо создавать условия для ее снижения.

Управление температурой процесса резания, обеспечивающее ее заданный уровень, исключает фактор негативного влияния температуры на износ инструмента.

Но одновременно такое управление температурой в зоне резания может служить и другим целям в силу того, что тепловые потоки распределяются между всеми элементами системы резания, например между элементами инструмент—заготовка—стружка—окружающая среда. То есть обеспечивая оптимальную температуру в зоне резания для обеспечения требуемой работоспособности инструмента путем целенаправленного выбора архитектуры покрытия, можно за счет этого же покрытия влиять на качественные параметры обработанной поверхности, ее точностные параметры, эффективность стружкодробления. Четкой взаимосвязи этих параметров нет, но их опосредованная взаимосвязь очевидна. Поскольку это задача из области нечеткой логики, то для проектирования покрытия (инструмента с покрытием) может быть применена методология робастного проектирования (робастность — это характеристика изделия или процесса, заключающаяся в минимальной чувствительности его выходных характеристик к разбросу факторов, вызывающих изменение состояния).

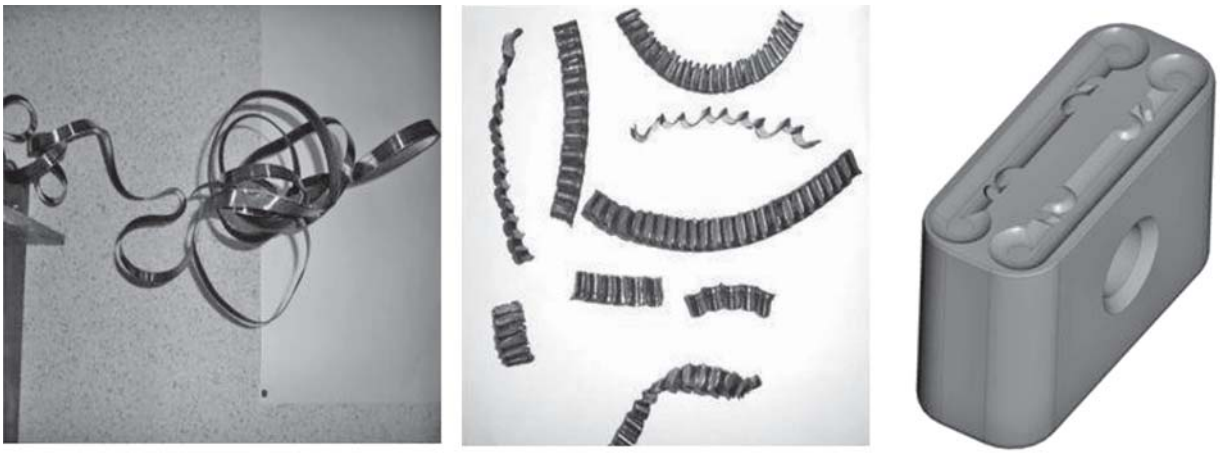
С позиций робастности концептуальная роль покрытия состоит в двойственности его функций: оно может не только изменять поверхностные характеристики инструментального материала (фрикционные свойства, теплопроводность, склонность к физико-химическому взаимодействию с обрабатываемым материалом и т.д.), но и одновременно влиять на контактные процессы, т.е. покрытие способно существенно снизить коэффициент трения в системе инструмент—заготовка и уменьшить мощность фрикционных источников тепла. С другой стороны, покрытие, обладая экранирующей функцией, способно существенно уменьшить интенсивность тепловых потоков в режущий клин инструмента и увеличить температурный порог начала адгезионного взаимодействия в системе заготовка—инструмент и снизить интенсивность диффузионных процессов между заготовкой и инструментом.

Таким образом, многофункциональность промежуточной технологической среды, которой является покрытие, позволяет прогнозировать возможность направленного управления температурой резания.

Обсуждение полученных результатов

Ниже приведены отдельные результаты применения прогнозного моделирования архитектуры покрытия для управления эффективностью стружкодробления, параметрами точности изготовления и работоспособностью режущего инструмента.

Примеры управления эффективностью стружкодробления. Восстановительная обработка бывших в эксплуатации железнодорожных колес не случайно относится к тяжелой обработке. Это прежде всего связано с необходимостью удалить с колеса те дефекты [7] и повреждения, которые колесо получило за время эксплуатации. Глубина зале-



а) *б)* *в)*

Рис. 2. Примеры сливной стружки (*а*), образовавшейся при работе пластиной фирмы "Прамет", и дробленой стружки (*б*), образовавшейся при работе пластиной [8] с доработанной топографией (*в*) передней поверхности (3D-модель построена В.В. Алтуховой)

гания таких дефектов (выщерблины, трещины) может превышать 10 мм. Вопросы производительности и качества обработки решены применением высокомощного оборудования (мощность станков превышает 40 кВт) с ЧПУ и высокопрочных твердосплавных тангенциальных токарных режущих пластин. Вопрос обеспечения работоспособности инструмента при таких экстремальных условиях резания решается каждым изготовителем индивидуально. Одна режущая кромка такой пластины, как правило, способна обработать не более 8...10 колес. Профили железнодорожных колес различны в зависимости от типа подвижного состава. В любом случае поверхность катания такого колеса сложна. При обработке галтели фактически не удается избавиться от образования сливной стружки. Она травмоопасна, неудобна для уборки и транспортировки, повреждает поверхности станка, инструмента и колеса.

В работе [8] приведено решение по минимизации образования сливной стружки. Оно получено на основе анализа решений ведущих в мире инструментальных фирм с учетом специфики дефектов колес, эксплуатируемых на участках железных дорог с малым радиусом кривых. Изготовленные в условиях ПАО "Кировградский завод твердых сплавов" пластины (рис. 2) позволяют в подавляющем числе случаев обработки колес исключить образование сливной стружки. Эти пластины были спроектированы под обработку колеса за один проход с глубиной резания 10...14 мм, т.е. для колес, имеющих глубокие дефекты на поверхности катания.

Сегодня в ПАО "Российские железные дороги" учет пробега (а значит и дефектов) каждого колеса регламентирован. Это позволило перейти на обработку колес с меньшей глубиной резания: 3...5 мм. Для таких глубин резания пластина, показанная на рис. 2, неприменима. Требуется разработать иную топографию передней поверхности пластины и покрытия для ее инструментальной основы. Эти две взаимосвязанные задачи решены в следующей последовательности: вначале для инструментальной основы разработана топография, исключающая образование сливной стружки, затем с учетом того, что каждое обрабатываемое колесо индивидуально по своей дефектности, выбрано покрытие, способствующее дроблению стружки. Оба эти этапа проектирования режущей пластины выполнены на основе прогнозирующего моделирования процесса резания.

В настоящее время данная часть работы не завершена. Но приведенные данные показывают многогранность используемого подхода к оптимизации процесса резания. Здесь управляемым параметром является эффективность стружкодробления в зависимости от глубины резания. Параметрами, с помощью которых достигается требуемая эффективность, являются геометрия инструмента и инструментальный материал (субстрат + покрытие). Это приводит к значительной вариативности решений. Выбор наиболее рациональных решений осуществлен с помощью электронного моделирования процесса деформации стружки. Для моделирования использовали программную среду ANSYS.

Примеры управления параметрами точности изготовления. При механической обработке применяют твердосплавные концевые фрезы различных конструкций. Схема формирования погреш-

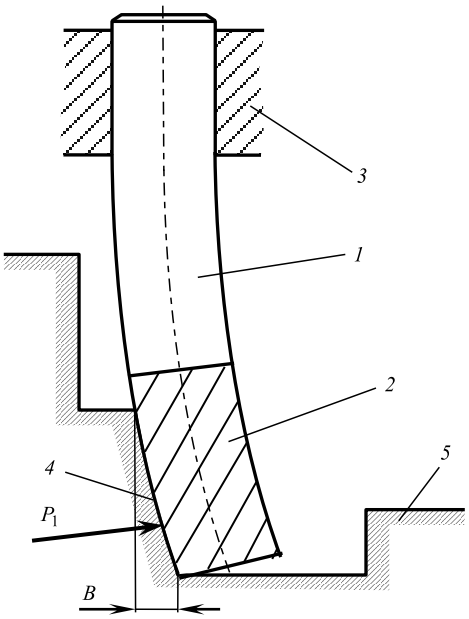


Рис. 3. Схема образования отклонения *B* от вертикали положения стенки обрабатываемого паза при действии радиальной составляющей P_1 силы резания:
1 — хвостовик фрезы; *2* — твердосплавная режущая часть фрезы; *3* — зажимное устройство станка; *4* — обработанная поверхность паза заготовки *5*

ности при обработке концевыми фрезами представлена на рис. 3.

Методика виртуального эксперимента ориентирована на формирование расчетной модели фрезерной обработки деталей сложной геометрии на станках с ЧПУ для изучения напряженно-деформированного состояния (НДС) режущего инструмента. В качестве среды виртуального моделирования использована CAE-система SolidWorks 2016, а моделирование НДС и деформаций фрезы в процессе обработки заготовки детали моделировали с использованием пакета Simulation, включенного в SolidWorks.

Пример результатов расчета напряжений в теле фрезы для значения силы 3000 Н (условно приняты следующие параметры фрезы: общая длина фрезы L = 120 мм; длина режущей части l = 40 мм; диаметр фрезы d = 12...16 мм; материал режущей части фрезы — твердый сплав марки ВК8; материал хвостовика — инструментальная сталь марки Р18) представлен на рис. 4. Видно, что наибольшие напряжения возникают в зоне крепления фрезы в патроне шпинделя станка.

Результаты расчета деформаций (перемещений от вертикали) фрезы при указанной на рис. 4 картине напряжений представлены на рис. 5. Видно, что наибольшее перемещение для составной фрезы при силе резания 3000 Н составляет приблизительно 0,4 мм. Значение деформаций условно в силу того, что это отклонение оси консоли фрезы по ее длине как минимум в 3 раза (см. расчетную схему, представленную на рис. 3) превосходит возможную погрешность положения поверхности заготовки, обработанной фрезой при таких условиях ее деформации.

Рис. 4. Картина распределения напряжений в модели тела составной фрезы и цветограмма (справа) для их идентификации

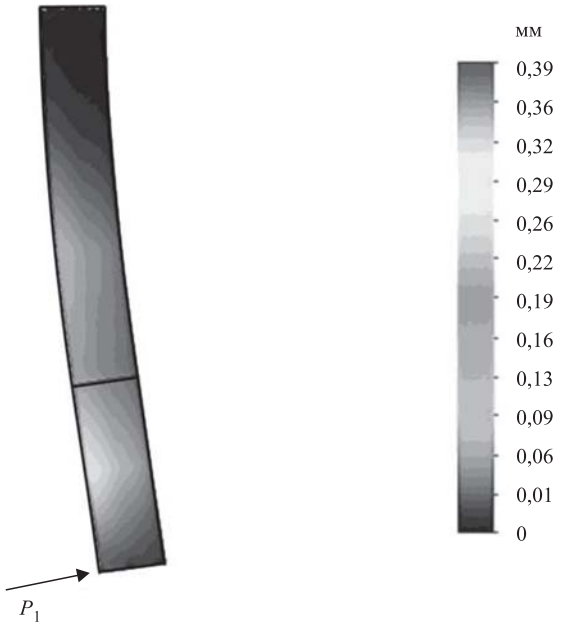


Рис. 5. Картина изменения деформаций (перемещения от вертикального положения тела составной фрезы в результате напряжений, показанных на рис. 4) и цветограмма (справа) для их идентификации

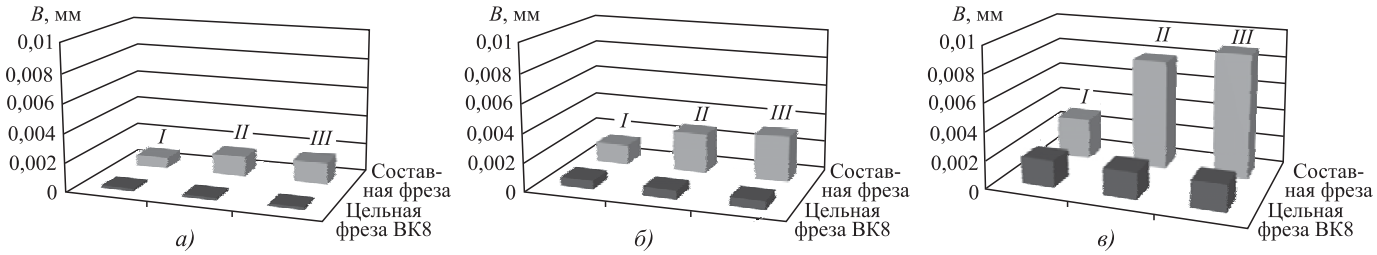


Рис. 6. Номограмма точностных параметров обработки стенки паза длиной 5 мм цельной (монолитной) и составной (режущая часть из ВК8 + хвостовик из различных материалов) фрезами при общей длине фрез 90 мм (*а*), 120 мм (*б*) и 220 мм (*в*):
I — материал хвостовика — инструментальный твердый сплав Т30К4; *II* — быстрорежущая инструментальная сталь Р18; *III* — конструкционная сталь 40Х

Анализ полученных результатов позволяет констатировать следующее:

1. Жесткость монолитной твердосплавной фрезы превосходит жесткость составной фрезы. Но и стоимость монолитной фрезы превосходит стоимость составной. Компромиссным решением является применение составных фрез, у которых высокая циклическая прочность хвостовика обеспечивается применением соответствующих конструкционных материалов, а необходимая производительность обработки — применением твердосплавной режущей части с правильными выбором марки твердого сплава и оптимизацией режима резания.

2. Полученные значения деформации фрез в пересчете в значения отклонения обработанной поверхности соответствуют общемашиностроительным требованиям к точности изготовления изделий и требованиям к точности изготовления ряда поверхностей (карманы, обнизки, пазухи, фаски и т.д.) в заготовках деталей авиационного назначения.

Это обусловливает возможность применения составных фрез. Более того, имеются резервы повышения жесткости составных фрез благодаря совершенствованию их конструкции.

Полученные результаты отражены в виде сравнительных номограмм отклонений *B* стенки паза в заготовке от вертикали при диаметре фрезы 16 мм, имеющей три режущих зуба. Так, на рис. 6 показаны случаи обработки фрезами разной длины стенки длиной 5 мм. Из номограмм следует, что такая точность обработки составными фрезами вполне приемлема для сопрягаемых поверхностей деталей общего машиностроения и для изделий авиационного назначения.

Необходимо отметить, что концевые фрезы названы концевыми именно потому, что в основном предназначены для работы своим концом (торцом). Работа цилиндрической частью, как правило, предполагает небольшую длину стенки (паза), например 5 мм.

Расчеты показали, что при длине фрезы 90 мм влияние материала хвостовика минимально и отклонения *B* для монолитных и составных фрез сопоставимы.

В указанных на рис. 6 случаях предусмотрены нормальные (составляющая P_1 силы резания равна 3000 Н) режимы резания. Это означает, что реализуется фрезерование с изнашиванием режущих кромок, без их поломки и выкрашивания.

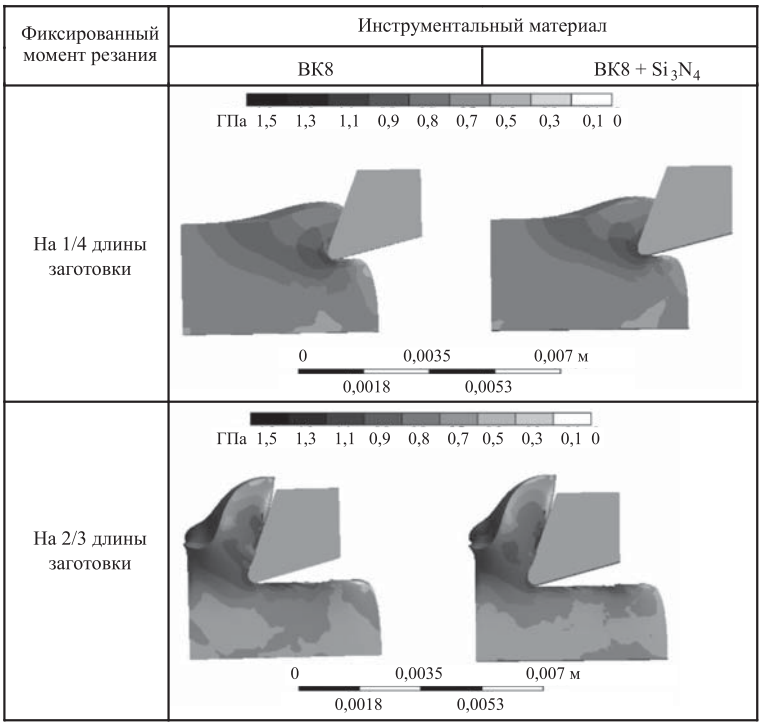
На основании выполненного комплекса теоретико-экспериментальных исследований предложены научно обоснованные технологические и технические решения, направленные на повышение эксплуатационных свойств высокопроизводительных твердосплавных составных концевых фрез. В частности, получено новое решение задачи сокращения затрат дорогостоящего инструментального твердого сплава без снижения качества и производительности обработки заготовок деталей, выполненных из материалов авиационного назначения, что наиболее актуально для авиасудостроительного кластера, химического и нефтегазового машиностроения: разработан ряд конструкций составных твердосплавных концевых фрез с разными уровнем передачи крутящего момента, долей режущей части в длине фрезы, видом сопряжения режущей части с хвостовиком, архитектурой покрытий твердого сплава, что в сравнении с традиционными цельными (монолитными) твердосплавными фрезами обеспечивает экономию твердого сплава до 30...70 %.

Управление величиной и характером напряжений при применении покрытий. А.А. Верещакой предпринята попытка робастного проектирования покрытия под заданные условия эксплуатации на основе компьютерного моделирования работоспособности металлорежущего инструмента. В качестве управляемого параметра он принял

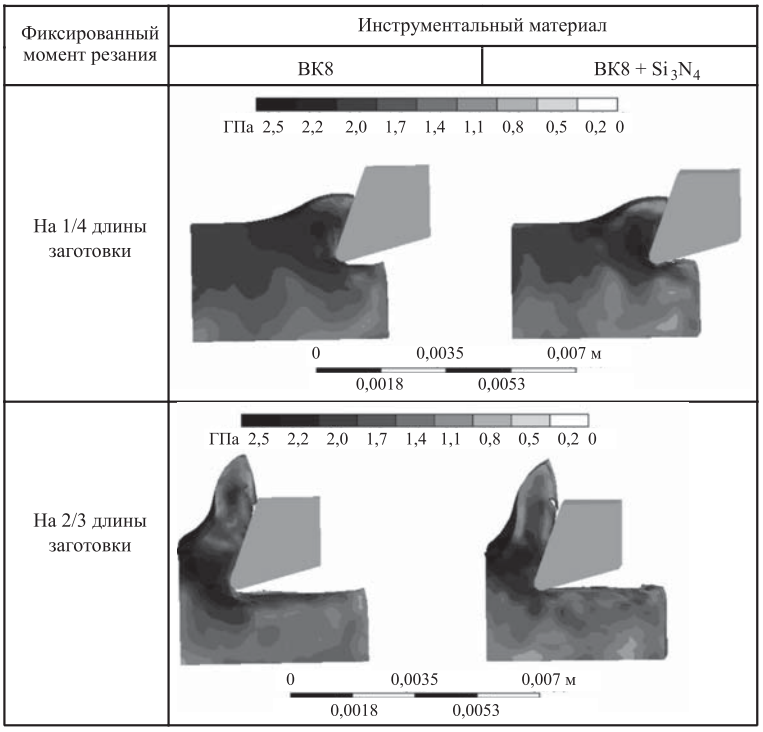
температуру резания, т.е. из-за трудностей моделирования и измерения коэффициента трения между покрытием и обрабатываемым материалом он ассоциирует величину силы резания с этим коэффициентом трения и полагает, что, изменяя теплофизические свойства поверхностей трения, толщину и структурный состав покрытий для режущего инструмента, можно прогнозировать тепловой режим и тем самым обеспечить наиболее благоприятные с точки зрения работоспособности инструмента условия обработки резанием. А.А. Верещакой использовано программное обеспечение DEFORM-3D, которое, как он утверждает, позволяет определять теплофизические параметры во взаимосвязи со скоростью резания, учитывать износ режущего инструмента и их влияние на распределение тепловых потоков. Полученные им результаты сравнительного анализа подтверждают возможность создания покрытий, обеспечивающих благоприятный температурный режим в контактной зоне при резании. Сопоставление экспериментальных и расчетных данных позволило А.А. Верещаке утверждать, что предложенная модель адекватна полученным экспериментальным данным.

Авторами статьи применен подход А.А. Верещаки. При этом, во-первых, использовано программное обеспечение ANSYS потому, что оно более гибко в настройках и позволяет эффективно моделировать любой режущий инструмент с учетом нанесенного покрытия. Во-вторых, первоначально варьированы свойства обрабатываемого материала (рассмотрены заготовки из материалов ВТ6, 40Х) при постоянном покрытии и постоянных параметрах режима резания (А.А. Верещака варьировал состав и толщину покрытий при постоянной скорости резания). В-третьих, первоначально моделировали напряжения и температурные поля, а по ним — деформации обрабатываемого материала. Анализ величин напряжений обработанной поверхности, стружки (с учетом разных коэффициентов теплопроводности того или иного покрытия) позволил судить о влиянии того или иного покрытия на снижение или увеличение силы резания.

Пример картин напряжений для различных интервалов резания показан на рис. 7 для случая применения нитридкремние-



а)



б)

Рис. 7. Картины распределения напряжений (и цветограммы для их идентификации) в заготовке детали в различные интервалы времени процесса резания при применении инструмента с покрытием и без покрытия:
а — материал заготовки ВТ6; *б* — материал заготовки 40Х

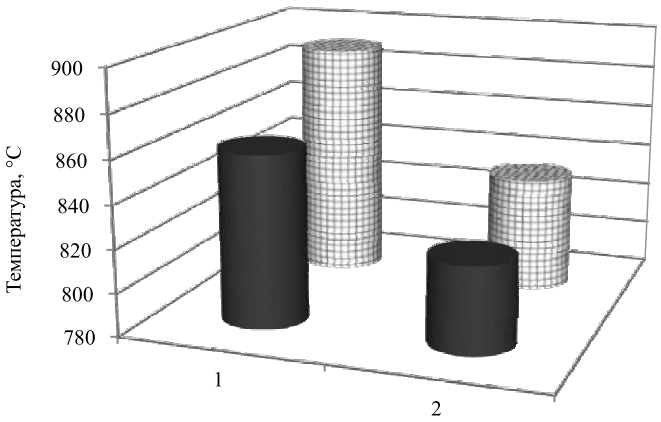


Рис. 8. Сопоставление температур в зоне резания резцом с покрытием ВК8 + Si_3N_4 (первый ряд) и без ВК8 (второй ряд):
1 — материал заготовки 40Х; 2 — материал заготовки ВТ6

вого (Si_3N_4) покрытия толщиной 7 мкм на твердом сплаве марки ВК8 при скорости резания 300 м/мин.

Анализ результатов моделирования напряжений (см. рис. 7) показывает, что применение покрытия Si_2N_4 позволяет снизить их на 5...7 %. Это связано с тем, что применение данного покрытия привело к снижению температуры в зоне резания на 50...67 °С (рис. 8). Такое незначительное уменьшение температуры на контактных площадках инструмента позволяет приблизиться к оптимальному значению температуры для пары трения инструмент—деталь, при которой износ инструмента минимален.

Примеры управления работоспособностью инструмента. Среди износостойких покрытий, наносимых на рабочие поверхности инструмента для повышения его работоспособности, наиболее часто применяют одно- и многослойные покрытия на основе нитрида титана, легированного одним или несколькими химическими элементами. В настоящее время эффективность их использования в большинстве случаев можно оценить только на основании экспериментальных исследований. Прогнозирование работоспособности режущего инструмента с износостойкими покрытиями является актуальной задачей, решение которой дает возможность целенаправленно выбирать материалы покрытия для различных условий резания.

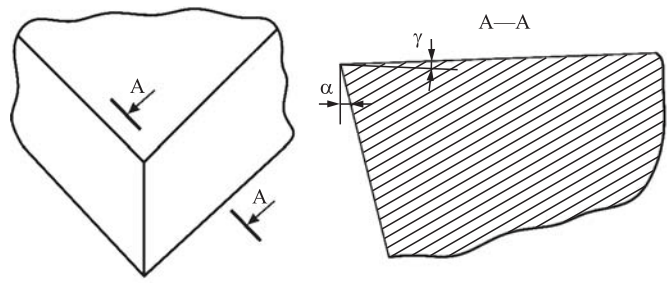


Рис. 9. Режущая часть резца из твердого сплава ВК8 и ее сечение в главной секущей плоскости А—А:
α — главный задний угол; γ — передний угол

Исследование напряженного состояния режущего клина проводили с использованием пакета программ ANSYS. Напряжения в режущем клине инструмента рассматривали в главной секущей плоскости (рис. 9) [9]. При изучении распределения напряжений в режущем клине инструмента рассматривали контактные напряжения σ_z и σ_y, действующие в направлениях, параллельном передней поверхности и перпендикулярном к ней соответственно.

Исследовали следующие инструментальные материалы: субстрат — твердый сплав марки ВК8; однослойное покрытие из нитрида титана TiN толщиной 5 мкм; однослойное композиционное покрытие (TiAl)N толщиной 5 мкм; трехслойное покрытие Ti + TiN + (TiAl)N общей толщиной 7 мкм; трехслойное покрытие Ti + TiN + (TiAlCr)N общей толщиной 6 мкм; трехслойное покрытие Ti + + TiN + (TiAlCr)N общей толщиной 10 мкм. Эти инструментальные материалы выбраны в силу того, что по ним имеются сведения в литературе, например отдельные результаты приведены А.А. Верещакой в работе [6]. Поля (распределение) напряжений для таких инструментальных материалов показаны на рис. 10, 11.

Для проверки представленной гипотезы проведено сопоставление результатов вычисления эквивалентных напряжений с экспериментальными данными [6] по периоду износостойкости режущего инструмента с нанесенными на него покрытиями (рис. 12).

Под эквивалентными напряжениями понимаем

$$\sigma_{\text{экв}} = \sqrt{\sigma_{z\,\max}^2 + \sigma_{y\,\max}^2},$$

где $\sigma_{z\max}$, $\sigma_{y\max}$ — расчетные максимальные напряжения по передней и задней поверхностям режущего клина соответственно.

Стойкостные исследования проводили при концевом фрезеровании стали 12Х18Н10Т.

Сопоставление экспериментальных данных по износостойкости инструмента с результатами моделирования максимальных эквивалентных напряжений показало обратную зависимость периода износостойкости от эквивалентных напряжений, что означает увеличение износостойкости инструмента как следствие снижения эквивалентных напряжений.

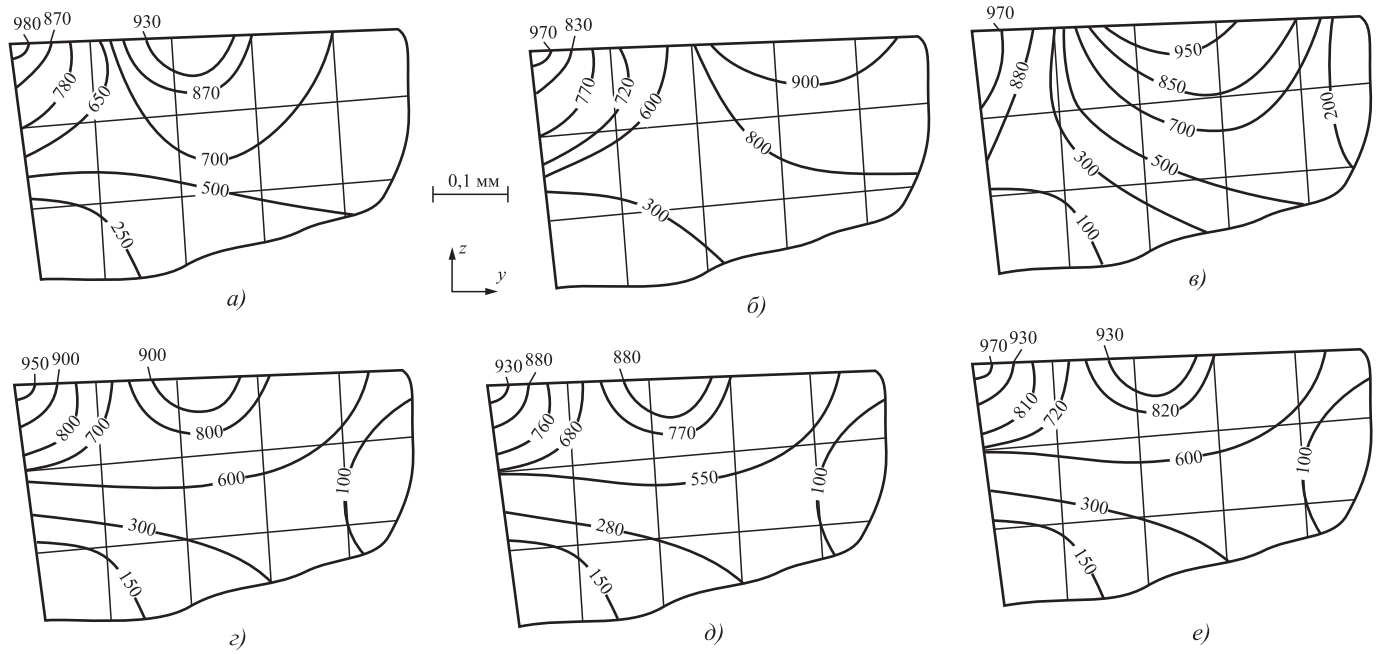


Рис. 10. Поля напряжений σ_z, МПа, в режущем клине инструмента из твердого сплава ВК8:
а — без покрытия; *б* — с однослойным покрытием TiN толщиной 5 мкм; *в* — с покрытием (TiAl)N толщиной 5 мкм; *г* — с трехслойным покрытием Ti + TiN + (TiAl)N общей толщиной 7 мкм; *д* — с трехслойным покрытием Ti + TiN + (TiAlCr)N общей толщиной 10 мкм; *е* — с трехслойным покрытием Ti + TiN + (TiAlCr)N общей толщиной 6 мкм

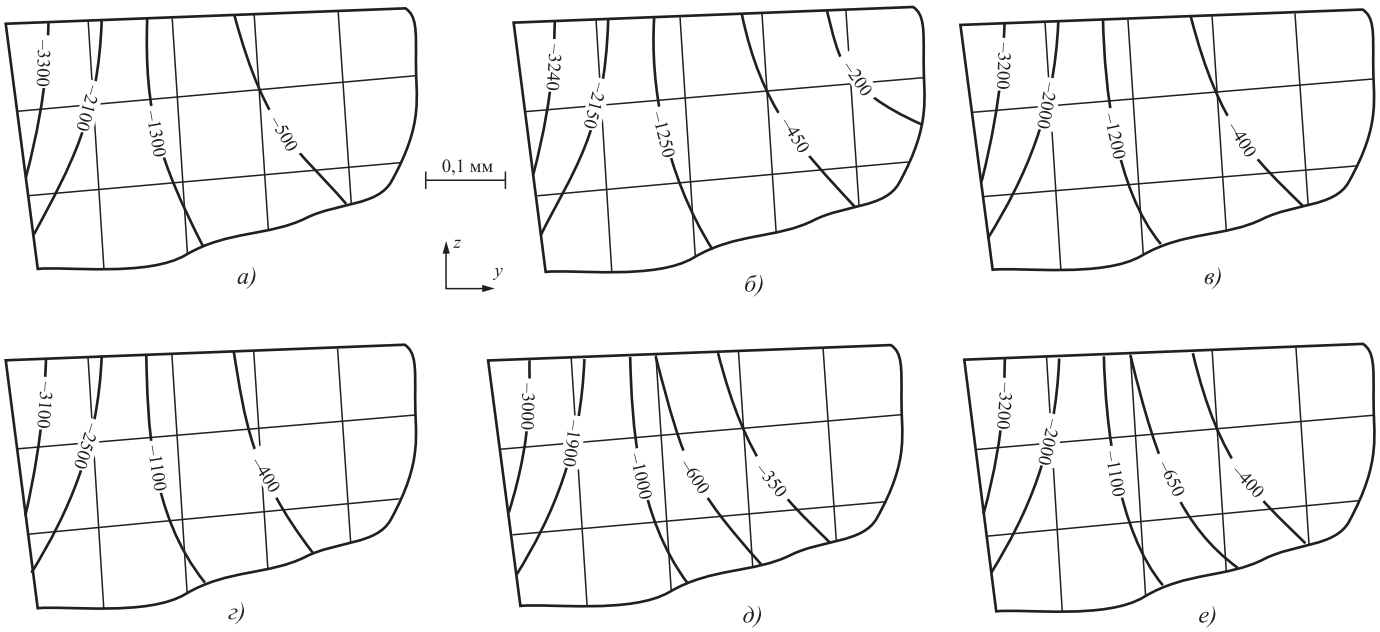


Рис. 11. Поля напряжений σ_y, МПа, в режущем клине инструмента из твердого сплава ВК8:
а — без покрытия; *б* — с однослойным покрытием TiN толщиной 5 мкм; *в* — с покрытием (TiAl)N толщиной 5 мкм; *г* — с трехслойным покрытием Ti + TiN + (TiAl)N общей толщиной 7 мкм; *д* — с трехслойным покрытием Ti + TiN + (TiAlCr)N общей толщиной 10 мкм; *е* — с трехслойным покрытием Ti + TiN + (TiAlCr)N общей толщиной 6 мкм

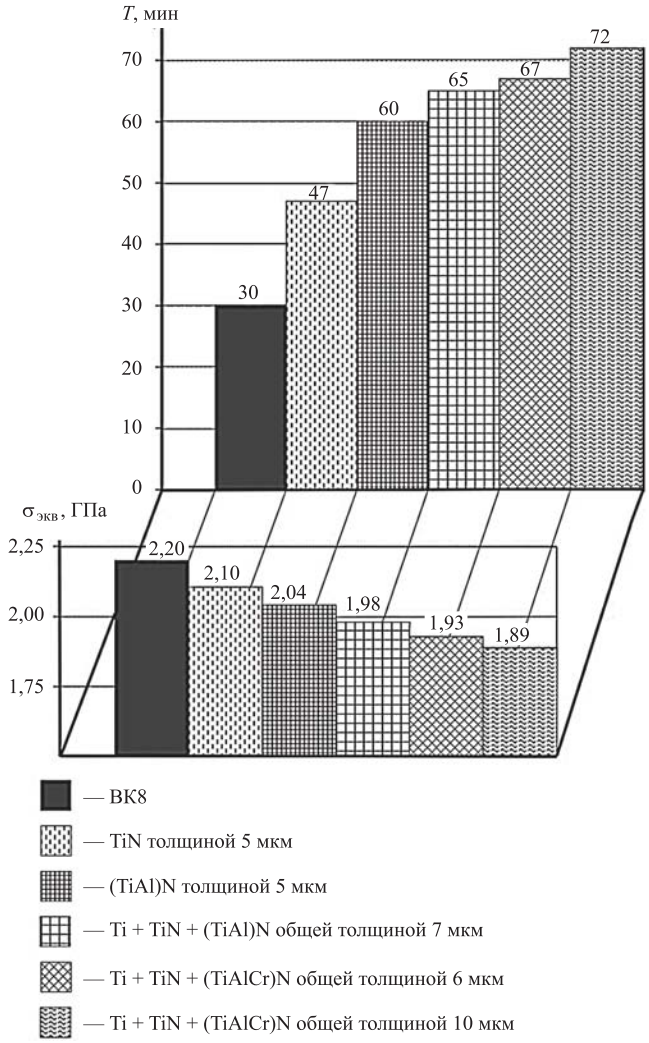


Рис. 12. Сопоставление периода износостойкости *T* режущего инструмента и максимальных величин эквивалентных напряжений $\sigma_{экв}$

По полученным результатам можно сделать следующие выводы:

1. Незначительное (в 1,16 раза) изменение величин максимальных напряжений у инструмента с покрытием и без покрытия влечет за собой существенное изменение (3,2 раза) работоспособности инструментальных материалов.

2. Для указанных условий эксплуатации наиболее эффективно применение покрытия Ti + + TiN + (TiAlCr)N общей толщиной 10 мкм.

Заключение

1. Современное программное обеспечение позволяет компьютерным моделированием обеспечить быстрое и целенаправленное проектирование покрытий на металлорежущем инструменте.

2. Показаны примеры проектирования архитектуры покрытий для решения задач:

обеспечения эффективного стружкодробления для тяжелых условий колесотокарной обработки бывших в эксплуатации колес железнодорожных вагонов;

совершенствования конструкции концевых фрез с позиций минимизации инструментальных затрат без снижения точности и производительности обработки;

создания благоприятных полей напряжений в элементах системы резания;

повышения работоспособности металлорежущего инструмента.

3. Созданы предпосылки для разработки методологии робастного проектирования архитектуры покрытий под конкретные условия эксплуатации металлорежущего инструмента.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Мигранов Л.Ш.** Проблемы и перспективы развития двигателестроения // Тр. междунар. науч.-техн. конф. Сер. Вестник Самарского государственного аэрокосмического университета им. академика С.П. Королева, Самарский государственный аэрокосмический университет им. академика С.П. Королева. 2003. С. 410—415.

2. **Григорьев С.Н., Маслов А.Р., Синопальников В.А.** Резание металлов в автоматизированном производстве: учеб. пособие. М.: Изд. центр МГТУ "Станкин", 2008. 372 с.

3. **Научные** и технологические аспекты проблемы разработки режущих инструментов с износостойкими покрытиями повышенной эффективности / А.С. Верещака, А.А. Верещака, А.Б. Чумиков, Л.Г. Дюбнер // Резание и инструмент в технологических системах: междунар. науч. техн. сб. Вып. 62. Харьков, НТУ ХПИ, 2002. С. 12—20.

4. **Табаков В.П.** Формирование износостойких ионно-плазменных покрытий режущего инструмента. М.: Машиностроение, 2008. 311 с.

5. **Волосова М.А.** Технологические принципы нанесения износостойких вакуумно-плазменных покрытий на режущий инструмент из керамики // Справочник. Инженерный журнал. 2005. № 8. С. 46—47.

6. **Верещака А.А.** Повышение режущих свойств твердосплавного инструмента путем рационального выбора состава, структуры и свойств наноразмерных износостойких комплексов: дис. ... канд. техн. наук. МГТУ "Станкин". М., 2010. 254 с.

7. **Особенности** восстановительной обработки колес железнодорожных вагонов / Б.Я. Мокрицкий, А.В. Морозова, Я.В. Конюхова, Е.Б. Мокрицкая // Вестник Брянского государственного технического университета. 2017. № 5 (58). С. 50—55.

8. **Мокрицкий Б.Я., Саблин П.А., Верещака А.А.** Инструментальное обеспечение современных машиностроительных производств. Комсомольск-на-Амуре: КнАГТУ, 2017. 200 с.

9. **Табаков В.П., Чихранов А.В.** Износостойкие покрытия режущего инструмента, работающего в условиях непрерывного резания. Ульяновск: УлГТУ, 2007. 255 с.

УДК 621.762.01

М.С. Егоров, Р.В. Егорова
(Донской государственный технический университет, г. Ростов-на-Дону)
E-mail: aquavdonsk@mail.ru

Упрочнение порошковых материалов при измерении горячей твердости

Статья посвящена анализу деформируемости порошковых материалов при измерении горячей твердости.

Ключевые слова: *порошковая металлургия, упрочнение, горячая твердость, предел текучести, деформация, микроструктура, свободная осадка, трещины.*

The article is devoted to analysis of deformation of powder materials in the measurement of hot hardness.

Keywords: *powder metallurgy, strengthening, hot hardness, yield strength, deformation, microstructure, free precipitate, cracks.*

Введение

Необходимость расчета соотношения твердости HV и предела текучести $\sigma_т$ вызвано тем, что эти параметры позволяют найти общее в существенно различающихся по сложности методиках их определения. Методику измерения твердости от методики проведения исследований на разрыв отличают простота, оперативность и такое важнейшее отличие, что фактически она может служить методом для неразрушающего контроля.

Связь между HV и $\sigma_т$ широко используется в практических целях: измерение твердости применяется как технологический анализ прочности; температурные зависимости твердости считаются аналогичными температурным зависимостям предела текучести, по ним проводится термоактивационный анализ; отношение твердости хрупких материалов к пределу текучести, известное как коэффициент стеснения Ф, используется при вычислениях предела текучести по результатам измерения твердости или при определении трещиностойкости методом индентирования. Соотношение HV и $\sigma_т$ пористых тел недостаточно исследовано. В работе [1] отмечены трудности при попытке установить связь между твердостью и пределом прочности порошкового железа, а работ, посвященных выявлению указанных закономерностей при высоких температурах, не проводилось.

Проведение исследований и их результаты

При проведении серии экспериментов по измерению твердости выбирали железные порошки зарубежного производства, полученные по различным технологиям [2, 3]. Химический состав исследуемых порошковых материалов представлен в таблице.

Процесс измерения твердости порошковых материалов проводили в диапазонах высоких температур: от 900 до 1050 °С с шагом 50 °С и изменения пористости П = 10...30 %. По температурным зависимостям микротвердости можно определить согласно методике [4] энергию активации движения дислокаций, которая позволяет определить температуру деформации. Она находится как температура, ниже которой напряжение Пайерлса—Набарро становится существенным, при этом значение предела текучести и твердость резко возрастают [5]. Такого вида исследования позволяют оценить степень пластической деформации материала под индентором, определяемой по значениям диагоналей отпечатка при условии, что степень пластической деформации растяжения не превышает 8 % степени пластической деформации под индентором, и достоверно определить соотношение твердости HV и пре-

Химический состав порошков

Марка порошка	Содержание элементов, % мас.					
	Mo	Ni	C	O	H	Cu
Astaloy 0.85Mo	0,85	—	0,02	0,09	—	—
Distaloy HP-1	1,5	4	0,01	—	0,1	2
ABC100.30	—	—	0,003	0,06	—	—
NC100.24	—	—	0,02	—	0,14	—

дела текучести $\sigma_т$ [1]. Для измерения твердости по Виккерсу использовали образцы с необработанной после спекания поверхностью, с тем чтобы исключить влияние механической обработки на пористую структуру и величину HV.

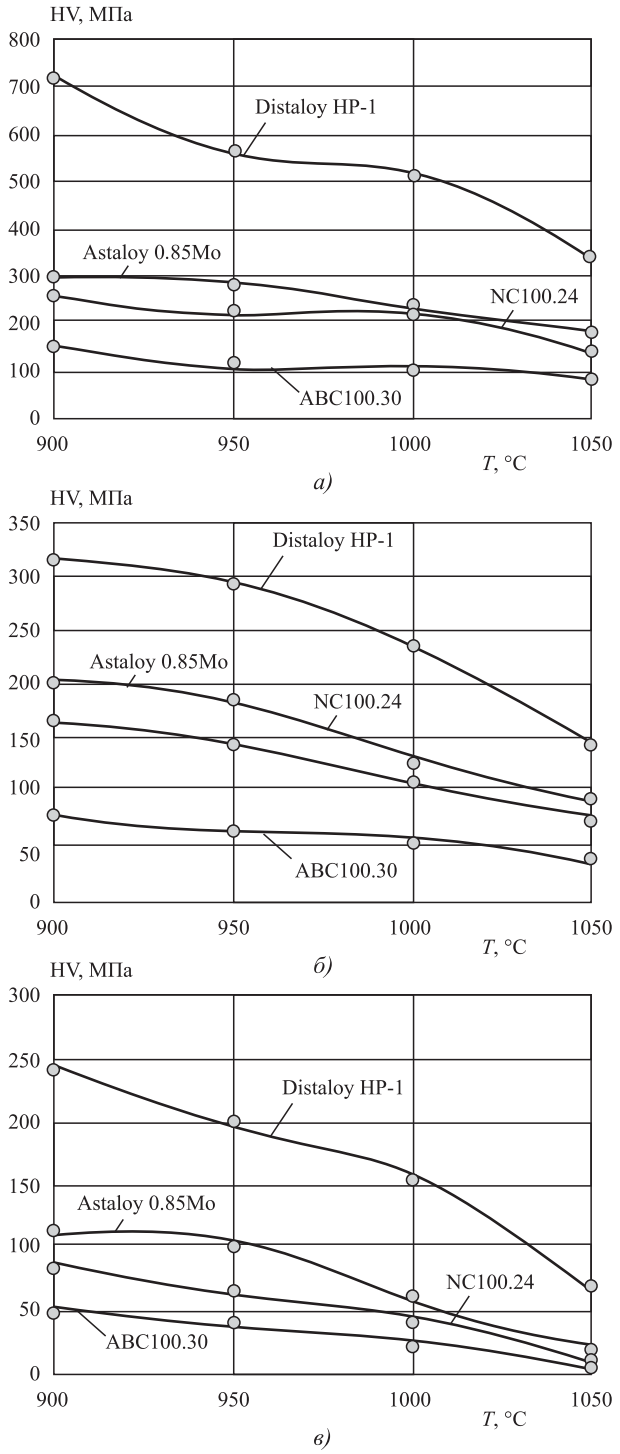


Рис. 1. Влияние температуры испытаний *T* на твердость HV при нагрузке на индентор 9,8 Н при различных значениях пористости материала:
а — П = 10 %; *б* — П = 20 %; *в* — П = 30 %

Данные исследований твердости в диапазонах температур 900...1050 °С и пористости 10...20 % представлены на рис. 1. Видно плавное уменьшение значений твердости с увеличением пористости и температуры. Независимо от пористости и температуры измерения самым твердым является материал Distaloy HP-1.

Исходя из представлений о средней деформации под отпечатком показано, что внедрение пирамиды Виккерса вызывает среднюю деформацию, составляющую 8 % деформации растяжения. Оперируя средними значениями деформации, автор работы [6] экспериментально установил связь между твердостью и соответствующим напряжением течения металлов и сплавов. Деформация материала изменяется от чисто упругой на достаточном удалении от отпечатка до предельной пластической у его поверхности. Очевидно то, что отпечаток формируется за счет пластического течения материала и величина твердости должна быть связана с его характеристиками. В моделях Хилла и Марша в качестве такой характеристики использован предел текучести.

Рассмотрим зависимость отношения $HV/\sigma_т$ от пористости порошкового железа в диапазоне температур 900...1050 °С.

Укажем на тот факт, что зависимость величины $HV/\sigma_т$ от пористости порошкового железа (рис. 2) при том, что HV и $\sigma_т$ изменяются с изменением пористости монотонно, достигает пика в диапазоне пористости 10...20 %, за исключением материала из порошка марки Distaloy HP-1, значения величины $HV/\sigma_т$ для данного порошка существенно выше, чем для компактных материалов, для которых, по данным работы [1], она составляет около 3.

Анализ построенных зависимостей указывает, что наличие пиков отношения $HV/\sigma_т$ не только свойственно порошковому материалу, но и объяснимо как характеристика пористых материалов, имеющих предел текучести, если принимать, что увеличение значения $HV/\sigma_т$ для пористого тела по сравнению со значением для компактного, вызвано увеличением плотности материала под индентором.

Следует отметить, что значения отношения $HV/\sigma_т$ для компактных и пористых тел различаются. Если не рассматривать деформационное упрочнение величина $\sigma_т$ компактного тела равна пределу текучести материала под отпечатком $\sigma_{т\,и}$.

При внедрении индентора в пористое тело материал под отпечатком уплотняется [1], и вследствие сильной зависимости $\sigma_т(П)$ предел текучести материала под индентором $\sigma_{т\,и}$ будет выше исходного на величину $\Delta\sigma$:

$$\sigma_{т\,и} = \sigma_т + \Delta\sigma. \quad (1)$$

По аналогии с компактным материалом введем обозначение

$$\Phi = HV/\sigma_{т\ и} = HV/(\sigma_т + \Delta\sigma). \qquad (2)$$

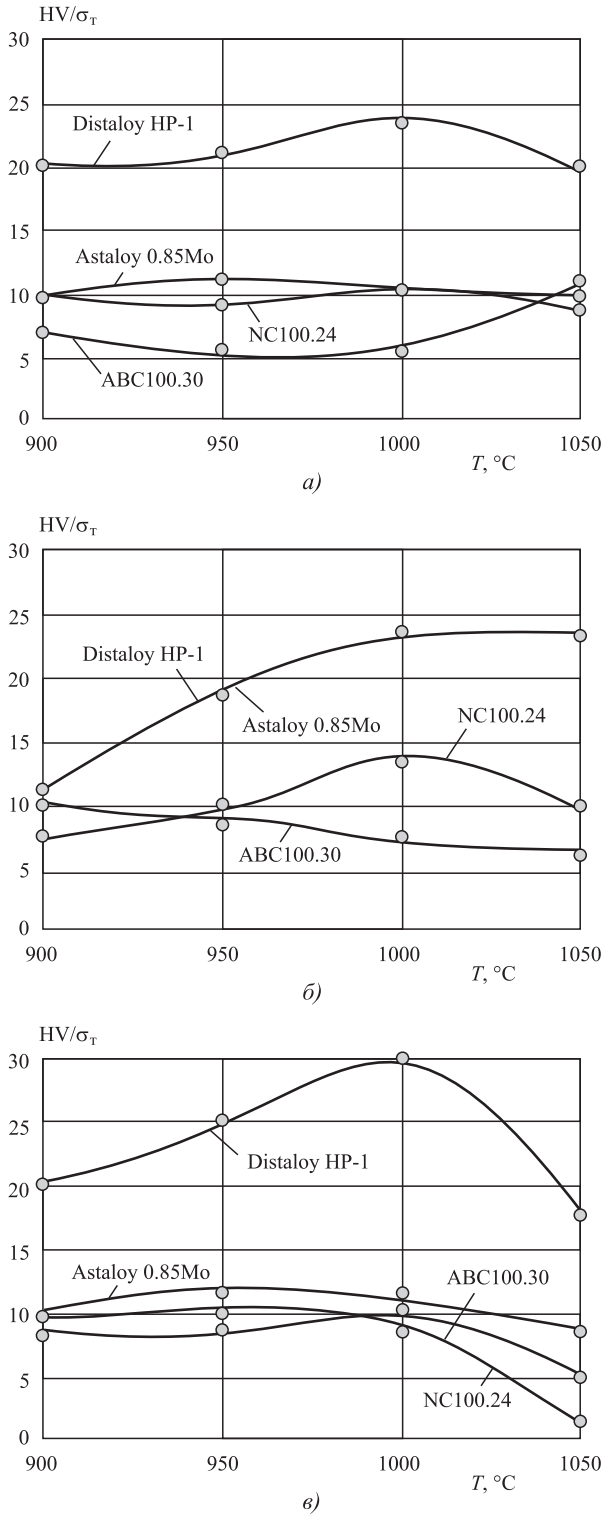


Рис. 2. Влияние температуры *T* на отношение $HV/\sigma_т$ при различных значениях пористости материала: *а* — П = 10 %; *б* — П = 20 %; *в* — П = 30 %

Тогда

$$HV/\sigma_т = \Phi(1 + \Delta\sigma/\sigma_т). \qquad (3)$$

Таким образом, отношение $HV/\sigma_т$ будет значительно больше значения Ф, которое соответствует плотным телам, на величину, пропорциональную $\Delta\sigma$.

Проведем исследования изменения $\Delta\sigma$ при переходе от менее плотных к более плотным образцам (рис. 3). Сделаем предположение, что независимо от исходной пористости материал под индентором уплотняется одинаково: $\Delta П$ = const. Так как интенсивность роста $\sigma_т(П)$ с уменьшением пористости увеличивается, величина $\Delta\sigma$ будет иметь большее значение для более плотных материалов. Из этого следует, что $\sigma_т(П) + \Delta\sigma$ не может быть больше предела текучести компактного материала $\sigma_{тП=0}$. Когда $\sigma_{т\ и}$ достигнет значения, равного $\sigma_{тП=0}$, деформация под индентором протекает так, как в компактном монолитном объекте. Рассматриваемый образец, испытанный на твердость, имеет определенные отличия: если при увеличенной пористости поверхность образца у отпечатка оседает, то при малой получаются участки, которые принято называть "навалы". Это означает, что при данной пористости значение $\Delta\sigma$ достигнет максимума, когда $\sigma_т(П) + \Delta\sigma = \sigma_{тП=0}$. С дальнейшим понижением пористости величина $\Delta\sigma$ будет рассчитываться как разность $\sigma_{тП=0} - \sigma_т(П)$, уменьшающаяся для более плотных образцов, чем и объясняется левая часть зависимости (3) $HV/\sigma_т$.

Таким образом, зависимость $\Delta\sigma$, а значит, и $HV/\sigma_т$ от пористости должна иметь максимальное значение. Исходя из представленной теоретической

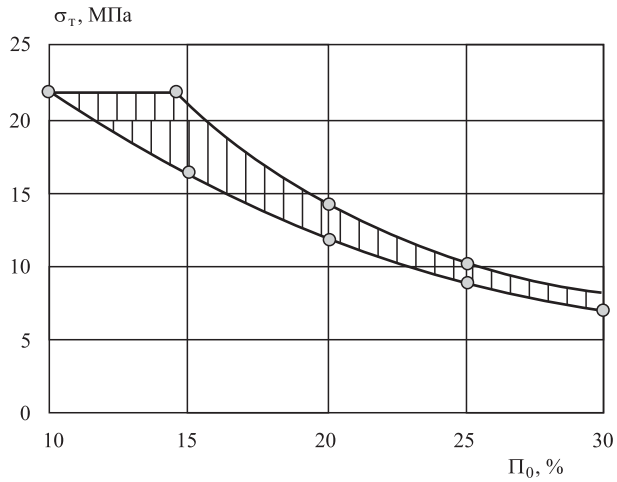


Рис. 3. Влияние начальной пористости $П_0$ порошкового железа на предел текучести при индентировании

модели левая часть уравнения (3) достаточно просто вычисляется, если известно значение функции $\sigma_т(П)$. Правая часть уравнения (3) может быть описана только качественно. Величина ΔП, кроме того, что она различна для инденторов разной геометрии, зависит от исходной пористости материала. Если, как и в работе [7], считать, что величина ΔП пропорциональна П, то спад Δσ будет не таким резким. В качестве $\sigma_{т\ и}(П)$ могла бы быть рассмотрена зависимость предела текучести от пористости, описывающая состояние сжатия, наиболее подходящее по схеме напряженного состояния для описания процесса индентирования.

Существенное влияние на отношение $HV/\sigma_т$ оказывает изменение структуры пор [8, 9], наблюдающееся в области максимальных значений $HV/\sigma_т$ при переходе от закрытой к открытой пористости, а также все доступные характеристики деформационного упрочнения образцов с разной пористостью, которые в моделях пористых тел не рассматриваются. Рассмотренные факторы, влияющие на отношение $HV/\sigma_т$ в каждой ситуации, качественно не влияют на зависимость $HV/\sigma_т$ от пористости.

Заключение

Установлено, что отношение $HV/\sigma_т$ имеет немонотонную зависимость от пористости порошкового железа. В результате получены значения, почти в два раза большие чем для типичных компактных металлов. В связи с тем, что наиболее интенсивные изменения величины $HV/\sigma_т$ фиксируются при меньших значениях пористости, при расчетах для пористых материалов не используется соотношение между HV и $\sigma_т$, установленное для компактных. На практике немонотонность зависимости $HV/\sigma_т$ от пористости должна проявляться в процессах, включающих контактное взаимодействие пористых тел. Отношение $HV/\sigma_т$, определенное в интервале температур 900...1050 °С, достигает значений, существенно превышающих значения, типичные для компактных материалов. Максимальные изменения этого отношения наблюдаются при малых значениях пористости, что не позволяет использовать при расчете данные, установленные для компактных материалов.

Установлены зависимости для изменения отношения $HV/\sigma_т$ в диапазоне температур 900...1050 °С, которые могут быть использованы для разработки методики определения ресурса работоспособности изделия, работающего при повышенных температурах.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Об отношении** твердости к пределу текучести пористого железа / О.В. Бакун, С.А. Новочевкин, Ю.Н. Подрезов, С.А. Фирстов // Порошковая металлургия. 1993. № 3. С. 96—99.
2. **Егорова Р.В.** Структура и свойства порошковых спеченных материалов для горячей штамповки деталей сложной формы: дис. ... канд. техн. наук. Ростов н/Д., 2013. 163 с.
3. **Р.В. Егорова, М.С. Егоров, А.В. Скориков.** Свободная осадка нагретых цилиндрических образцов порошковых материалов Astaloy 0,85 Mo, Distaloy HP-1 фирмы "Höganäs" // Металлург. 2013. № 5. С. 82—86.
4. **Трефилов В.И., Мильман Ю.В., Фирстов С.А.** Физические основы прочности тугоплавких металлов. Киев: Наук. думка, 1975. 329 с.
5. **Trefilov V.I., Milman Yu.V., Gridneva I.V.** Characteristic temperature of deformation of crystalline materials // Cryst. Res. And Techol. 1984. № 3. P. 413—421.
6. **Марковец М.П.** Определение механических свойств металлов по твердости. М.: Машиностроение, 1979. 191 с.
7. **Мильман Ю.В., Гончарова И.В., Чугунова С.И.** К вопросу определения пластичности материалов методом индентирования // Электронная микроскопия и прочность материалов. 2008. № 15. С. 3—10.
8. **Егорова Р.В.** Микроструктурный анализ поверхности деталей ступенчатой формы // Металлург. 2009. № 6. С. 65—67.
9. **Григорьев А.К., Рудской А.И.** Деформация и уплотнение порошковых материалов. М.: Металлургия, 2002. 192 с.

УДК 621.9.048.7

Б.А. Ляшенко
(Институт проблем прочности им. Г.С. Писаренко НАН Украины, г. Киев),
Ю.С. Самотугина
(Приазовский государственный технический университет, г. Мариуполь, Украина)
E-mail: samsamovna30@gmail.com

Структура и вязкость разрушения высокоуглеродистых сплавов с поверхностным модифицированным слоем

Рассмотрено влияние плазменного поверхностного модифицирования на механизмы упрочнения и характеристики динамической трещиностойкости высокоуглеродистых сплавов. Проведены металлографический анализ структуры и фрактографический анализ изломов методами оптической и растровой микроскопии. Установлено, что благодаря плазменному модифицированию существует возможность увеличения твердости, но при этом не наблюдается значительного охрупчивания.

Ключевые слова: *высокоуглеродистые сплавы, модифицирование, структура, трещиностойкость, излом.*

The influence of plasma surface modification on structuring mechanisms and characteristics of dynamic crack resistance of high carbon alloys is considered. Metallographic analysis of the structure and fractographic analysis of breaking through the optical and raster-type microscopy investigation are carried out. It is established that due to the plasma modification there is the possibility of hardness increase, but herewith there is no significant brittle behavior.

Keywords: *high-carbon alloys, modification, structure, crack resistance, fracture.*

Одним из наиболее перспективных направлений развития современного производства является внедрение интенсивных технологий упрочнения материалов высококонцентрированными источниками нагрева (ВКИН) — лазерным и электронным лучами, плазменной струей. Среди указанных методов применительно к массивным деталям и инструменту (например, прокатным валкам) определенным преимуществом обладает плазменная обработка [1]. В настоящее время хорошо изучены особенности закалки ВКИН углеродистых сталей с мартенситным механизмом упрочнения поверхности при фазовых превращениях в твердом состоянии. В то же время при обработке ВКИН чугунов многие вопросы остаются невыясненными [2]. Практически отсутствуют работы по исследованию эффективности поверхностного модифицирования таких новых конструкционных материалов, как графитизированные стали (в которых углерод, как и в чугунах, находится в свободном состоянии в виде графита) и литые белые чугуны с ледебуритной основой. Такие материалы в работе [3] предложено называть естественными дисперсно-упрочненными композиционными материалами на базе сталей и чугунов ледебуритного класса.

Оптимальные режимы модифицирования сталей и сплавов обычно выбирают на основании аналитических зависимостей, полученных при решении дифференциальных уравнений теплопроводности в линейной или нелинейной постановке [1, 4]. Наиболее предпочтительным можно считать режим обработки, при котором в модифицированном слое образуется ультрадисперсная литая структура со средним размером частиц порядка 100 нм. Однако такая обработка реализуется в узком диапазоне режимов плазменной модификации — при микрооплавлении [5]. Для высокоуглеродистых сплавов, являющихся естественными композиционными материалами, оптимизация режимов плазменного модифицирования значительно усложняется из-за наличия в структуре составляющих с сильно различающимися теплофизическими свойствами (феррит, ледебурит, графит). С другой стороны, задачей поверхностного модифицирования не всегда должно

быть достижение наиболее высокой твердости и наиболее дисперсной структуры. Высокоуглеродистые сплавы являются изначально хрупкими материалами в любом структурном состоянии [3, 6]. Модифицированный слой может быть очагом образования трещин [2]. В последних известных публикациях по плазменному модифицированию (упрочнению) высокоуглеродистых сплавов [7—10] не учитывались как теплофизические параметры структурных составляющих (т.е. "композиционность" структуры), так и влияние поверхностного модифицированного слоя на вязкость разрушения.

Для оценки влияния плазменного поверхностного модифицирования на механизмы структурообразования и параметры динамической трещиностойкости высокоуглеродистых сплавов проводили испытания образцов стандартных размеров 10×10×55 мм с расположением модифицированной зоны посередине одной из боковых граней. По методике, изложенной в работе [1], определяли ударную вязкость *KC* и динамический коэффициент интенсивности напряжений K_{1D}. Исследования проводили на высокоуглеродистых сталях и сплавах: заэвтектоидной стали У12, графитизированной стали 150ХНМ, серых чугунах СЧ18 и СЧ40, высокопрочном чугуне ВЧ80 и литом белом высокохромистом чугуне (наплавленный металл) 300Х25Н3С3, полученном наплавкой ленты ПЛ-АН-101 под флюсом АН-15М. Исследовали три типа образцов: I — в исходном состоянии; II — после плазменного модифицирования без оплавления поверхности; III — после плазменного модифицирования с микрооплавлением как метода получения наиболее дисперсной структуры [5]. Параметры режимов плазменной обработки выбирали в соответствии с рекомендациями работы [4]. На испытанных образцах проводили замеры твердости по Виккерсу, металлографический анализ структуры и фрактографический анализ изломов — методами оптической и растровой электронной микроскопии. Результаты замеров и испытаний приведены в таблице.

Твердость и параметры динамической трещиностойкости высокоуглеродистых сплавов

Марка стали или сплава	Тип образца	Твердость, HV	Ударная вязкость *KC*, МДж/м^2	K_{1D}, МПа·м$^{1/2}$
У12	I	215...230	0,282	12,3
	II	825...840	0,211	9,6
	III	845...855	0,163	9,3
150ХНМ	I	285...300	0,051	7,8
	II	865...880	0,042	8,1
	III	895...910	0,031	7,4
СЧ18	I	170...185	0,054	5,7
	II	515...530	0,041	5,9
	III	535...550	0,038	5,5
СЧ40	I	200...220	0,052	6,3
	II	620...640	0,037	6,0
	III	625...645	0,033	5,7
ВЧ80	I	235...255	0,098	7,1
	II	795...810	0,050	6,2
	III	825...840	0,038	6,0
300Х25Н3С3	I	540...555	0,035	8,1
	II	905...915	0,044	8,3
	III	930...945	0,048	8,7

Исследования показали как общие закономерности влияния плазменного модифицирования на структуру и характер разрушения высокоуглеродистых сплавов, так и отличительные особенности.

Сталь У12 в исходном состоянии имеет структуру перлит + вторичный цементит в виде несплошной сетки по границам зерен перлита (рис. 1, *а*). Разрушение такой структуры происходит по микромеханизму транскристаллитного скола (рис. 1, *б*). Микрорельеф излома характеризуется четко выраженным ручьистым узором. Размер фасеток скола соответствует размеру перлитного зерна. При скоростном плазменном нагреве заэвтектоидной стали У12 до температуры Ac_1 и выше одновременно идут два процесса [1]: превращение перлита в аустенит (П → А) и растворение избыточного цементита, которое начинается на его границе с перлитным ферритом. Это, в свою очередь, может приводить к некоторому ускорению превращения П → А. После завершения превращения и выравнивания концентрации углерода по бывшему перлитному зерну процесс растворения избыточного цементита ускоряется [11]. Увеличение температуры плазменного нагрева вплоть до температуры плавления $T_{пл}$ приводит к практически полному растворению избыточного цементита (отдельные фрагменты не до конца растворившихся цементитных частиц глобулярной формы сохраняются лишь в нижних слоях модифицированной зоны — вблизи исходного металла (рис. 2, *а*). Твердый раствор дополнительно насыщается углеродом и характеризуется высокой концентрационной неоднородностью — ввиду крайне малой длительности выдержки гомогенизация аустенита замедляется. В отсутствие цементитных частиц рост зерна аустенита при нагреве не происходит [1] — структура модифицированной зоны характеризуется высокой степенью дисперсности (рис. 2, *а*). Дополнительное упрочнение достигается за счет частичного распада (самоотпуска) мартенсита и выделения субмикроскопических ча-

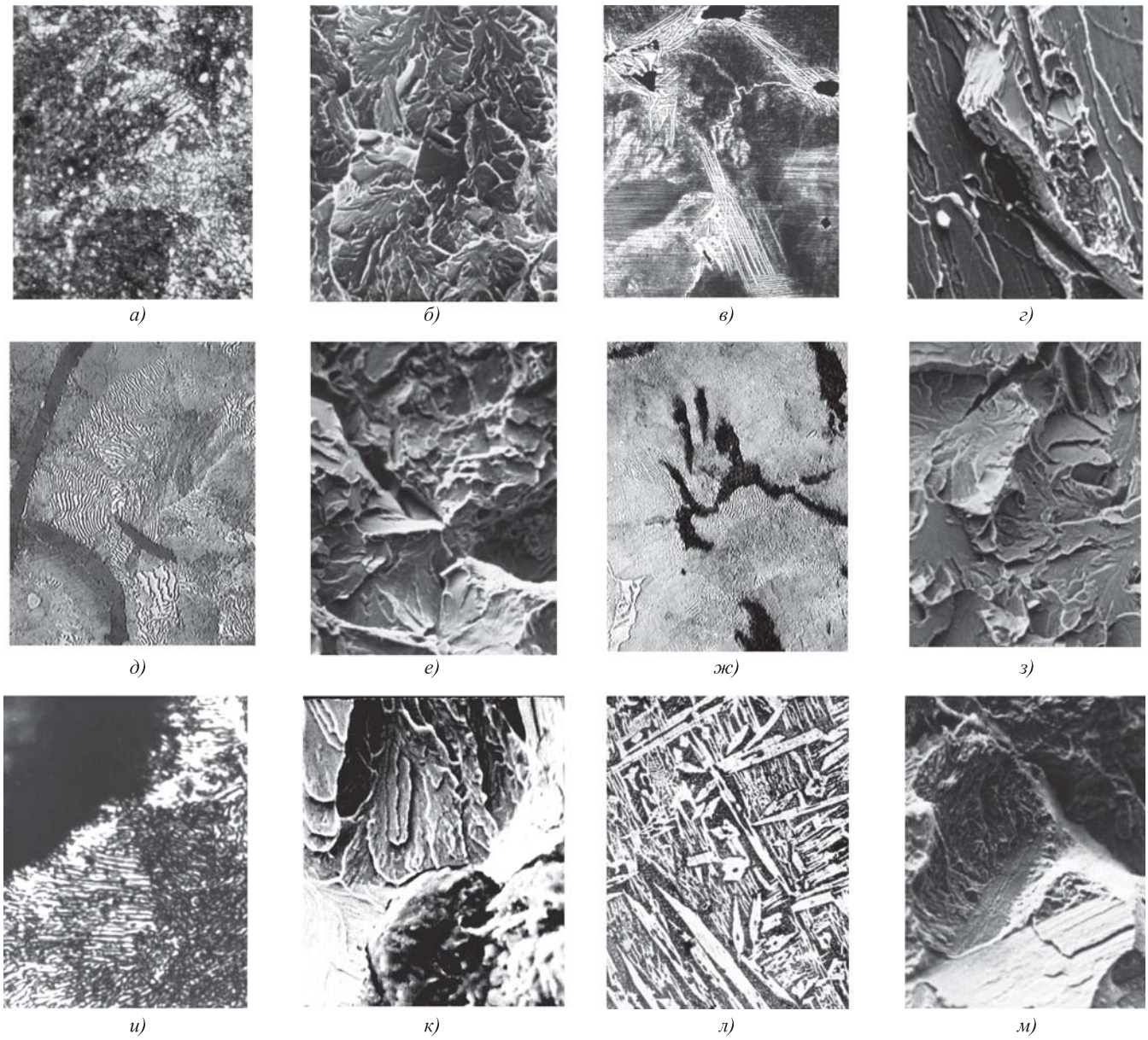


Рис. 1. Структура (*а*, *в*, *д*, *ж*, *и*, *л*) и характер разрушения (*б*, *г*, *е*, *з*, *к*, *м*) высокоуглеродистых сплавов в исходном состоянии:
а, *б* — У12; *в*, *г* — 150ХНМ; *д*, *е* — СЧ18; *ж*, *з* — СЧ40; *и*, *к* — ВЧ80; *л*, *м* — 300Х25Н3С3; *а*, *в* — ×200; *и* — ×1000; остальные — ×500

стиц вторичных карбидов, равномерно распределенных в мартенситной матрице.

Твердость стали У12 после плазменного модифицирования повышается в 4 раза (см. таблицу), однако ударная вязкость и K_{1D} снижаются на 20...30 %, что можно объяснить реализацией в металле модифицированной зоны качественно иного микромеханизма разрушения — квазискола (рис. 2, *б*), характеризующегося плохо различимыми фасетками скола, соединенными между собой гребнями отрыва и неглубокими ямками. Видны отдельные и более крупные ямки — места расположения не до конца растворившихся глобулярных частиц вторичного цементита. При плазменной обработке стали У12 в режиме микрооплавления [1] в структуре оплавленной зоны образуется высокодисперсный мартенсит пластинчатой (двойникованной) морфологии (рис. 3, *а*), происходят полное растворение вторичного цементита и дополнительное насыщение твердого раствора углеродом. Это способствует снижению температуры начала мартенситного превращения и увеличению содержания остаточного аустенита [1]. Повышение степени легирования мартенсит-

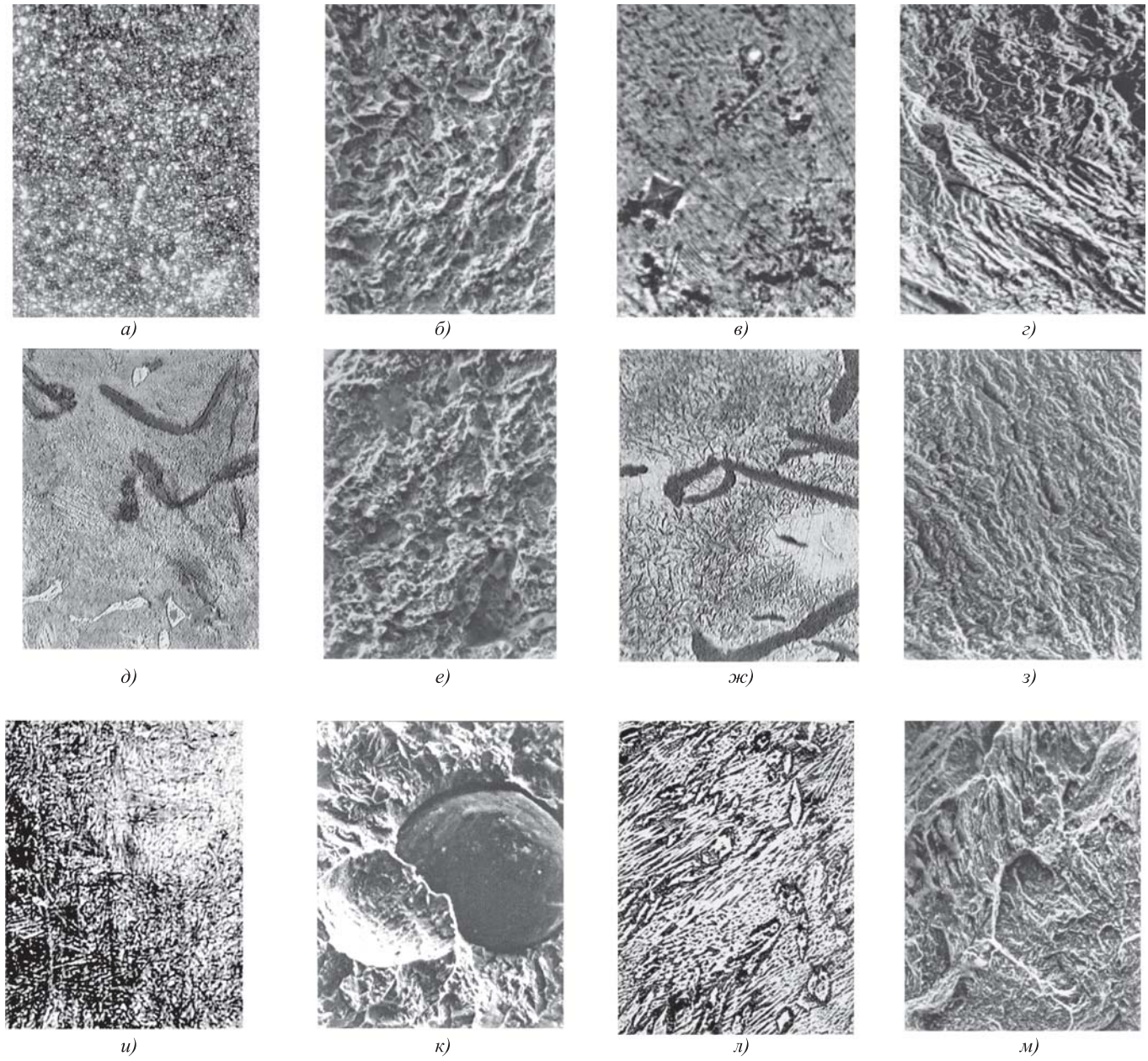


Рис. 2. Структура (*а*, *в*, *д*, *ж*, *и*, *л*) и характер разрушения (*б*, *г*, *е*, *з*, *к*, *м*) высокоуглеродистых сплавов после плазменного модифицирования без оплавления поверхности:
а, *б* — У12; *в*, *г* — 150ХНМ; *д*, *е* — СЧ18; *ж*, *з* — СЧ40; *и*, *к* — ВЧ80; *л*, *м* — 300Х25Н3С3; *а*, *в* — ×200; *и* — ×1000; остальные — ×500

ной и аустенитной фаз приводит к дополнительному повышению твердости и снижению трещиностойкости (*КС* и K_{1D}) (см. таблицу). Причем *КС* снижается в большей степени, чем K_{1D}, т.е. энергетические параметры разрушения являются более чувствительными по сравнению с силовыми к поверхностному модифицированию стали У12. Аналогичный качественный характер влияния плазменного модифицирования на трещиностойкость установлен и для инструментальных низко- и высоколегированных сталей [1]. Разрушение в металле зоны микрооплавления происходит преимущественно по микромеханизму интеркристаллитного скола — по границам кристаллов (рис. 3, *б*).

В заэвтектоидной графитизированной стали 150ХНМ в исходном (нормализованном) состоянии избыточный цементит сохраняется в виде сплошной сетки и отдельных игольчато-пластинчатых колоний, внутри которых вкраплены частицы графита пластинчатой формы (см. рис. 1, *в*). Матрицей стали является крупнозернистый пластинчатый перлит. Разрушение такой структуры

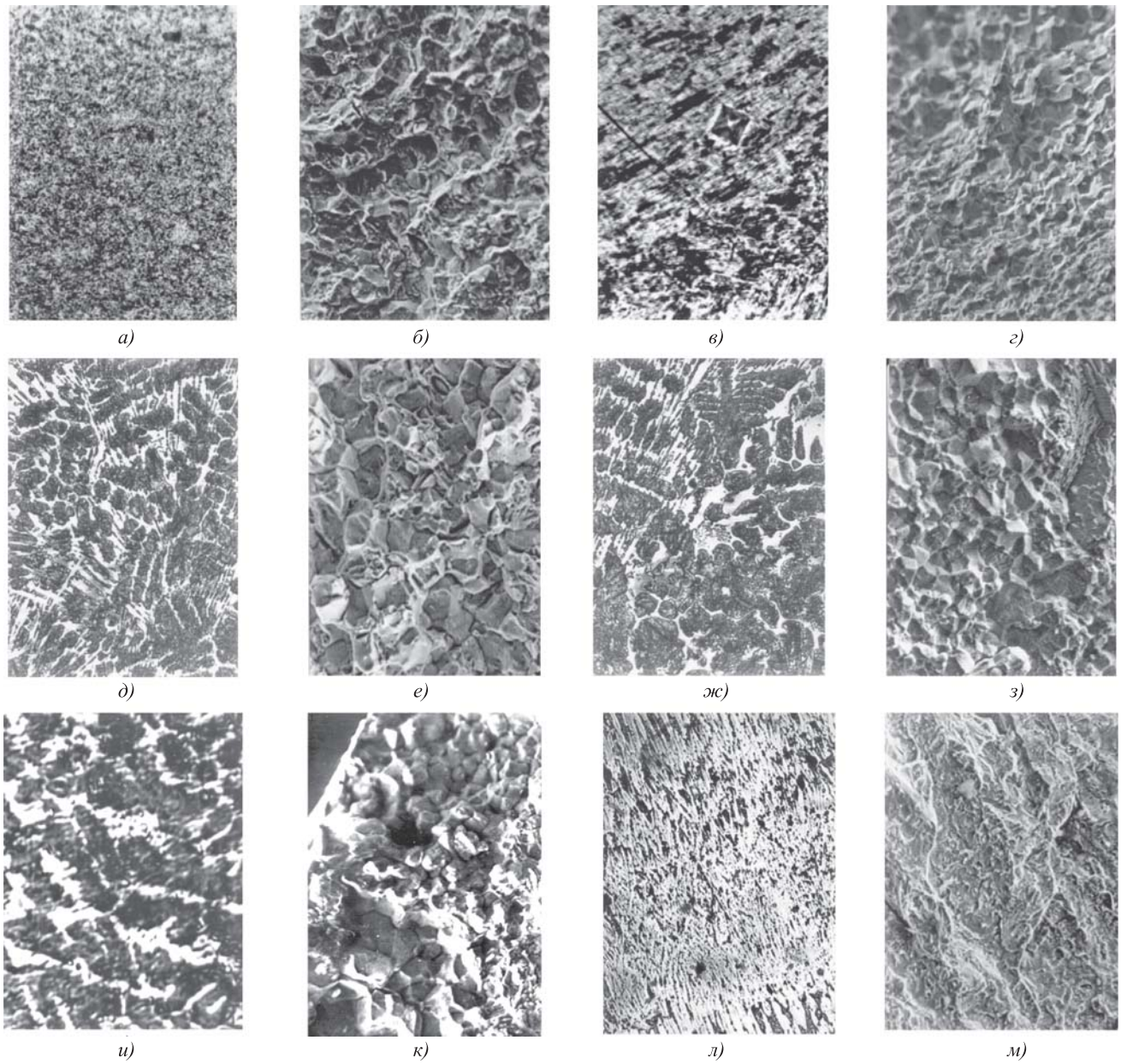


Рис. 3. Структура (*а*, *в*, *д*, *ж*, *и*, *л*) и характер разрушения (*б*, *г*, *е*, *з*, *к*, *м*) высокоуглеродистых сплавов после плазменного модифицирования с микрооплавлением поверхности:
а, *б* — У12; *в*, *г* — 150ХНМ; *д*, *е* — СЧ18; *ж*, *з* — СЧ40; *и*, *к* — ВЧ80; *л*, *м* — 300Х25Н3С3; *а*, *в* — ×200; *и* — ×1000; остальные — ×500

происходит по смешанному хрупкому микромеханизму (см. рис. 1, *г*) — транскристаллитный скол по перлитным зернам и интеркристаллитный скол по цементитной сетке и границам зерна. Плазменное модифицирование этой стали приводит к образованию в структуре высокодисперсной мартенситно-аустенитной смеси (см. рис. 2, *в*). Сетка и игольчатые частицы цементита и графит практически полностью растворяются, твердый раствор сильно пересыщается углеродом [1], повышается твердость (в 3 раза — см. таблицу). Однако влияние плазменного модифицирования на трещиностойкость в этом случае неоднозначно — ударная вязкость незначительно снижается, а $K_{\mathrm{I}D}$ — увеличивается. Разрушение металла модифицированной зоны происходит по микромеханизму высокодисперсного квазискола (см. рис. 2, *г*).

Плазменная обработка стали 150ХНМ с микрооплавлением приводит к полному растворению цементитной и графитной фаз и образованию высокодисперсной литой ячеистой структуры, основной составляющей которой является

игольчатый мартенсит (см. рис. 3, *в*). Твердость по сравнению с модифицированием без оплавления незначительно повышается, а трещиностойкость (*KC* и K_{1D}) снижается (см. таблицу), что можно объяснить появлением в изломе в качестве преобладающего микромеханизма интеркристаллитного скола, который переходит в квазискол по мере удаления от оплавленного слоя к слою закалки в твердом состоянии (см. рис. 3, *г*).

При плазменной обработке серых чугунов СЧ18 и СЧ40 без оплавления поверхности перлитная основа матрицы (см. рис. 1, *д*, *ж*) превращается в высокодисперсный мелкоигольчатый мартенсит (см. рис. 2, *д*, *ж*) с сохранением в структуре пластинчатых частиц графита. Твердость при этом увеличивается в 3 раза (см. таблицу), а ударная вязкость снижается на 20 %. Влияние модифицирования на динамическую трещиностойкость K_{1D} неоднозначно — для чугуна СЧ18 она повышается, а для СЧ40 — снижается (см. таблицу). Разрушение серых чугунов в исходном состоянии происходит по смешанному механизму — транскристаллитный скол по перлитной матрице и интеркристаллитный скол на границах матрицы с частицами графита (см. рис. 1, *е*, *з*). На отпечатках изломов видны трещины в плоскости, перпендикулярной к поверхности излома — так называемые вторичные трещины, которые образуются по границам матрица—частица графита. Разрушение высокодисперсной мартенситной матрицы модифицированного слоя происходит по микромеханизму квазискола (см. рис. 2, *е*, *з*). Вторичные трещины в участках контакта матрицы и частиц графита на изломах в этом случае не выявлены.

При обработке серых чугунов с микрооплавлением поверхности происходят растворение графита в расплаве и образование после быстрого охлаждения слоя белого чугуна. Затвердение идет по метастабильной диаграмме железо—углерод без выделения свободного графита с образованием дисперсной аустенитно-цементитной эвтектики — квазиледебурита [12] (см. рис. 3, *д*, *ж*). Твердость модифицированной зоны у оплавленной поверхности незначительно повышается, а *KC* и K_{1D} незначительно снижаются, что можно объяснить, как и в случае сталей, реализацией в качестве преобладающего микромеханизма разрушения интеркристаллитного скола (см. рис. 3, *е*, *з*). Квазиледебурит зоны микрооплавления по терминологии, предложенной в работе [6], можно считать относящимся к "сотовой" структуре ледебурита. При поверхностном микрооплавлении, когда глубина оплавленного слоя очень мала (порядка 0,1 мм), очень трудно получить "стержневой" тип структуры ледебурита, обладающий, согласно [6], значительно большей трещиностойкостью.

Относительно лазерной обработки чугунов известно мнение [13], что на восприимчивость чугунов к поверхностному упрочнению с оплавлением преимущественное влияние оказывают тип матрицы и ее дисперсность. Именно эти факторы определяют скорость и полноту $\alpha \to \gamma$-превращения. Чем выше дисперсность исходной феррито-карбидной матрицы, тем меньше пути диффузии углерода при $\alpha \to \gamma$-превращении и больше протяженность межфазных границ феррит-карбид, на которых зарождаются кристаллы аустенита. Форма графита имеет второстепенное значение, а при обработке без оплавления не играет никакой роли [2]. Вместе с тем данные выводы сделаны без учета влияния поверхностной обработки на трещиностойкость и характер разрушения чугунов.

При плазменной обработке чугуна с шаровидным графитом ВЧ80 без оплавления поверхности исходная структура, состоящая из пластинчатого перлита и включений графита шаровидной формы (см. рис. 1, *и*), преобразуется в высокодисперсный мартенсит (см. рис. 2, *и*). Шаровидные частицы графита полностью сохраняются [14]. Твердость чугуна повышается более чем в 3 раза, *KC* снижается почти в 2 раза, а K_{1D} — на 15 %. Разрушение высокопрочного чугуна в исходном состоянии происходит по микромеханизму транскристаллитного скола (см. рис. 1, *к*), а в зоне плазменного модифицирования — по микромеханизму квазискола [15] (см. рис. 2, *к*). Следует отметить, что частицы шаровидного графита, в отличие от пластинчатого, не являются дополнительными очагами растрескивания ("вторичные" трещины не образуются), как в исходном металле (см. рис. 1, *и*), так и в модифицированной зоне (см. рис. 2, *и*). Этим, по-видимому, можно объяснить и более высокие значения параметров *KC* и K_{1D} для высокопрочного чугуна, как в исходном, так и в модифицированном состоянии.

При плазменном модифицировании с микрооплавлением, как при обработке серого чугуна, образуется слой белого чугуна со структурой квазиледебурита (см. рис. 3, *и*), разрушение в котором также происходит преимущественно по микромеханизму интеркристаллитного скола у оплавленной поверхности, переходя к квазисколу в нижележащих слоях модифицирования в твердом состоянии [15] (см. рис. 3, *к*). Твердость чугуна ВЧ80 при микрооплавлении незначительно повышается, *KC* снижается, причем в большей степени, чем K_{1D}.

Свои особенности имеет плазменное модифицирование белых чугунов. В исходном состоянии (после наплавки) структура чугуна 300Х25Н3С3 состоит из крупных включений карбидов $(Fe, Cr)_7C_3$, эвтектики (смеси α-фазы с высокодисперсными карбидами) и остаточного аустенита [16]

(см. рис. 1, *л*). Разрушение такого металла происходит по смешанному механизму — интеркристаллитный скол по границам крупных карбидов и квазискол по эвтектике (см. рис. 1, *м*). При плазменном модифицировании без оплавления происходят частичное растворение первичных карбидов по механизму контактного плавления [16], насыщение аустенитной основы углеродом и хромом, что в процессе последующего $\gamma \rightarrow \alpha$-превращения при быстром охлаждении сопровождается интенсивным дисперсионным твердением и насыщением матрицы высокодисперсными частицами вторичных карбидов. Оставшиеся первичные карбиды имеют оплавленные края и не образуют сплошного скелета (см. рис. 2, *л*). Разрушение в модифицированном слое происходит по смешанному микромеханизму — квазискол по высокодисперсной матрице и интеркристаллитный скол по границам не до конца растворившихся первичных карбидов (см. рис. 2, *м*).

При плазменном модифицировании чугуна 300Х25Н3С3 с микрооплавлением образуется ультрадисперсная ячеистая структура (см. рис. 3, *л*). Из-за чрезвычайно высокой скорости охлаждения (порядка 10^6 °С/с [16]) происходит образование плоского фронта зерен. Такую структуру принято называть тонким конгломератом фаз [13]. Разрушение в зоне микрооплавления происходит по микромеханизму высокодисперсного квазискола (см. рис. 3, *м*). Твердость белого чугуна с достаточно высоких значений (550 HV) повышается почти в 2 раза, особенно при микрооплавлении. И при этом происходит не снижение, а увеличение трещиностойкости *KC* и K_{1D} (см. таблицу).

Выводы

Плазменное поверхностное модифицирование является эффективным методом упрочнения высокоуглеродистых сплавов. В результате такой обработки возможно повышение твердости для заэвтектоидных сталей, серых и высокопрочных чугунов в 3 раза, а для белого чугуна в 2 раза. При этом не происходит значительного охрупчивания (параметры *KC* и K_{1D} снижаются не более чем на 20 %).

Возможное охрупчивание после модифицирования связано с качественными изменениями микромеханизма разрушения металла модифицированной зоны. Наиболее благоприятным следует считать реализацию высокодисперсного квазискола в качестве преобладающего микромеханизма разрушения. В этом случае возможно даже незначительное повышение трещиностойкости высокоуглеродистых сплавов после плазменного модифицирования.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Самотугин С.С., Лещинский Л.К.** Плазменное упрочнение инструментальных материалов. Донецк: Новый мир, 2002. 338 с.
2. **Сафонов А.Н.** Особенности лазерной закалки поверхности графитизированных сталей и чугунов // Вестник машиностроения. 1999. № 4. С. 22—26.
3. **Доронин И.В., Булавин В.И., Антипов В.И.** Структура естественных дисперсно-упрочненных композиционных материалов на базе сталей ледебуритного класса // Физика и химия обработки материалов. 1991. С. 141—143.
4. **Самотугина Ю.С., Иванов Е.И., Ляшенко Б.А.** Выбор оптимальных режимов плазменного поверхностного упрочнения деталей металлургического оборудования из высокопрочного чугуна // Металл и литье Украины. 2005. № 7—8. С. 79—83.
5. **Самотугин С.С., Мазур В.А.** Плазменное микро- и наноструктурирование поверхности инструментальных сталей // Упрочняющие технологии и покрытия. 2013. № 4. С. 29—37.
6. **Мазур В.И., Таран Ю.Н.** Развитие идей А.А. Бочвара в современной теории эвтектической кристаллизации // Металловедение и термическая обработка металлов. 2002. № 11. С. 46—55.
7. **Домбровский Ю.М., Анищенко Е.В.** Плазменное поверхностное упрочнение графитизированных чугунов // Вестник ДонГТУ. 2001. Т. 1. № 1 (7). С. 65—69.
8. **Влияние** плазменной обработки поверхности на структуру и твердость чугуна с шаровидным графитом / А.Б. Юрьев, В.Я. Чинкалов, О.Ю. Ефимов и др. // Металловедение и термическая обработка металлов. 2006. № 6. С. 34.
9. **Микроструктура** хромо-ванадиевого чугуна, формирующаяся при плазменной обработке и последующей термической обработке / В.Г. Ефременко, Ю.Г. Чабак, Т.В. Пастухова и др. // Вестник Приазовского государственного технического университета. 2016. Вып. 33. С. 50—59.
10. **Влияние** объемной и поверхностно-объемной плазменной термической обработки на микроструктуру и эрозионную износостойкость комплексно легированных чугунов / В.Г. Ефременко, К. Шимидзу, Т.В. Пастухова и др. // Трение и износ. 2017. Т. 38. № 1. С. 670—679.
11. **Григорьянц А.Г., Сафонов А.Н.** Методы поверхностной лазерной обработки. М.: Высш. шк., 1987. 191 с.
12. **Ляшенко Б.А., Самотугина Ю.С.** Влияние состава и исходной структуры чугуна на эффективность плазменного поверхностного упрочнения // Металлургические процессы и оборудование. 2007. № 1 (7). С. 18—22.
13. **Леонтьева П.А., Чеканова Н.Т., Хан М.Г.** Лазерная поверхностная обработка металлов и сплавов. М.: Металлургия, 1986. 142 с.
14. **Ляшенко Б.А., Самотугина Ю.С.** Влияние режимов плазменной обработки на структуру и фазовый состав высокопрочного чугуна // Металлургические процессы и оборудование. 2006. № 1 (3). С. 13—19.
15. **Самотугина Ю.С.** Вязкость разрушения высокопрочного чугуна после плазменного поверхностного упрочнения // Вестник Приазовского государственного технического университета. 2005. Вып. 15. С. 78—83.
16. **Ляшенко Б.А., Самотугина Ю.С., Литвиненко Д.С.** Плазменная поверхностная модификация белого высокохромистого чугуна // Новейшие технологии в машиностроении: сб. науч. тр. Мариуполь, ПГТУ, 2010. С. 140—152.

УДК 621.785.53:621.373.826

О.В. Чудина
(Московский автомобильно-дорожный государственный университет "МАДИ"),
А.В. Елецкий, Е.В. Терентьев
(Национальный исследовательский университет "Московский энергетический институт")
E-mail: chudina_madi@mail.ru

Расчет прогнозируемого упрочнения стальной поверхности при лазерной обработке*

Работа посвящена прогнозированию упрочнения стальной поверхности при лазерной обработке. Исследованы упрочняющие механизмы, действующие в железной матрице при лазерной термической и химико-термической обработке. Обобщены, систематизированы и приведены к виду, удобному для практического применения, основные закономерности структурной теории прочности, которые могут быть использованы при разработке технологических процессов поверхностного упрочнения. Показано, что при лазерной термической обработке упрочнение достигается за счет дислокационного, зернограничного и субструктурного механизмов. При легировании поверхности железа углеродом добавляются твердорастворное и дисперсионное упрочнение, а также упрочнение, вызванное микронапряжениями за счет образования мартенсита и цементита, в то время как при легировании нитридообразующими элементами с последующим нагревом в атмосфере аммиака основным упрочняющим механизмом является дисперсионный частицами нитридов легирующих элементов, когерентно связанными с решеткой феррита. Предложенный методологический подход позволяет прогнозировать структурообразование и уровень упрочнения сталей и сплавов, целенаправленно выбирать технологические режимы лазерной обработки для обеспечения требуемых механических и эксплуатационных свойств деталей машин различного назначения.

Ключевые слова: *лазерная термообработка, лазерное легирование, механизмы упрочнения, структурная теория прочности, микроструктура, микротвердость, прочность.*

The work is devoted to the prediction of hardening of the steel surface during laser treatment. Strengthening mechanisms operating in the iron matrix under laser thermal and chemical-thermal treatment are investigated. The main regularities of the structural theory of strength, which can be used in the development of technological processes of surface hardening, are generalized, systematized and brought to a form convenient for practical application. It is shown that during laser heat treatment hardening is achieved by the dislocation, grain boundary and substructural mechanisms. When alloying the surface of iron with carbon, solid solution and dispersion hardening are added, also hardening caused by microstresses due to the formation of martensite and cementite. When alloying the surface of iron with nitride-forming elements followed by heating in ammonia atmosphere, the basic strengthening mechanism is the dispersive mechanism by the particles of the nitrides of alloying elements coherently bonded with a ferrite lattice. Proposed methodological approach allows to predict the structure formation and the level of hardening of steels and alloys, purposely choose technological modes of laser treatment in order to provide the required mechanical and operational properties of machinery parts for various purposes.

Keywords: *laser heat treatment, laser alloying, hardening mechanisms, structural theory of strength, microstructure, microhardness, strength.*

Введение

Обеспечение научно-технического прогресса в машиностроении связано прежде всего с созданием новых конструкционных материалов и совершенствованием технологий их упрочнения. В последние годы большое внимание уделяется развитию технологий поверхностного упрочнения сталей и сплавов, так как именно состояние поверхности во многом определяет уровень прочности и эксплуатационные свойства деталей машин.

В связи с этим появилось новое научное направление — инженерия поверхности, которое предполагает разработку технологических процессов, позволяющих модифицировать поверхностный слой, радикально изменять его структуру и свойства. Среди них технологии химико-термической обработки, в том числе с использованием концентрированных потоков энергии, нацеленных на повышение поверхностной твердости, износостойкости, теплостойкости, характеристик выносливости и т.д.

Перечисленные характеристики структурно чувствительны, поэтому для обеспечения требуемого уровня надежности и долговечности конструкций необходимы технологии, которые обе-

* Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда (проект № 16-19-10027).

спечивают формирование такого структурного состояния, при котором наиболее полно реализуются принципы структурной теории прочности [1—3]. К таким технологиям относится, в частности, обработка сплавов на основе железа с использованием лазерного нагрева.

В настоящее время при разработке технологий поверхностного упрочнения, в том числе лазерных, распространен эмпирический подход, который не позволяет управлять структурообразованием в процессе упрочнения и влиять на ожидаемый уровень физико-механических свойств. В связи с этим представляются актуальными выявление механизмов упрочнения в железе при лазерном нагреве на основе существующих металлофизических теорий, оценка вклада каждого механизма в общий уровень упрочнения для последующего выбора технологических режимов, обеспечивающих реализацию наиболее значимых механизмов с точки зрения оптимального сочетания прочности, твердости и пластичности.

Цель работы — прогнозирование уровня упрочнения стальной поверхности при лазерной обработке на основе расчетов с использованием базовых закономерностей структурной теории прочности.

Материалы и методика проведения эксперимента

Для поверхностного упрочнения использовали образцы из АРМКО-железа, которые подвергали лазерной термической (ЛТО) и химико-термической обработке (ЛХТО) аморфным наноуглеродом и легирующими элементами (V, Cr, Mo, Al). Лазерную обработку образцов проводили на установке непрерывного действия ЛОК-2М с длиной волны излучения 10,6 мкм, мощностью до 1 кВт, со скоростью перемещения лазерного луча от 2 до 30 мм/с, и на установке импульсного действия ALFA-200C с длиной волны 1064 нм, энергией импульса от 2 до 20 Дж и длительностью от 1 до 9 мс.

Легирование поверхности аморфным наноуглеродом проводили из суспензии на основе бензола с добавлением сажи, полученной при экстракции фуллеренов в установке типа SOXHLET. Сажу смешивали с бензолом до состояния однородной суспензии в соотношении 100:1 (по массе) и наносили на поверхность образцов путем погружения. Далее образцы просушивали в течение суток на воздухе при температуре 50 °С и затем в целях улучшения адгезии отжигали в печи в слабом потоке аргона в течение 20 мин при температуре 600 °С.

Насыщение поверхности легирующими элементами осуществляли из суспензии на основе 10%-ного раствора клея в ацетоне с добавлением порошков V, Cr, Mo, Al. Азотирование проводили при температуре 570 °С в атмосфере аммиака в течение от 3,5 ч.

Металлографические исследования проводили с использованием поперечных шлифов на оптическом микроскопе Zeiss Observer.Z1m, рентгеноструктурный анализ — на установке ДРОН-0,5 по стандартной методике, микрорентгеноспектральный анализ — на установке Link-System. Поверхностную твердость измеряли на твердомере Emco-Test DURASCAN 20 при нагрузке 0,981 Н (100 гс), микротвердость отдельных структурных составляющих — в соответствии с ГОСТ 9450—76 на автоматизированном твердомере Instron Tukon 2500.

Результаты исследований и их обсуждение

Согласно существующим металлофизическим теориям упрочнение металлических сплавов основано на создании препятствий для перемещения дислокаций. Прочность металла ($\sigma_в$, $\sigma_т$) определяется его сопротивлением пластической деформации, которая тем выше, чем больше препятствий (барьеров) на пути движения дислокаций. Пластичность и ударная вязкость, напротив, тем выше, чем легче осуществляется их движение. Поэтому, создав препятствие для скольжения дислокаций, можно повысить прочность. В структурах металлических сплавов такими препятствиями являются упругие напряжения, возникающие вблизи атомов растворенного элемента, другие дислокации, границы зерен и субзерен, дисперсные частицы с различной степенью когерентности с решеткой основного металла. Поэтому упрочнение реальных металлов с некоторым приближением можно рассматривать как совокупное действие всех или некоторых из указанных выше механизмов:

$$\sigma_т = \Sigma\sigma_i = \sigma_0 + \Delta\sigma_{т.р} + \Delta\sigma_д + \Delta\sigma_з + \Delta\sigma_с + \Delta\sigma_н + \Delta\sigma_{д.у}, \quad (1)$$

где σ_0 — напряжение трения кристаллической решетки; $\Delta\sigma_{т.р}$, $\Delta\sigma_д$, $\Delta\sigma_з$, $\Delta\sigma_с$, $\Delta\sigma_н$, $\Delta\sigma_{д.у}$ — приросты предела текучести за счет твердорастворного упрочнения, дислокационного (деформационного) упрочнения, зернограничного упрочнения, субструктурного упрочнения, микронапряжений, дисперсионного упрочнения соответственно.

Проведенный анализ публикаций по взаимосвязи прочности металлов с их структурным состоянием позволил нам обобщить, систематизировать и привести основные закономерности к виду, удобному для практического применения в целях прогнозирования уровня упрочнения при различных способах термической и химико-термической обработки. В расчетах используются

справочные физические константы и накопленные эмпирические знания о структуре металла после известных способов упрочнения [4—7].

При расчетах суммарного упрочнения реальных металлов в качестве σ_0 (напряжения Пайерлса—Набарро) можно принимать предел текучести отожженного металла. Для технического железа σ_0 = 30 МПа. Для многих твердых растворов замещения в α-железе, а также для разбавленных твердых растворов, которыми является большинство конструкционных сталей, при расчете *твердорастворного упрочнения* можно пользоваться выражением, предложенным Моттом и Набарро [8]:

$$\Delta\sigma_{\text{т.р}} = G\delta_L^2 C_L,$$

где G — модуль сдвига материала матрицы, для железа G = 82 000; δ_L — параметр размерного несоответствия, $\delta_L = 2(a_{\text{м}} - a_L)/(a_{\text{м}} + a_L)$; $a_{\text{м}}$ — период решетки матричного металла; a_L — период решетки растворенного элемента; C_L — атомная концентрация растворенного элемента.

При расчете твердорастворного упрочнения для твердых растворов элементами внедрения, например азотом, можно воспользоваться выражением Мотта—Набарро [8]:

$$\Delta\sigma_{\text{т.р}}^N = k_N C_N,$$

где k_N — коэффициент твердорастворного упрочнения азотом (углеродом).

Для расчета *дислокационного упрочнения* использовали зависимость [9]

$$\Delta\sigma_{\text{д}} = \alpha m G b\sqrt{\rho_{\text{д}}},$$

где G — модуль сдвига материала матрицы; b — вектор Бюргерса дислокации; для ферритной матрицы произведение $\alpha m \approx 0{,}5$; $\rho_{\text{д}}$ — плотность дислокаций.

Для расчета *зернограничного упрочнения* применяется соотношение Холла—Петча [10]

$$\Delta\sigma_{\text{з}} = K_{\text{з}} d_{\text{з}}^{-1/2},$$

где $K_{\text{з}}$ — коэффициент зернограничного упрочнения; $d_{\text{з}}$ — диаметр зерна.

Субструктурное упрочнение не имеет в настоящее время однозначного количественного описания. Чаще всего используют аналогию с зернограничным упрочнением. При расчете субструктурного упрочнения использовали соотношение Кульман—Вильсдорф [11]

$$\Delta\sigma_{\text{с}} = K_{\text{с}} l_{\text{я}}^{-1},$$

где $K_{\text{с}}$ — коэффициент субструктурного упрочнения; $l_{\text{я}}$ — размер ячеек.

Прирост предела текучести за счет микронапряжений рассчитывали по формуле

$$\Delta\sigma_{\text{н}} = (\Delta a/a)E,$$

где E — модуль Юнга, для железа E = 200 000 МПа; Δa — изменение параметра кристаллической решетки a.

Для расчета *дисперсионного упрочнения когерентными частицами* наиболее простым и доступным является количественное соотношение, выведенное Моттом и Набарро [12]:

$$\Delta\sigma_{\text{М-Н}} = 2G\varepsilon f,$$

где ε — параметр вынужденной деформации, $\varepsilon = \dfrac{3K\delta}{3K + 2E(1+\nu)}$; K — объемный модуль упругости выделения; δ — параметр размерного несоответствия; E — модуль упругости выделения; ν — коэффициент Пуассона; f — объемная доля частиц.

Для расчета *дисперсионного упрочнения некогерентными частицами* наиболее адекватно выражение, описывающее прирост напряжения течения по механизму Орована [12],

$$\Delta\tau_{\text{ор}} = 0{,}85\frac{Gb}{2\pi(l-D)}\Phi\ln\left(\frac{l-D}{2b}\right),$$

где l — среднее расстояние между центрами частиц; D — средний диаметр частиц; $\Phi = \dfrac{1}{2}\left(1 + \dfrac{1}{1-\nu}\right)$.

Прирост предела текучести за счет дисперсионного упрочнения

$$\Delta\sigma_{\text{д.у}} = 2{,}75\Delta\tau_{\text{Ор}}.$$

Наиболее благоприятными механизмами, обеспечивающими сочетание высокой прочности с достаточным запасом пластичности, являются зернограничное упрочнение $\sigma_{\text{з}}$, твердорастворное упрочнение $\sigma_{\text{т.р}}$ (если легирующие элементы измельчают зерно) и субструктурное упрочнение $\sigma_{\text{с}}$. Дисперсионное упрочнение $\sigma_{\text{д.у}}$ эффективно повышает прочностные характеристики. Увеличение плотности неорганизованных дислокаций ($\sigma_{\text{д}}$), повышая прочность, в наибольшей степени снижает вязкость разрушения.

Повышение конкретных характеристик конструкционной прочности возможно на основе реализации тех или иных механизмов упрочнения путем целенаправленного формирования заданной структуры с использованием лазерного нагрева. Такой подход целесообразно применять и в новейших технологиях, в частности при создании высокопрочных материалов на лазерном 3D-принтере.

При расчете прогнозируемого упрочнения металла после различных видов обработки основным критерием при выборе преимущественных упрочняющих механизмов является прирост напряжения за счет данного механизма, превышающий напряжение Пайерлса—Набарро σ_0, для Fe_α σ_0 = 30 МПа. Например, дислокационное упрочнение ферритной матрицы следует учитывать при плотности дислокаций $\rho_д > 10^9$ см$^{-2}$, а в аустенитной — при $\rho_д > 10^8$ см$^{-2}$. Субструктурное упрочнение становится значимым при размерах субзерен или ячеек не более 2...3 мкм, а зернограничное — при размере зерен не более 50...70 мкм. Твердорастворное упрочнение элементами внедрения (углеродом или азотом) учитывается при их концентрации не менее 0,01 %, а элементами замещения — в том случае, если элемент не образует нитридных или карбидных фаз, т. е. находится преимущественно в твердом растворе.

Разные элементы замещения упрочняют твердый раствор в различной степени в соответствии с коэффициентами упрочнения. Причем для хрома и никеля их концентрация в феррите должна быть не менее 1,2...2 %, для молибдена — не менее 5 %, а для ванадия — не менее 12...15 %. При расчете дисперсионного упрочнения учитываются объемная доля дисперсных частиц, их размеры и расстояние между ними.

Для получения суммарного упрочнения значения прироста напряжения от наиболее весомых механизмов σ_i складываются: $\sigma_т = \Sigma\sigma_i$.

Лазерная термическая обработка. ЛТО проводят как с оплавлением поверхности, так и без него. Металл подвергается одновременно скоростному нагреву и охлаждению, а также ударно-волновому воздействию.

В результате скоростного нагрева и охлаждения происходят фазовая $\alpha \to \gamma$-перекристаллизация и фазовый наклеп, вызывающие измельчение зерна и микронапряжения в кристаллической решетке. В результате ударно-волнового и термического воздействий происходит пластическое деформирование с последующей рекристаллизацией, что ведет к увеличению плотности дислокаций, возникновению микроискажений кристаллической решетки, образованию ячеистой субструктуры.

Многими авторами [4, 5] установлено, что после ЛТО железа плотность дислокаций достигает 10^{12} см$^{-2}$ против 10^8 см$^{-2}$ в отожженном состоянии, размер зерна уменьшается до 10...20 мкм при исходном размере 80 мкм, изменение параметра кристаллической решетки железа $\Delta a/a$ составляет $0{,}2\cdot10^{-3}$, тогда как у отожженного железа — менее $0{,}1\cdot10^{-3}$, формируются субзерна, размер которых составляет 0,15...0,57 мкм. Перечисленные изменения в структуре α-железа в основном определяются плотностью мощности лазерного излучения и повышают его микротвердость на 1000...2000 МПа по сравнению с обычной закалкой.

Таким образом, прирост предела текучести α-железа после ЛТО происходит за счет дислокационного, зернограничного, субструктурного механизмов, а также вследствие микронапряжений в кристаллической решетке, а суммарный предел текучести железа после лазерной термообработки может быть представлен в виде

$$\sigma_т = \sigma_0 + \Delta\sigma_д + \Delta\sigma_з + \Delta\sigma_с + \Delta\sigma_н,$$

где σ_0 — напряжение Пайерлса—Набарро; $\Delta\sigma_н = (\Delta a/a)E$ [9].

В качестве исходных данных для расчета прогнозируемого упрочнения использовали как справочные константы [6], так и экспериментальные данные, полученные для конкретных технологических параметров ЛТО [4, 5]. Параметры структуры и измеренные значения микротвердости железа после отжига и ЛТО с различной плотностью мощности, принятые к расчету, приведены в табл. 1. Расчетные значения прироста предела текучести при ЛТО за счет различных механизмов упрочнения представлены в табл. 2.

Поскольку между условным пределом текучести $\sigma_{0,2}$ и твердостью существует устойчивая корреля-

Таблица 1

Параметры структуры и микротвердость железа после отжига и ЛТО

Плотность мощности q, Вт/см^2	$\rho_д$, см$^{-2}$	$d_з$, мкм	$\Delta a/a$	$l_я$, мкм	HV, МПа
0	10^8	80	$0{,}1\cdot10^{-3}$	—	1700
$2{,}7\cdot10^4$	$5\cdot10^9$	10	$0{,}2\cdot10^{-3}$	0,5	2500
$4\cdot10^4$	$5\cdot10^{10}$	5	$0{,}2\cdot10^{-3}$	0,4	3500
$8\cdot10^4$	$3\cdot10^{11}$	3	$0{,}2\cdot10^{-3}$	0,15	4800

Таблица 2

Расчетные значения прироста предела текучести при ЛТО АРМКО-железа за счет различных механизмов упрочнения

Плотность мощности q, Вт/см^2	$\Delta\sigma_0$, МПа	$\Delta\sigma_д$, МПа	$\Delta\sigma_з$, МПа	$\Delta\sigma_с$, МПа	$\Delta\sigma_н$, МПа	$\Sigma\sigma_i$, МПа	$HV_{эксп}$, МПа
0	30	10	70	—	20	130	1700
$2{,}7\cdot10^4$	30	74	199	300	40	643	2800
$4\cdot10^4$	30	232	281	375	40	958	3700
$8\cdot10^4$	30	567	364	1000	40	2001	4600

ционная связь и коэффициент пропорциональности для конструкционных сталей после различных видов термообработки составляет 0,33...0,45 [13, 14], то для оценки адекватности расчетов прочности использовали значения твердости, полученные экспериментально. Анализ результатов показывает, что расчетные значения прироста предела текучести в основном хорошо коррелируют с экспериментально измеренной микротвердостью.

Лазерная химико-термическая обработка. Под ЛХТО понимается изменение химического состава поверхности стальных изделий путем внедрения различных элементов при лазерном нагреве. Как правило, ЛХТО проводят с оплавлением поверхностного слоя в импульсном или непрерывном режиме лазерного излучения. Для модифицирования поверхности образцов проводили насыщение поверхностного слоя железной матрицы аморфным наноструктурированным углеродом (ЛХТО(С)) [15, 16] и нитридообразующими легирующими элементами [7] при лазерном нагреве с плотностью мощности $q = (2...10)\cdot 10^4$ Вт/см^2.

При легировании поверхности железа углеродом происходят закалка из жидкой фазы с образованием высокоуглеродистого мартенсита; фазовая $\alpha \to \gamma$-перекристаллизация и фазовый наклеп, вызывающие измельчение зерна и микронапряжения в кристаллической решетке; пластическая деформация под действием ударно-волнового и термического воздействий с последующей рекристаллизацией, что приводит к увеличению плотности дислокаций, микроискажениям кристаллической решетки и образованию ячеистой субструктуры.

На рис. 1 представлена микроструктура АРМКО-железа после ЛХТО(С) при $q = 4\cdot 10^4$ Вт/см^2.

Рис. 1. Микроструктура АРМКО-железа после ЛХТО(С) при $q = 4\cdot 10^4$ Вт/см^2, ×1000

Анализ этих данных в сочетании с результатами рентгеноструктурных измерений показывает, что микроструктура АРМКО-железа после ЛХТО(С) состоит из мартенсита, цементита, аустенита остаточного и ледебурита [17].

Таким образом, суммарный предел текучести железа после ЛХТО(С) может быть представлен в виде

$$\sigma_т = \Sigma\sigma_i = \sigma_0 + \Delta\sigma_{т.р} + \Delta\sigma_д + \Delta\sigma_з + \\ + \Delta\sigma_с + \Delta\sigma_н + \Delta\sigma_{д.у}.$$

В процессе лазерного легирования нитридообразующими элементами, такими как ванадий, хром, молибден, алюминий [7], в упрочненном слое формируется структура твердого раствора легирующего элемента в Fe_α с равномерным распределением этого элемента в зоне плавления. Концентрацию легирующих элементов можно регулировать путем изменения технологических параметров лазерной обработки или толщины насыщающей обмазки. Экспериментально установлено, что с увеличением концентрации легирующих элементов микротвердость легированных зон возрастает. На повышение микротвердости железа оказывают влияние, во-первых, высокие скорости нагрева и охлаждения, характерные для ЛТО, во-вторых, теплофизические особенности легирующих элементов, влияющие на условия кристаллизации, и, в-третьих, различие атомных размеров легирующих элементов и материала матрицы.

Установлено, что все исследуемые легирующие элементы в большей или меньшей степени измельчают зерно (рис. 2, *а*). На размер зерна влияют тип легирующего элемента и его концентрация в зоне легирования. Введение легирующих элементов влияет и на изменение параметра кристаллической решетки $\Delta a/a$, которое зависит от размеров атомных радиусов легирующих элементов. Поскольку атомные радиусы Cr (1,27 нм) и V (1,34 нм) незначительно отличаются от атомного радиуса Fe (1,26 нм), то изменение параметра решетки твердого раствора $\Delta a/a$, рассчитанное по смещению матричных пиков, а следовательно, и упрочнение невелики. Напротив, Mo и Al с атомными радиусами 1,39 и 1,43 нм соответственно даже при меньших концентрациях в твердом растворе, чем при легировании V и Cr, позволяют более существенно повысить уровень упрочнения железной матрицы.

Таким образом, кроме действующих при ЛТО дислокационной и субструктурной составляющих и появившейся твердорастворной составляющей дополнительно увеличивается вклад механизмов зернограничного упрочнения и упрочнения, вы-

званного микронапряжениями кристаллической решетки. Тогда ожидаемый прирост предела текучести $\Delta\sigma_{т.р}^{ЛЭ}$ железной матрицы

$$\sigma_т = \Sigma\sigma_i = \sigma_0 + \Delta\sigma_{т.р}^{ЛЭ} + \Delta\sigma_д + \Delta\sigma_з + \Delta\sigma_с$$

за счет введения легирующих элементов (ЛЭ) будет существенно выше (табл. 3), чем при ЛТО.

Расчеты показывают, что значительный вклад в общий уровень упрочнения вносит дисперсионный механизм упрочнения когерентными или некогерентными частицами. Поэтому для дальнейшего повышения поверхностной твердости проводили азотирование (ЛХТО(ЛЭ + N)). Нагрев в атмосфере аммиака оказывает двойное положительное влияние на формирование модифицированных слоев при лазерном нагреве. Во-первых, в структуре образуются нитриды легирующих элементов, устойчивые к нагреву до температуры 600 °С, в отличие от мартенситных структур, которые распадаются с понижением твердости уже при 300 °С. Во-вторых, при нагреве устраняются неблагоприятные растягивающие напряжения, неизбежно возникающие при лазерном нагреве на границе с основным металлом [18].

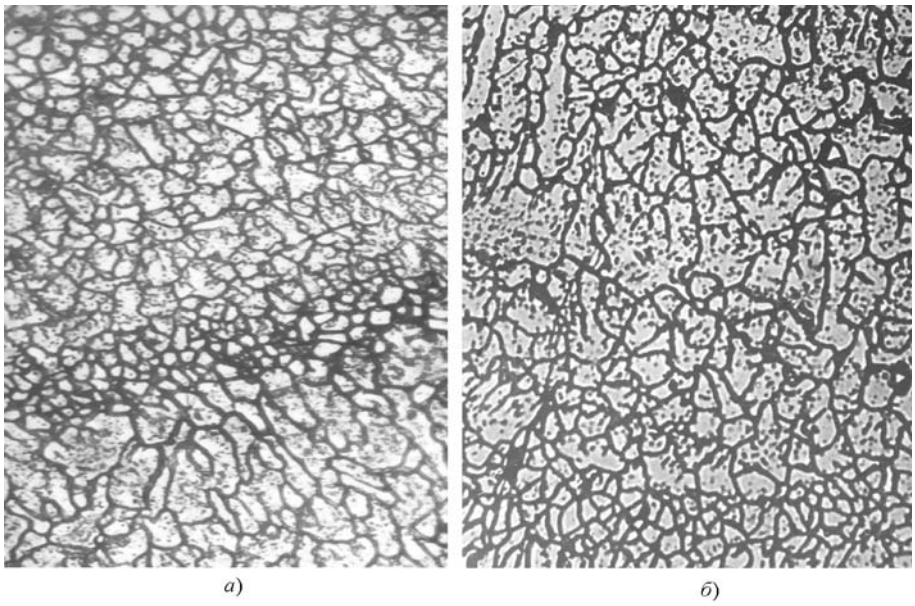


Рис. 2. Микроструктура АРМКО-железа (×1000) после:
а — ЛХТО (V); *б* — ЛХТО (V + N)

Таблица 3

Микротвердость и параметры структуры железной матрицы, подвергнутой лазерному легированию

Вид лазерной обработки	*C*, %	$d_з$, мкм	$l_я$, м	$\Delta a/a$	$\rho_д$, см$^{-2}$	$D_{МеС}$, мкм	$H_{эксп}$, МПа
ЛХТО (С)	1,2	5,0	$0{,}5\cdot10^{-6}$	$0{,}35\cdot10^{-3}$	$5\cdot10^{10}$	1,5	6000
ЛХТО (V)	15	2,0	$0{,}5\cdot10^{-6}$	$1{,}75\cdot10^{-3}$	$5\cdot10^{10}$	—	4200
ЛХТО (Cr)	17	2,0	$0{,}5\cdot10^{-6}$	$0{,}35\cdot10^{-3}$	$5\cdot10^{10}$	—	4900
ЛХТО (Al)	5	3,0	$0{,}5\cdot10^{-6}$	$2{,}09\cdot10^{-3}$	$5\cdot10^{10}$	—	5000
ЛХТО (Mo)	7,5	1,5	$0{,}5\cdot10^{-6}$	$4{,}89\cdot10^{-3}$	$5\cdot10^{10}$	—	10 800
ЛХТО (V + N)	15	2,0	0,5	1,75	$5\cdot10^{10}$	1,5	21 000

Таблица 4

Расчетный прирост предела текучести при лазерном легировании α-железа за счет различных механизмов упрочнения и полученное экспериментально значение микротвердости

Вид лазерной обработки	σ_0, МПа	$\Delta\sigma_д$, МПа	$\Delta\sigma_з$, МПа	$\Delta\sigma_с$, МПа	$\Delta\sigma_{т.р}$, МПа	$\Delta\sigma_н$, МПа	$\Delta\sigma_{д.у}$, МПа	$\Sigma\sigma_i$, МПа	$HV_{эксп}$, МПа
ЛТО без ЛЭ	30	232	281	375	—	40	—	958	3700
ЛХТО (С)	—	232	281	375	777	70	185	1950	6000
ЛХТО (V)	30	232	450	375	45	350	—	1482	4200
ЛХТО (Cr)	30	232	450	375	527	70	—	1684	4900
ЛХТО (Al)	30	232	370	375	300	419	—	1726	5000
ЛХТО (Mo)	30	232	516	375	82	978	—	2213	10 800
ЛХТО (V + N)	30	232	450	375	1500	350	1563	4500	21 000

Выражение для суммарного предела текучести железа после ЛХТО(ЛЭ + N) может быть представлено в виде

$$\sigma_{\text{т}} = \Sigma\sigma_i = \sigma_0 + \Delta\sigma_{\text{т.р}}^{\text{ЛЭ}} + \Delta\sigma_{\text{т.р}}^{N} + \\ + \Delta\sigma_{\text{д}} + \Delta\sigma_{\text{д.у}}^{\text{MeN}} + \Delta\sigma_{\text{з}}.$$

В табл. 3 и 4 приведены экспериментальные значения микротвердости, параметры структуры железной матрицы, принятые к расчету и расчетные значения предела текучести железа после лазерного легирования. Сравнение приведенных данных показывает, что расчетные значения прироста предела текучести с учетом коэффициента пропорциональности для конструкционных сталей удовлетворительно коррелируют с результатами измерений микротвердости.

Таким образом, обобщенные и систематизированные основные закономерности структурной теории прочности, приведенные к виду, удобному для практического применения, являются методологической базой для целенаправленного структурообразования, прогнозирования уровня упрочнения сталей и сплавов и разработки новых высокоэффективных технологий поверхностного упрочнения с применением лазерного нагрева, обеспечивающих требуемые механические и эксплуатационные свойства деталей машин различного назначения.

Выводы

1. Исследованы упрочняющие механизмы, действующие в железной матрице при лазерной термической и химико-термической обработке.

2. Показано, что при лазерной термической обработке упрочнение достигается за счет дислокационного, зернограничного и субструктурного механизмов.

3. При легировании поверхности железа углеродом добавляются твердорастворное и дисперсионное упрочнение, а также упрочнение, вызванное микронапряжениями в результате образования мартенсита и цементита.

4. При легировании нитридообразующими элементами с последующим нагревом в атмосфере аммиака основным упрочняющим механизмом является дисперсионный частицами нитридов легирующих элементов, когерентно связанными с решеткой феррита.

5. Предложенный методологический подход позволяет прогнозировать структурообразование и уровень упрочнения сталей и сплавов, целенаправленно выбирать технологические режимы лазерной обработки в целях повышения конкретных характеристик конструкционной прочности деталей машин, работающих в различных условиях нагружения.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Пикеринг Ф.Б.** Физическое металловедение и разработка сталей / Пер. с англ. М.: Металлургия, 1982. 184 с.
2. **Тушинский Л.И.** Теория и технология упрочнения металлических сплавов. Новосибирск: Наука, 1990. 306 с.
3. **Гольдштейн М.И., Литвинов В.С., Бронфин Б.М.** Металлофизика высокопрочных сплавов: учеб. пособие для вузов. М.: Металлургия, 1986. 312 с.
4. **Лазерная** и электронно-лучевая обработка материалов: справочник // Н.Н. Рыкалин, А.А. Углов, И.В. Зуев, А.Н. Кокора. М.: Машиностроение. 1985. 496 с.
5. **Григорьянц А.Г.** Основы лазерной обработки материалов. М.: Машиностроение, 1989. 304 с.
6. **Таблицы** физических величин: справочник / под ред. И.К. Кикоина. М.: Атомиздат, 1976. 1008 с.
7. **Chudina O.V.** Modifying the steel surface by laser heating // Welding International. 2017. Vol. 31. Iss. 3. P. 233—237.
8. **Nabarro F.R.N., Basinski Z.S., Holt D.B.** // Adv. Phys. 1964. Vol. 13. No. 50. P. 840—856.
9. **Механизмы** упрочнения конструкционной среднелегированной стали после закалки и отпуска / С.А. Гладышев, Ю.Ф. Иванов, Т.Р. Гладышева, Н.А. Попова // Дислокационная и доменная структура и деформационное упрочнение сплавов. Томск: Изд-во Томского ун-та, 1984. С. 104—115.
10. **Петч Н.Д.** Атомный механизм разрушения. М.: Металлургия, 1963. С. 30—58.
11. **Kuhlmann-Wilsdorf D.** // Trans. AIME. 1962. Vol. 224. P. 1047—1051.
12. **Гольдштейн М.И., Фарбер В.М.** Дисперсионное упрочнение стали. М.: Металлургия, 1979. 208 с.
13. **Марковец М.П.** Определение механических свойств металлов по твердости. М.: Машиностроение, 1979. 191 с.
14. **Матюнин В.М.** Оперативная диагностика механических свойств конструкционных материалов. М., МЭИ, 2006. 214 с.
15. **Лазерное** легирование конструкционных сталей наноуглеродными материалами / О.В. Чудина, А.В. Елецкий, С.Д. Федорович и др. // Технология машиностроения. 2017. Вып. 9. С. 5—9.
16. **Оптимизация** упрочнения стальной поверхности углеродистыми наноструктурами с последующей обработкой высокоинтенсивными источниками // Поверхность. Рентгеновские, синхронные и нейтронные исследования. 2018. Вып. 1. С. 33—39.
17. **Исследование** механизма поверхностного упрочнения сталей наноуглеродными материалами с использованием лазерного нагрева / Г.С. Бочаров, А.В. Елецкий, О.С. Зилова и др. // Физика металлов и металловедение. 2018. Т. 119. Вып. 1. С. 1—5.
18. **Чудина О.В.** Азотирование стали, легированной при лазерном нагреве // Металловедение и термическая обработка металлов. 2004. № 1 (583). С. 35—40.

УДК 621.793

С.Н. Юркевич
(ОАО "558 Авиационный ремонтный завод", г. Барановичи, Беларусь)
E-mail: yurckevi4@yandex.ru

Модификация поверхности деталей из титановых сплавов

Рассмотрено изменение макроструктуры поверхностного слоя деталей из титановых сплавов для нанесения покрытий.

Ключевые слова: *титановые сплавы, хромирование, макроструктура, размер зерна.*

The macrostructural change of surface layer of parts from titanic alloys for applying coatings is considered.

Keywords: *titanium alloys, chromium plating, macrostructure, grain size.*

Детали из титановых сплавов широко применяются в авиационной технике. При сравнимой прочности они гораздо легче стальных деталей, однако уступают по износостойкости. Для повышения износостойкости и поверхностной твердости авиационных деталей из титановых сплавов проводят их хромирование или никелирование. Электроосаждение хрома на титановые сплавы сопряжено со значительными трудностями. Одной из них является невозможность нанесения хромового покрытия на детали с большим размером зерна: по разным источникам, от 7 баллов [1] или 5 баллов [2]. Та же самая ситуация и с никелевыми покрытиями [3].

В настоящее время приобретаемый материал часто имеет размер зерна выше 6 баллов, что негативно влияет на качество покрытия. При изготовлении титановых деталей с хромовыми или никелевыми покрытиями, как правило, происходит отслоение покрытия, которое обнаруживается после проведения череды дорогостоящих и длительных операций. Поскольку структура материала формируется на стадии прокатки и отклонения по размеру зерна являются следствием нарушения режима, то и исправлять структуру материала необходимо при той же или большей температуре, т.е. не менее 1300 °С. Печи с такой температурой есть не везде, а также при исправлении структуры материала, как правило, изменятся размеры детали.

Выход из данной ситуации — модификация поверхности детали для получения равномерного осажденного герметичного хромового покрытия на изделиях из титановых сплавов (ВТ3-1, ОТ4, ОТ4-1, ВТ5-1, ВТ5Л, ВТ6 (ВТ6С), ВТ9, ВТ22, ВТ23).

Проведены измерения толщины покрытия, размеров макро- и микрозерна у поверхности и в сердцевине четырех образцов штоков № 1...4 из титанового сплава ВТ6С.

Макроструктуру исследуемых образцов фиксировали с помощью цифрового фотоаппарата Canon. Результаты представлены на рис. 1: образец № 1 — 5 баллов, № 2 (сечения 1...3) — 6 баллов, к поверхности уменьшается до 4 баллов; № 3 — 6, 7 баллов, № 4 — 5 баллов.

Измерения толщины покрытия и микроразмера зерна, определение типа микроструктуры проводили на световом микроскопе MeF-3 фирмы Reichert (Австрия) при увеличениях 100, 200 и 450.

Микроструктура образцов штоков № 2...4 — 2-го типа, у образца с маркировкой № 1 — 3-го типа (ГОСТ 26492—85).

Размер микрозерна у поверхности образцов № 1 и 4 измеряли на участках под покрытием и без покрытия. Анализ результатов измерения показал, что под хромовым покрытием и

у поверхности образца без покрытия наблюдается измельчение микрозерна относительно зерна сердцевины. Так, размер микрозерна сердцевины составляет 5...15 мкм, у поверхности — 5...10 мкм. Наблюдаемое измельчение зерна на исследованных образцах не улучшило качество адгезии покрытия к основе.

На образце № 2 измерение размера микрозерна у поверхности под покрытием и в сердцевине проводили на расстоянии 10 мм от торца штока.

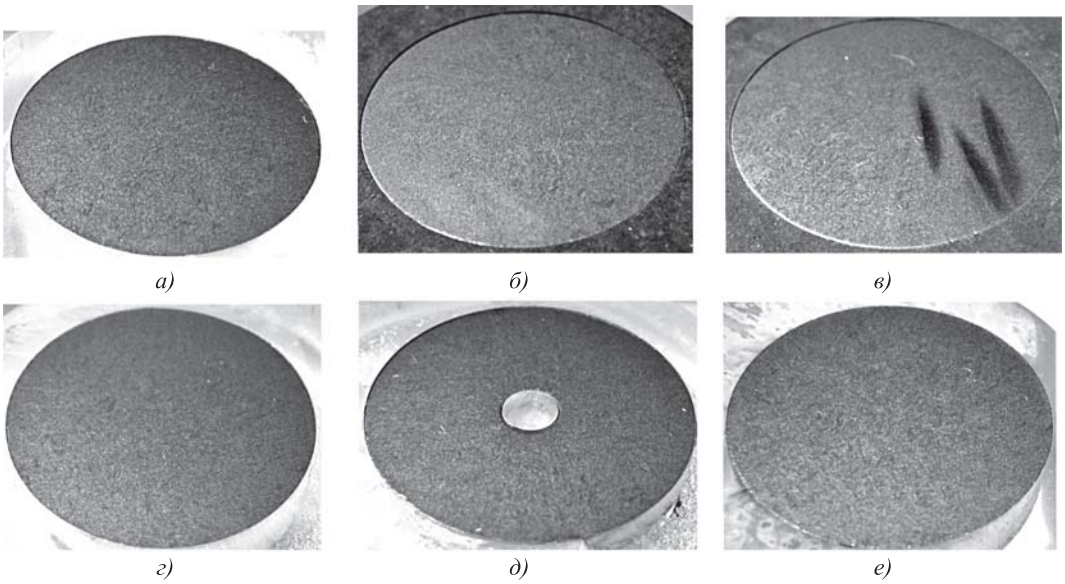


Рис. 1. Макроструктура образцов № 1...4:
а — образец № 1; *б* — образец № 3; *в* — образец № 4; *г* — образец № 2, сечение 1 — на расстоянии 10 мм от торца; *д* — образец № 2, сечение 3 — на расстоянии 10 мм от другого торца; *е* — образец № 2, сечение 2 — по центру образца

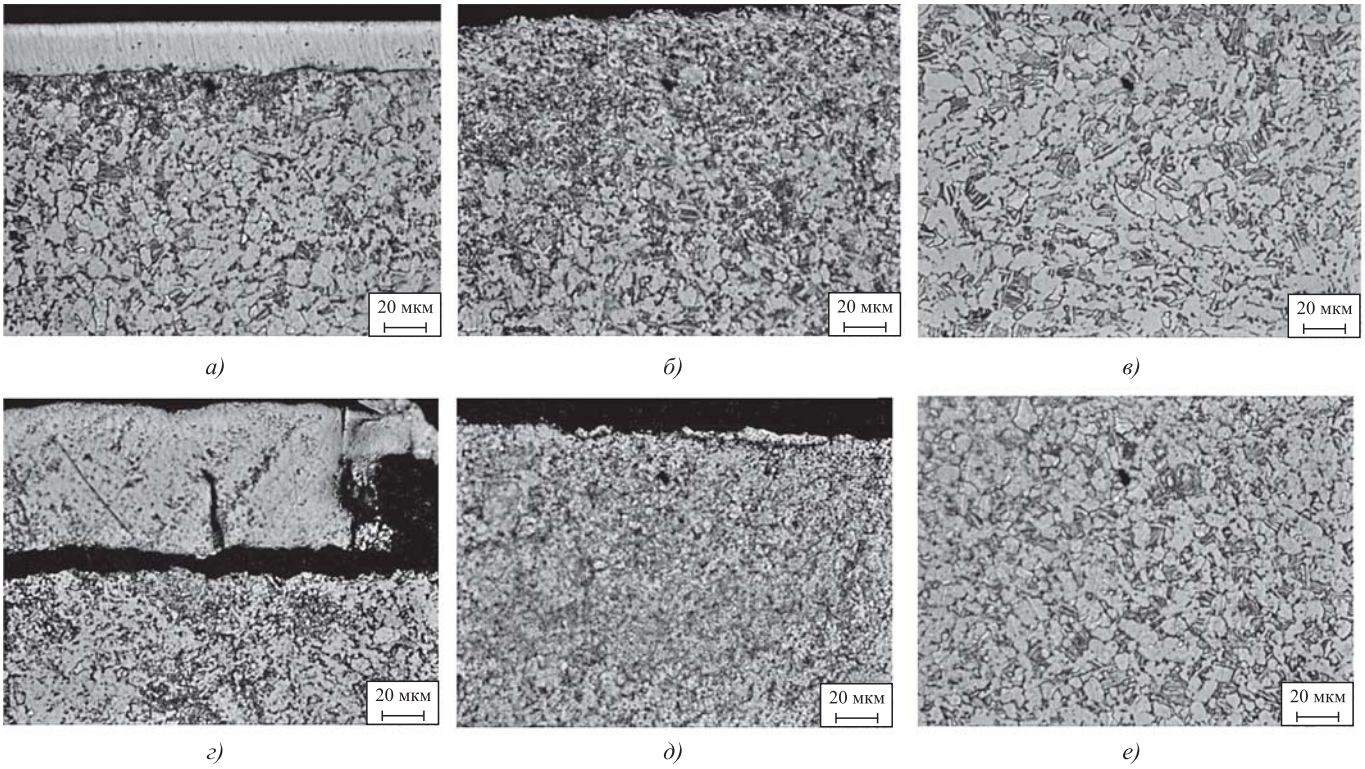


Рис. 2. Размер зерна образцов № 1 (*а...в*) и № 4 (*г...е*):
а, *г* — под покрытием; *б*, *д* — без покрытия; *в*, *е* — сердцевина

Фотографии микроструктур представлены на рис. 3, *а*, *б*. Видно, что измельчения микрозерна у поверхности относительно зерна сердцевины не наблюдается.

В образце № 3, также как и в образце № 2, измельчение зерна у поверхности не наблюдается (рис. 3, *в*, *г*).

Проведение термодиффузионного вакуумного отжига до предварительной подготовки поверхности содействует удалению водорода из поверхностных слоев титанового сплава, что способствует улучшению качества сцепления покрытия с основной и увеличению времени эксплуатации детали.

Изменение состава электролита и режима процесса хромирования не допускается. Обязательной операцией при хромировании деталей из титановых сплавов является шлифование твердого хромового покрытия, позволяющее контролировать прочность сцепления покрытия с поверхностью деталей. После каждой механической обработки необходимо проводить термообработку. В таблице представлены операции, проведенные на каждом из образцов, и внешний вид образцов после обработки.

Анализ представленных данных показывает следующее.

Введение дополнительной операции механического упрочнения (образец № 2) перед первым диффузионным отжигом позволило получить ка-

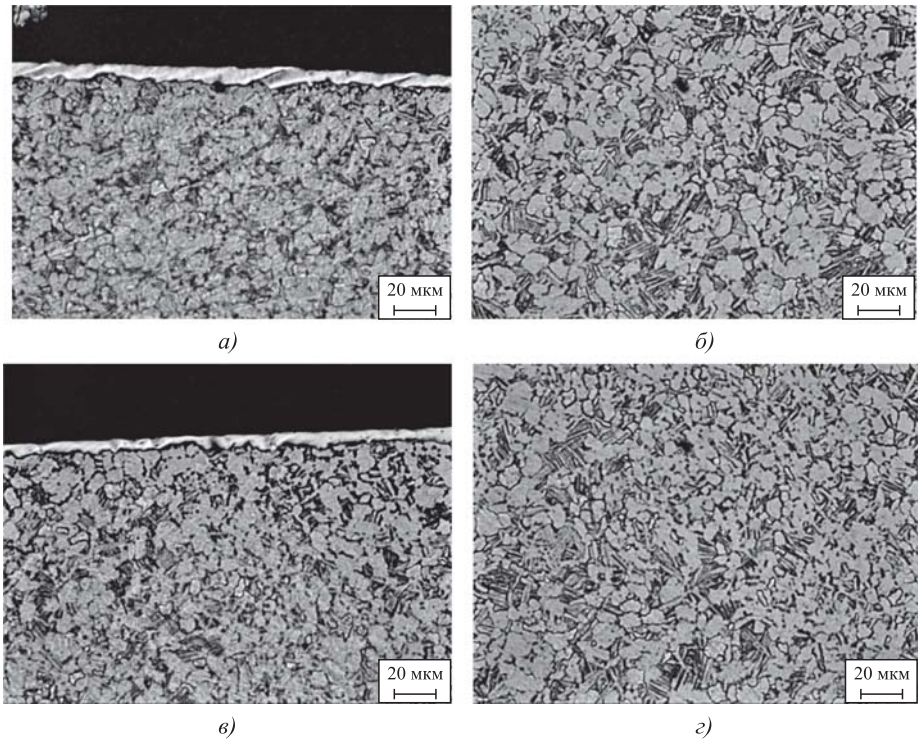
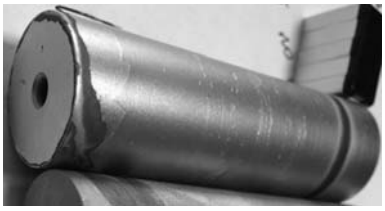
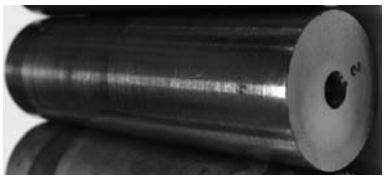
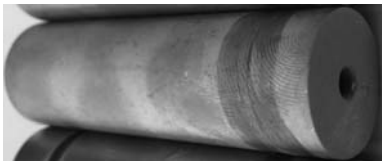


Рис. 3. Размер зерна образцов № 2 (*а*, *б*) и № 3 (*в*, *г*) под покрытием (*а*, *в*) и в сердцевине (*б*, *г*)

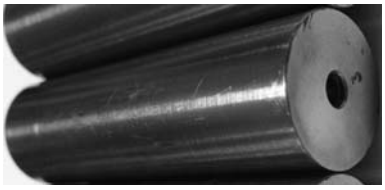
Операции, проведенные на каждом из образцов и внешний вид образцов после обработки

Операции	Внешний вид образцов
Образец № 1	
1. Молочное хромирование	
2. Термодиффузионный отжиг	

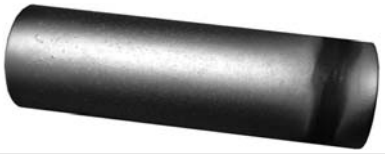
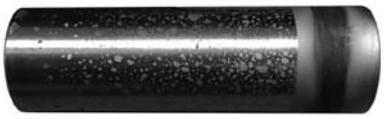
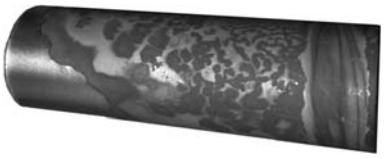
Продолжение таблицы

Операции	Внешний вид образцов
3. Твердое хромирование	
4. Шлифование	
Образец № 2	
1. Механическое упрочнение	
2. Первый термодиффузионный отжиг	
3. Молочное хромирование	

Продолжение таблицы

Операции	Внешний вид образцов
4. Второй термодиффузионный отжиг	
5. Твердое хромирование	
6. Шлифование	
Образец № 3	
1. Первый термодиффузионный отжиг	
2. Молочное хромирование	

Окончание таблицы

Операции	Внешний вид образцов
3. Второй термодиффузионный отжиг	
4. Твердое хромирование	
5. Шлифование	
Образец № 4	
1. Термодиффузионный отжиг	
2. Молочное хромирование	
3. Твердое хромирование	

чественное хромовое покрытие на образце, имеющем размер зерна 6—7 баллов.

Термодиффузионный отжиг не уменьшает размер зерна. Измельчение зерна на поверхности образца № 2 (размер зерна до 4 баллов) произошло в результате механического упрочнения поверхности.

Выводы

Модифицирование поверхности деталей из титановых сплавов путем изменения механической обработкой размера зерна поверхностного слоя позволяет наносить качественные покрытия на детали со структурой, имеющей размер зерна от 5 и более баллов.

Представляется возможным использовать для изменения размера зерна поверхностного слоя алмазное выглаживание, обкатку роликами, шариком, обработку ультразвуком, взрывом, магнитно-импульсную обработку и иную.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Инструкция** ВИАМ ПИ 1.2.089—78. Хромирование деталей из титановых сплавов.

2. **Технологическое** указание ТУК 100—75. Хромирование деталей из титановых сплавов.

3. **Инструкция** ВИАМ ПИ 1.2.023—77. Химическое никелирование деталей из титановых сплавов.

УДК 621.787.6:621.9.048.6

А.Д. Мамбетов, А.О. Байрамуков
(Северо-Кавказская государственная гуманитарно-технологическая академия, г. Черкесск)
E-mail: akhmat-09b@mail.ru

Обоснование конструктивных параметров ультразвукового накатного инструмента для отделочно-упрочняющей обработки плоских поверхностей

Предложен новый инструмент для финишной обработки плоских поверхностей посредством комбинированной статико-динамической (ультразвуковой) накатки. Получены необходимые зависимости для определения основных конструктивных параметров данного инструмента.

Ключевые слова: *индентор, инструмент, комбинированная обработка, ультразвуковое пластическое деформирование.*

A new tool for the finishing of flat surfaces by means of combined static-dynamic (ultrasonic) knurling is proposed. The necessary dependences to determine the main design parameters of this tool are obtained.

Keywords: *indentor, tool, combined processing, ultrasonic plastic deformation.*

Особенностью ультразвуковой финишной обработки, отличающей ее от других известных методов, является значительная скорость деформации. Для ультразвуковой деформации плоских поверхностей используют серийно выпускаемые инструменты для фрезерных станков типа ИЛ-4/3. Исполнительный орган ультразвукового инструмента — жесткий индентор, внедряемый в обрабатываемый материал за счет статической и динамической нагрузки. Существенным недостатком жестких инденторов является наличие трения в зоне контакта, что существенно изменяет физико-механические свойства поверхности. При глубоком внедрении индентора в обрабатываемую поверхность часть выдавленного материала сосредотачивается на передней поверхности по ходу инструмента при накатке, что напоминает процесс стружкообразования при внедрении клина (резца) в обрабатываемую поверхность. Очевидно, что указанное явление можно существенно уменьшить, если обработку осуществлять вращающимся шариком (роликом) [1].

Разработанный для решения данной проблемы ультразвуковой инструмент для комбинированной накатки плоских поверхностей (рис. 1) содержит волновод *1*, жестко соединенный с ультразвуковой головкой посредством резьбового соединения. На торце волновода выполнено осесимметричное гнездо *2*. Стальной шарик *3* фиксируется с возможностью вращения с помощью фиксатора *4*, а между торцом волновода *1* и шариком *3* расположены тарированная цилиндрическая пружина *5* и шайба *6*

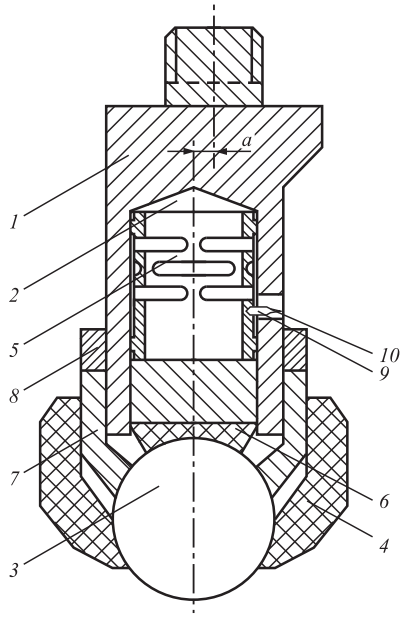


Рис. 1. Ультразвуковой инструмент для комбинированной накатки

с покрытием из фторопласта. Вертикальная ось инструмента смещена относительно вертикальной оси головки на величину *a*. На конце волновода *1* с помощью резьбы укреплена гильза *7*, фиксируемая контргайкой *8*, причем торцевая поверхность конца гильзы *7*, контактирующей со стальным шариком *3*, выполнена в виде сегмента сферы с радиусом, равным радиусу шарика *3*. В волноводе *1* выполнен сквозной паз *9*, длинная сторона которого параллельна оси тарированной пружины *5*. В паз *9* вставляется щуп измерительной головки *10*.

Принцип работы накатного инструмента подробно рассмотрен в описании изобретения к патенту [2].

Основными параметрами технологического режима при работе инструмента являются нагрузка на шарик $F_{ст}$, скорость обработки *V*, продольная подача *S*, глубина деформации *h*. Формула для определения *h* в общем случае имеет вид [3]

$$h = \frac{F_{ст}}{\pi D \text{HB}},$$

где *D* — диаметр шарового индентора; HB — твердость обрабатываемой поверхности.

Для расчета динамической жесткости пружины необходимо составить схему колебательной системы, состоящей из двух масс и двух пружин. Внутри вращающейся ультразвуковой головки ИЛ-4/3 имеется магнитострикционный сердечник-преобразователь, подвешенный на пружинах, свободный конец которого соединяется с корпусом накатного инструмента, осуществляющего нажим на обрабатываемую деталь через шаровый индентор и специальную пружину. Соотношение масс и жесткостей пружин определяет резонансную область.

Дифференциальные уравнения движения систем с двумя степенями свободы можно описать прямым методом [4], причем на одну массу действует гармоническая вынуждающая сила $F_{дин}\sin\omega t$ ($F_{дин}$ — максимальное значение силы ультразвуковых колебаний; *t* — текущий момент времени).

Принимая за отклонение от равновесия первой массы x_1, а второй массы — x_2, получим систему дифференциальных уравнений движения

$$\begin{aligned} &m_1 x_1'' + (k_1 + k_2) x_1 - k_2 x_2 = F_{дин} \sin \omega t; \\ &m_2 x_2'' - k_1 x_1 + k_2 x_2 = 0. \end{aligned} \quad (1)$$

Подставляя в уравнения (1) частное решение для определения амплитуд отклонений A_1 и A_2 масс m_1 и m_2 и используя формулы Крамера, находим

$$\begin{aligned} A_1 &= \frac{F_{дин}\left(k_2 - m_2\omega^2\right)}{\left(k_1 + k_2 - m_1\omega^2\right)\left(k_2 - m_2\omega^2\right) - k_2^2}; \\ A_2 &= \frac{F_{дин} k_2}{\left(k_1 + k_2 - m_1\omega^2\right)\left(k_2 - m_2\omega^2\right) - k_2^2}. \end{aligned} \quad (2)$$

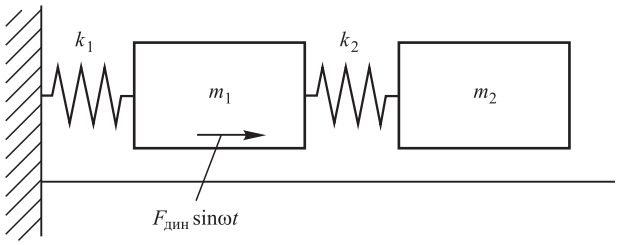


Рис. 2. Схема двухмассовой колебательной системы

Представленная система (рис. 2) для нашего случая имеет конкретные значения следующих параметров:

массы магнитострикционного сердечника ультразвуковой головки ИЛ-4/3 m_1;

жесткости пружины подвески магнитострикционного сердечника k_1;

массы шарика-индентора m_2 (принимается из анализа геометрических параметров накатки);

круговой частоты $\omega = 2\pi\nu$, где ν — частота ультразвуковых колебаний;

жесткости пружины подвески шарика-индентора k_2.

Анализ уравнений (2) показывает, что амплитуда колебаний стремится к максимуму, если знаменатель минимален.

Резонанс наступит при условии

$$\left(k_1 + k_2 - m_1\omega^2\right)\left(k_2 - m_2\omega^2\right) - k_2^2 = 0. \quad (3)$$

Формула для расчета жесткости подвески шарового индентора, вытекающая из уравнения (3), имеет вид

$$k_2 = \frac{k_1 m_2 \omega^2 - m_1 m_2 \omega^4}{k_1 - m_1\omega^2 - m_2\omega^2}. \quad (4)$$

Анализ системы (2) показал, что увеличение вынуждающей силы $F_{дин}$ при гармоническом воздействии повышает амплитуду колебаний. Внешняя вынуждающая сила не только вызывает колебания механической системы, но и воздействует на обрабатываемую поверхность. Необходимым условием повышения качества обрабатываемой поверхности является формирование пластической деформации на определенную глубину, причем эта деформация формируется в результате действия двух сил — статического прижима и динамического воздействия.

В работе [5] рассмотрена задача статического и динамического деформирования поверхности металлических изделий. Суммарная деформация определяется по формулам

$$h_{общ} = h_{ст} + h_{дин}, \quad (5)$$

$$h_{ст} = \frac{F_{ст}}{\pi D \text{HB}}, \quad (6)$$

где $F_{ст}$ — статическая сила прижима шарового индентора к поверхности; D — диаметр шарового индентора.

Для определения деформаций от динамической нагрузки необходимо вычислить максимальное значение нагрузки, направление вектора которой совпадает с направлением вектора статической силы.

Перемещение индентора при ультразвуковом воздействии можно описать уравнением

$$y = A\sin\omega t, \tag{7}$$

где A — амплитуда смещения, для установки ИЛ-4/3 A = 5...10 мкм.

Дифференцируя уравнение (7) по времени, получим скорость колебаний:

$$V = \frac{dy}{dt} = A\omega\cos\omega t.$$

Максимальное значение скорости

$$V_{\max} = A\omega = 2\pi\nu A.$$

При взаимодействии твердых сред в качестве адиабатического уравнения можно использовать закон Гука:

$$d\sigma = Ed\varepsilon,$$

где $d\sigma$ — напряжение; $d\varepsilon$ — относительная деформация; E — модуль упругости.

Проведя преобразования, можно получить

$$C = \frac{\sqrt{E}}{\rho_0},$$

где C — скорость распространения ультразвуковой волны, или скорость волны деформации; ρ_0 — плотность среды.

С точки зрения колебательной системы

$$C = \nu\lambda = \frac{\lambda}{T},$$

где λ — длина волны; T — период колебаний.

Силой ультразвуковых колебаний называют количество энергии, проходящей через площадку сечения, перпендикулярную к направлению распространения колебаний в единицу времени,

$$F_{дин} = ЭC, \tag{8}$$

где Э — энергия потока.

При совпадении вектора потока энергии с направлением скорости

$$F_{дин} = \frac{1}{2}\rho_0 A^2\omega^2 C. \tag{9}$$

Динамическая часть деформации поверхности от воздействия шарового индентора

$$h_{дин} = \frac{\rho_0 A^2\omega^2 C S_{инд}}{2\pi D HB}, \tag{10}$$

где $S_{инд}$ — площадь поперечного сечения инструмента.

Подставляя (6) и (10) в (5), можно определить суммарную деформацию:

$$h_{общ} = \frac{2F_{ст} + \rho_0 A^2\omega^2 C S_{инд}}{2\pi D HB}. \tag{11}$$

Для определения геометрических параметров инструмента (накатника) необходимо разделить параметры, задаваемые как исходные и определяемые аналитическим методом. К исходным параметрам можно отнести диаметр шарового индентора, задаваемый в пределах 10...20 мм. Шарик устанавливается в посадочное гнездо, изготовленное в виде трубки (гильзы), диаметр которого связан с диаметром шарика. Сила накатки приложена к шарику и через него — к гильзе. Длина гильзы ограничена геометрическими параметрами шарика, резьбовой частью для ее завинчивания и т. д. Длина трубчатой части волновода определяется конструктивно и зависит от навинчиваемых на нее элементов, высоты тарированной цилиндрической пружины и т. д.

Внутренний диаметр гильзы $d_г$ равен наружному диаметру волновода $D_в$, на который она навинчивается. Этот диаметр задают исходя из конструктивных соображений. Расчетным методом можно определить внутренний диаметр волновода $d_в$, наружный диаметр гильзы $D_г$ и параметры резьбовой части. Расчет можно произвести по критериям прочности или жесткости, при этом необходимо рассматривать гильзу с некоторым упрощением — как цилиндрическую трубку с толщиной стенки, равной толщине основной части гильзы (где толщина минимальна). Задаваясь прогибом конца трубки с шариком (рис. 3, *а*), можно определить толщины стенок трубки (гильзы) и

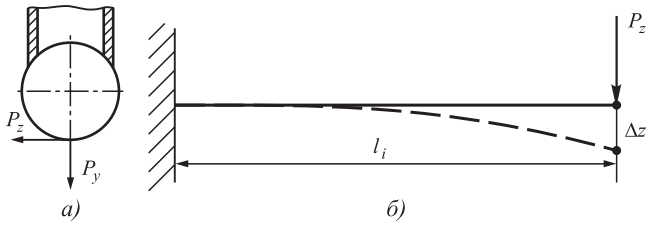


Рис. 3. Расчетная схема:
а — схема контакта шарового индентора гильзы; *б* — упрощенная схема прогиба конца трубки (гильзы) с шариком

волновода. Ввиду того, что алгоритм определения этих толщин общий, конкретные значения можно получить, подставляя соответствующие данные.

Расчетная схема может быть упрощена до консольной балки с защемленным концом (рис. 3, *б*).

Формула для прогиба Δz конца балки имеет вид

$$\Delta z = \frac{P_z l_i^3}{3EJ_z}, \qquad (12)$$

где P_z — тангенциальная сила накатки; $l_i = (l_г, l_с)$ — длина балки; E — модуль упругости; J_z — момент инерции сечения трубки.

В зависимости от того, геометрические параметры (диаметр) какого элемента (гильзы или волновода) определяются в конкретном случае, l_i будет равняться либо длине гильзы $l_г$, либо суммарной максимальной длине трубчатой части волновода и гильзы в рабочем состоянии $l_с$:

$$l_с = (l_г + l_в)K,$$

где $l_в$ — длина трубчатой части волновода; K — понижающий коэффициент, учитывающий величину взаимного нахлеста резьбовых частей гильзы и волновода.

Когда цилиндрическая пружина находится в несжатом состоянии, т. е. при приложении к обрабатываемой поверхности минимальной статической силы, накатной инструмент будет иметь максимальную рабочую длину и, соответственно, максимальную длину рассматриваемой части $l_с$. Для этого случая принимается $K = 0{,}93$.

Задаваясь значением прогиба, можно определить момент инерции сечения балки:

$$J_z = \frac{P_z l_i^3}{3E\Delta z}. \qquad (13)$$

Так как балка имеет форму трубы, то момент инерции

$$J_z = \frac{\pi}{64}\left(D_i^4 - d_i^4\right), \qquad (14)$$

где D_i ($D_г$, $D_в$) — наружные диаметры гильзы и волновода соответственно; d_i ($d_г$, $d_в$) — внутренние диаметры гильзы и волновода.

Подставляя (14) в (13), можно определить искомые диаметры:

$$D_г = \left[\frac{\frac{\pi}{64}d_г^4 + \frac{P_z l_г^3}{3E\Delta z}}{\frac{\pi}{64}}\right]^{\frac{1}{4}}, \qquad (15)$$

$$d_в = \left[\frac{\frac{\pi}{64}D_в^4 + \frac{P_z l_с^3}{3E\Delta z}}{\frac{\pi}{64}}\right]^{\frac{1}{4}}. \qquad (16)$$

В приведенные формулы входит сила накатки P_z, определяемая режимами накатки. Режим накатки зависит от выполняемой задачи. Процесс ее решения может быть условно разделен на три этапа. Первые два этапа — выглаживание и накатка с уплотнением.

Выглаживание — режим, при котором вершины микронеровности сминаются и укладываются во впадины между выступами. В работе [6] предложены формулы для расчета нормальной P_y, тангенциальной P_z сил, и силы подачи P_x. Утверждается, что сила прижима P_y на порядок больше, чем остальные составляющие силы накатки, и определяется по формуле

$$P_y = C_y RH\sigma_т, \qquad (17)$$

где C_y — коэффициент, учитывающий конкретные условия обработки; R — радиус рабочей части выглаживателя; H — глубина выглаживания; $\sigma_т$ — предел текучести обрабатываемого материала. Накатка с уплотнением — процесс формирования сплошности поверхности с равномерными физическими характеристиками. При накатывании плоской или цилиндрической ($D_{дет}/d_ш \geqslant 10$) поверхности шариком формула для расчета нормальных сил имеет вид [7]

$$P_y = \left[\frac{d_ш q}{0{,}045E}\right]^2 q, \qquad (18)$$

где $D_{дет}$ — диаметр обрабатываемой цилиндрической детали; $d_ш$ — диаметр шарика; q — максимальное значение давления обработки; E — модуль упругости обрабатываемого материала.

В рассматриваемой задаче предполагается, что обработка должна осуществляться с максимально возможной глубиной для достижения существенного слоя с наклепом и с получением качественной поверхности, что является третьим, последним, этапом решения данной задачи.

Теоретическое определение глубины наклепа сводится к решению задачи пластической деформации с определенными упрощениями:

1. Глубина деформации не превышает критического значения, при котором наступает эффект отслаивания спрессованного слоя от основного тела при накатке.

2. Деформация на обрабатываемую глубину осуществляется по линейному или линеаризуемому закону.

3. Учитывая, что ультразвуковые колебания инструмента имеют малые значения по амплитуде, можно предположить, что $\rho' = \rho_0$, т. е. плотность материала намного больше, чем отклонение плотности ($d\rho$), вызванное ультразвуковой волной.

При комбинированном воздействии на поверхность статической и динамической силой их величины можно определить, преобразуя формулы (6) и (10):

$$F_{ст} = h_{ст}\pi D\text{HB}; \quad (19)$$

$$F_{дин} = h_{дин}\pi D\text{HB}. \quad (20)$$

Сила статического прижима задается как исходная величина, ограниченная прочностью и жесткостью конструкции инструмента, например, допустимая нагрузка на пружину ультразвуковой головки — не более 300 Н:

$$F_{ст} \leqslant 300 \text{ Н}.$$

Силу динамического воздействия на плотный стык между инструментом и обрабатываемым материалом можно определить по формуле (9). Очевидно, что максимальный эффект деформации возникает при совпадении направлений векторов сил $F_{ст}$ и $F_{дин}$.

В соответствии с конструкцией накатного инструмента соединение основного волновода с регулируемой гильзой осуществляется резьбовым соединением, причем гильза является охватывающим, а волновод — охватываемым элементом. Предварительно на волновод навинчивается гайка, с помощью которой осуществляется необходимый натяг в резьбовом соединении.

Исходя из изложенного, можно заключить, что требования к данному соединению отличаются от требований к стандартному резьбовому соединению особыми условиями.

На данное соединение действует часть статической осевой силы, связанная с прижимом гнезда гильзы к шарику. При этом необходимо отметить, что основная статическая осевая сила прижимает шарик к детали через прорезную цилиндрическую пружину, без участия гильзы. Основная ультразвуковая волна проходит к шарику через гильзу и резьбу.

В первом приближении на гильзу действуют две силы: сила сжатия и сила изгиба. Тангенциальная составляющая силы накатки, действующая на гильзу, зависит от суммы всех осевых сил. Как было отмечено выше, проекции силы накатки на три координатные оси зависят от нескольких факторов, и в первую очередь от глубины деформируемого слоя. Таким образом, резьбовое соединение должно обеспечить гарантированное прохождение ультразвуковой волны, что предполагает наличие такого натяга в стыке, при котором обеспечивается сплошность среды или полное отсутствие зазора в соединении. Конструктивно это можно обеспечить прижимной гайкой, создающей такой натяг, граничащий с пластической деформацией при любых колебаниях силы накатки.

Наибольший изгибающий момент в резьбовом соединении гильзы и волновода создает тангенциальная сила P_z, действующая в зоне накатки (см. рис. 3, *б*):

$$M_{изг} = P_z l_г. \quad (21)$$

Изгиб в резьбовой части способствует раскрытию стыка в резьбовом соединении со стороны действия изгибающего момента относительно оси изгиба и прижиму сопрягаемых резьбовых профилей с противоположной стороны.

Наличие гарантированного натяга, обеспечиваемого гайкой, должно исключить эффект раскрытия. Таким образом, вся нагрузка приходится на торец гайки, а также на резьбовое соединение гайки и волновода. При этом учитывается, что на гайку действует и та часть осевой силы, которая связана с прижимом гнезда к шарику ($P_{ст.пр}$).

На резьбу действует пара сил с разными направлениями, величина которых определяется как

$$F_1 = \frac{2M_{изг}}{d_{ср}} = \frac{2P_z l_г}{d_{ср}}, \quad (22)$$

где $d_{ср}$ — средний диаметр резьбы волновода.

Суммарную силу, работающую на сжатие, можно определить по формуле

$$F_{сж} = P_{ст.пр} + F_1. \quad (23)$$

Суммарная сила, работающая на раскрытие стыка,

$$F_{рас} = F_1 - P_{ст.пр}. \quad (24)$$

Для обеспечения неразрывности профилей резьбового соединения достаточно, чтобы прижим гайки к торцу гильзы соответствовал условию

$$F_2 = kF_{рас}, \quad (25)$$

где $k = 1{,}2 \ldots 1{,}3$ — коэффициент гарантированного натяга в резьбе.

Критическая сила, создаваемая накаткой и статическим прижимом гайки,

$$F_{кр} = F_{сж} + F_2. \quad (26)$$

Подставляя выражения (23), (24) и (25) в (26), получим

$$F_{кр} = P_{ст.пр}(1-k) + F_1(1+k)$$

или, приняв $k = 1{,}3$,

$$F_{кр} = 2{,}3F_1 - 0{,}3P_{ст.пр}. \quad (27)$$

Подставляя выражение для F_1 (22) в (27), получим

$$F_{кр} = \frac{4{,}6P_z l_г}{d_{ср}} - 0{,}3P_{ст.пр}. \quad (28)$$

Расчет резьбы на смятие. Резьбовое соединение подвергается воздействию изгибающего момента в зоне сочленения эксцентрикового волновода. Используя применительно к волноводу гипотезу плоских сечений, можно утверждать, что напряжения, возникающие по длине окружности в резьбовой и торцевой частях, несимметричны. В нижней части изогнутой балки напряжение увеличивается по сравнению с равномерным напряжением, создаваемым гайкой. Напряжение на смятие в резьбе гайки определяется по формуле

$$\sigma_{см} = \frac{2F_{кр}}{\pi d_{ср} h_р n}, \quad (29)$$

где $h_р$ — высота резьбы; n — число нагруженных витков.

Так как перемещение верхней точки резьбы при изгибе максимально, а в плоскости оси балки — минимально, предполагаем, что деформация на полуокружности резьбовой части равномерна.

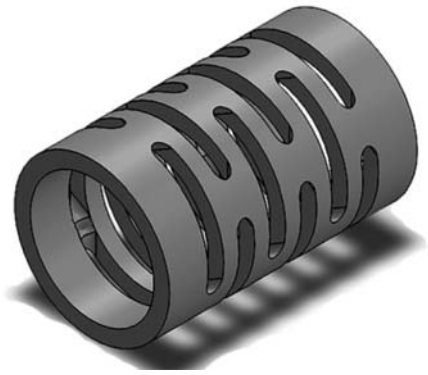


Рис. 4. 3d-модель цилиндрической прорезной пружины

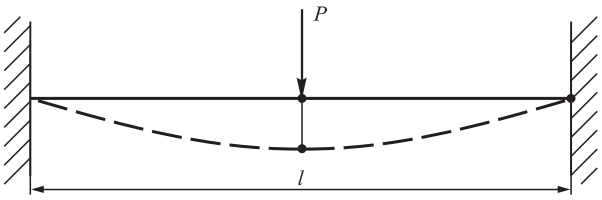


Рис. 5. Схема к расчету параметров витка пружины

Для обеспечения сплошности среды волновода состояние сочленения резьбовых поверхностей должно быть близким к смятию. Такое состояние регулируется за счет натяга гайкой.

Торец гайки подвергается несимметричной деформации. Напряжение в торце гайки определяется по формуле

$$\sigma_{см} = \frac{8F_{кр}}{\pi\left(D_1^2 - D_2^2\right)}, \quad (30)$$

где D_1 — наружный диаметр гайки (или диаметр вписанной в шестигранник окружности); D_2 — внутренний диаметр гайки.

Расчет геометрических параметров прорезной цилиндрической пружины (рис. 4). К геометрическим параметрам пружины относятся наружный и внутренний диаметры, число прорезей в одной поперечной плоскости; число пазов в продольной плоскости; ширина перемычек между прорезями.

Часть параметров принимается исходя из конструктивных требований, а другая часть определяется расчетным путем.

Наружный диаметр пружины равен или меньше внутреннего диаметра трубки волновода, число прорезей зависит от допустимой величины деформации пружины, а параметры перемычки (витка) определяются по жесткости пружины.

Принимается расчетная схема в виде балки, защемленной с двух концов (рис. 5), при этом допускаются определенные упрощения, связанные с разверткой пружины на плоскость.

Допустимая деформация пролета одной перемычки (витка)

$$f = \frac{Pl^3}{48EJ}, \quad (31)$$

где l — длина паза цилиндрической пружины; J — момент инерции сечения; E — модуль упругости; P — статическая нагрузка на один пролет.

Исходя из соображений технологичности изготовления необходимо стремиться к минимальному числу прорезей в одной поперечной плоскости. Минимально возможное их число — 2. Однако при этом на границах вертикальных перемычек появляются локальные концентраторы напряжений, которые не выдерживают рабочей нагрузки, т. е. напряжения в этих зонах превышают предел текучести материала. Поэтому было решено увеличить число прорезей до 3. Отсюда статическая нагрузка на один пролет P определяется как отношение силы статического прижима $F_{ст}$ к числу пролетов (равному числу прорезей) в поперечной плоскости: $P = F_{ст}/3$.

Выразим из (31) момент инерции:

$$J = \frac{Pl^3}{48Ef}. \quad (32)$$

Принятая форма горизонтальных перемычек близка к прямоугольнику с шириной b на развертке, определяемой как $b = R_п - r_п$, где $R_п$ и $r_п$ — наружный и внутренний радиусы цилиндрической пружины соответственно.

Высота сечения балки $h_б$ зависит от шага между пазами пружины.

Момент инерции прямоугольного сечения определяется по формуле

$$J = \frac{bh^3}{12}. \quad (33)$$

Подставляя выражение (33) в (32), получим уравнение

$$\frac{bh_б^3}{12} = \frac{Pl^3}{48Ef}. \quad (34)$$

Значение f зависит от жесткости пружины, определяемой по формуле (4).

Жесткость пружины определяется как отношение силы к полному перемещению (деформации):

$$k_2 = \frac{F_{ст}}{f_{общ}},$$

тогда $f_{общ} = \frac{F_{ст}}{k_2}$.

Выражение для общего перемещения пружины при линейном характере деформации имеет вид

$$f_{общ} = fi, \text{ или } f = \frac{f_{общ}}{i},$$

где i — число витков.

Высота $h_б$ и ширина горизонтальной перемычки (толщина стенки пружины) b, число витков i, длина паза l — основные параметры, определяющие упругую деформируемость пружины. Общая высота всей пружины $H_{пр}$ ограничена конструктивными параметрами и, соответственно, является задаваемой величиной ($H_{пр}$ = 30 мм). Высота горизонтальной перемычки $h_б$ определяется из следующего соображения: располагая общим максимальным перемещением пружины $f_{общ}$ при максимальной рабочей нагрузке, необходимо отталкиваться от такого значения высоты перемычки, при котором порядок значения фактического перемещения будет соответствовать необходимому максимальному перемещению $f_{общ}$. Если высота перемычки будет большой, то жесткость пружины станет слишком высокой и требуемого значения перемещения $f_{общ}$ на общей высоте $H_{пр}$ будет невозможно достичь при заданном значении рабочей нагрузки $F_{ст}$. И наоборот, если высоту сделать слишком малой, то сама горизонтальная перемычка станет концентратором напряжений и при приложении той же самой нагрузки пружина выйдет за пределы действия закона Гука. Для упрощения поиска аппроксимированного значения высоты $h_б$, а также числа прорезей в продольной плоскости использовали CAD/CAE-анализ. Также была определена необходимая длина вертикальной перемычки $l_п$, что дает возможность однозначно рассчитать длину паза l:

$$l = \frac{2\pi R_п - 3l_п}{3}.$$

Используя формулу (16), определяем $R_п = d_в/2$.

Выражая из уравнения (34) $r_п$, где $b = R_п - r_п$, и подставляя все полученные выше значения, определим соответствующий им внутренний радиус пружины:

$$r_п = R_п - \frac{12Pl^3}{48Efh_б^3}.$$

Подставляя числовые значения величин, можно определить геометрические параметры элементов ультразвукового накатного инструмента.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Мамбетов А.Д., Байрамуков А.О.** Принцип механико-ультразвуковой обработки плоских поверхностей // Рациональные пути решения социально-экономических, научно-технических и кадровых проблем региона: Тр. XIV Рег. науч.-практ. конф. Черкесск: БИЦ СевКавГГТА, 2014. С. 152—156.
2. **Пат. 2576280 РФ, МПК B 24 B 39/06.** Ультразвуковой инструмент для комбинированной накатки плоских поверхностей / Мамбетов А.Д., Манташьян П.Н., Байрамуков А.О. Заявл. 15.05.14; опубл. 27.02.16, Бюл. № 6.
3. **Дрозд М.С., Матлин М.М., Сидякин Ю.И.** Инженерные расчеты упругопластической контактной деформации. М.: Машиностроение, 1986. 221 с.
4. **Шелофаст В.В.** Основы проектирования машин. М.: Изд-во АПМ, 2005. 472 с.
5. **Низкочастотное** и ультразвуковое воздействие на статически деформированную поверхность / Л.Ш. Докумова, Ф.З. Лафишева, А.Д. Мамбетов, Л.Г. Меремкулова // Известия СевКавГГТА. 2011. № 1. С. 71—77.
6. **Степанова Т.Ю.** Технологии поверхностного упрочнения деталей машин: учеб. пособие. Иваново: Ивановский гос. хим.-технолог. ун-т, 2009. 64 с.
7. **Попова В.В.** Поверхностное пластическое деформирование и физико-химическая обработка: учеб. пособие. Рубцовск: Рубцовский индустриальный институт, 2013. 98 с.

УДК 621.9.047

Д.В. Силаев, Г.А. Сухочев, С.Н. Коденцев
(Воронежский государственный технический университет)
E-mail: suhotchev@mail.ru

Технологические возможности комбинированной обработки по активации поверхностей под покрытие

Работа посвящена анализу технологических возможностей комбинированной обработки по активации поверхностей лопаточных деталей сложного профиля под плазменное напыление защитных покрытий. Представлены результаты теоретических и экспериментальных исследований, предлагаемые технологические методы и средства для комбинированного воздействия на поверхностный слой материала детали.

Ключевые слова: *комбинированная обработка, активация, лопаточная деталь, микрошарики, микровыступы, токопроводящая среда, анодное растворение.*

The work is devoted to the analysis of the technological capabilities of the combined treatment for the activation of the surfaces of the blade parts of a complex profile for the plasma spraying of protective coatings. The results of theoretical and experimental investigations, the proposed technological methods and means for combined action on the surface layer of the material of the component are presented.

Keywords: *combined treatment, activation, blade part, microballoons, microprotrusions, conductive medium, anodic dissolution.*

К технологическим достоинствам плазменного напыления относятся возможность наиболее широко варьировать материалы, позволяющая использовать как металлы, так и керамику; минимально возможный нагрев подложки и малая зона термического воздействия; возможность нанесения покрытий на поверхности сложного профиля, например лопаточных деталей. Недостатками плазменного напыления являются меньшая в сравнении с другими методами прочность соединения покрытия с основой, слоистость структуры покрытия, повышенная пористость, накапливание остаточных напряжений в покрытии и тенденции его отслаивания при толщинах более 1 мм. Технологической задачей любой из схем плазменного нанесения и упрочнения покрытий является, с одной стороны, выбор оптимизационных критериев процесса, а с другой — выделение из общей массы наиболее существенных факторов, которые могут быть приняты в качестве основных управляющих технологических параметров процесса, требующих оптимизации.

Схема влияния различных факторов на параметры процесса плазменного напыления представлена на рис. 1. В качестве оптимизационных критериев процесса используются показатели качества покрытий (адгезионная и когезионная прочность, плотность, пористость, шероховатость, равномерность по толщине, уровень остаточных напряжений, однородность состава, микро- и макроструктуры) или поверхностей и интегрированные показатели эффективности технологического процесса напыления. Все основные факторы процесса могут быть условно разделены на несколько групп: конструктивные параметры детали и параметры плазменного распылителя; параметры, характеризующие режим работы плазменного распылителя; параметры напыляемого материала и условий его ввода; параметры, характеризующие внешние условия напыления, и параметры плазменной струи и потока напыляемых частиц.

Наиболее важными из всех являются факторы, определяющие качество технологических операций: подготовки поверхности перед нанесением покрытия; процесса нанесения покрытия; обработки покрытия. Данные факторы в соответствии с рис. 1 можно подразделить на две группы — неуправляемые и управляемые (управляющие). Эти группы состоят из подгрупп, объединяющих отдельные факторы, близкие по характеру влияния на показатели качества обработки.

Управляемые факторы обеспечивают возможность влияния на указанные выше оптимизационные критерии процессов нанесения и упрочнения покрытий, поэтому эти факторы не только управляемые, но и управляющие по отношению к качеству упрочняющей обработки поверхностей деталей.

Для деталей, лопатки которых получены с помощью электроэрозионной обработки [1], наследованный дефектный поверхностный слой подверга-

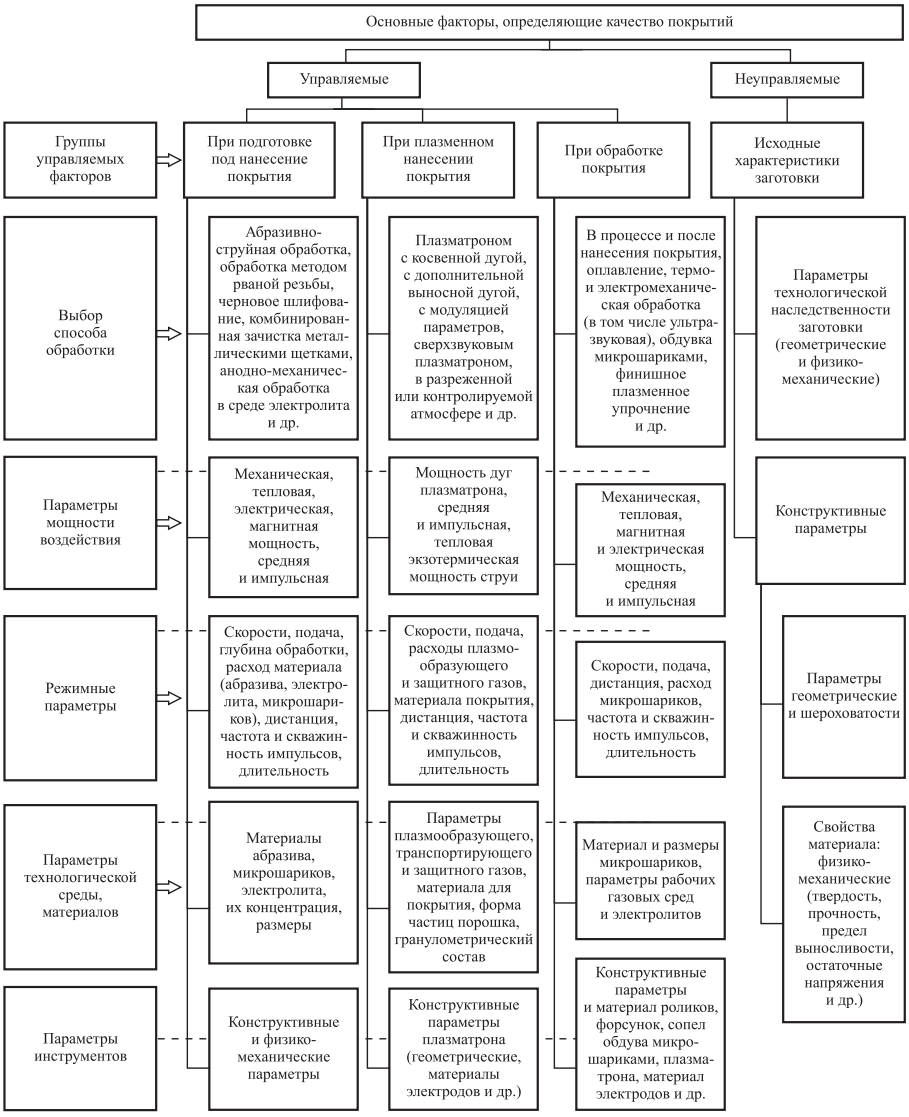


Рис. 1. Классификация управляемых и неуправляемых факторов

ют механической зачистке с помощью абразивного инструмента, при этом возможны внедрение частиц абразива в поверхностный слой детали, появление приповерхностных внутренних микротрещин и растягивающих напряжений. Продукты шлифования также остаются в порах и оказывают решающее влияние на снижение адгезии покрытия с подложкой. Химическое травление поверхности изделия перед напылением требует применения и разработки специальных составов. Неправильный выбор состава для травления может привести к пассивации поверхности и понижению прочности сцепления. Применяемое для очистки пор химическое травление активирует поверхность, но в то же время копирует исходную волнистость профиля, усугубляя тем самым наследованные от предыдущих операций микротрещины и другие дефекты. В настоящее время актуальной задачей при подготовке поверхности сложного профиля для нанесения покрытия в производственных условиях является получение заданной шероховатости пескоструйной обработкой. Такая обработка, в первую очередь, очищает поверхность и выводит ее из состояния термодинамического равновесия со средой, освобождая межатомные связи поверхностных атомов, и таким образом химически активирует поверхность основы. Однако активность основы быстро снижается из-за химической адсорбции газов из атмосферы и окисления. Поэтому время между очисткой и нанесением покрытия должно быть минимальным, не превышать 1...3 ч.

При формировании слоев покрытия необходимо стремиться к расширению фактической площади контакта покрытия и поверхности, чему прежде всего мешают оксидные пленки. Процесс формообразования поверхности интенсивной электроэрозией с последующей активацией анодно-механической обработкой при минимальном перерыве по времени между операциями прошивания и напыления позволит значительно повысить сцепляемость материала покрытия с основой.

Предлагается технология подготовки и активации поверхности сложного профиля, исходно формируемой с использованием электроэрозионной обработки, для высокоскоростного нанесения газоплазменных покрытий. При формообразовании поверхности сложного профиля проводят эрозионно-термическую обработку электродом-инструментом с покрытием из материала, обеспечивающего концентрированное термическое воздействие на зону обработки [2]. Такую обработку проводили до достижения значения параметра шероховатости поверхности *Ra* не менее 60...80 мкм (рис. 2), требуемого для надежной адгезии покрытия с основным материалом конкретного состава при указанном способе покрытия.

Сразу, без перерыва, провели комбинированную ***электрохимико-механическую*** обработку этой же поверхности в газожидкостной токопроводящей среде микрошариками для удаления дефект-

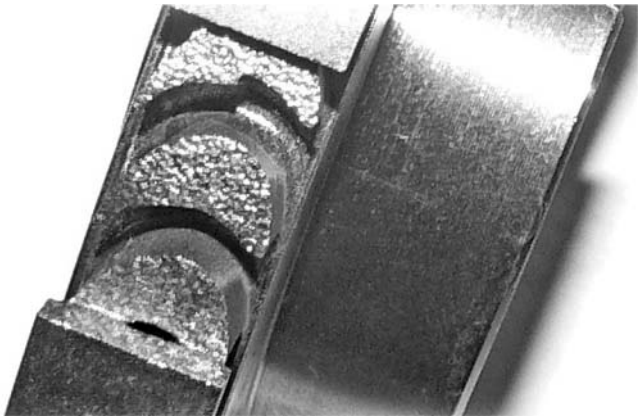


Рис. 2. Фрагмент лопаточной детали после интенсивной эрозионно-термической обработки

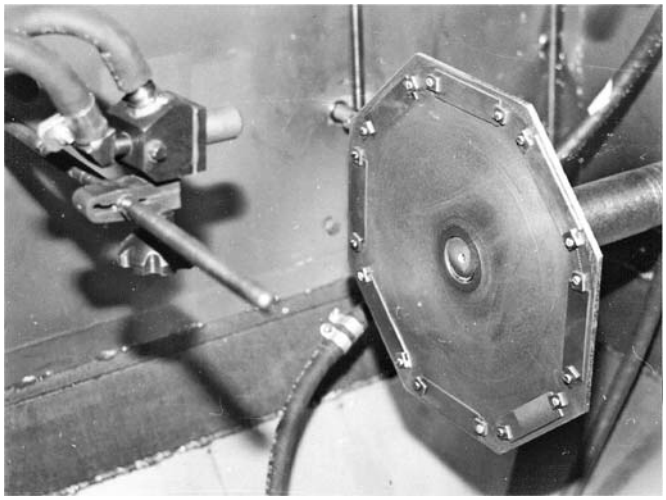


Рис. 3. Рабочая зона пневмодробеструйной установки с экспериментальной оснасткой

ного слоя, оставшегося на микровыступах, и активации поверхности под нанесение покрытия [3]. Слабопроводящая газожидкостная среда состояла из воздуха и распыленной до капельной фракции технической воды. Малая кинетическая энергия микрошариков позволяет снижать высоту микровыступов не более чем на 10...20 мкм, а непродолжительное время воздействия анодного растворения на вершины микронеровностей позволяет токопроводящей среде активировать поверхность без разрушения. На оптимальных режимах обработки микрошарики создают активированный микрорельеф без микротрещин и микродефектов, формируют стабильную шероховатость, создавая остаточные напряжения сжатия при минимальной степени наклепа.

Экспериментальную обработку образцов проводили на пневмодробеструйной установке микрошариками диаметром не более 60 мкм с наложением тока низкого напряжения и подачей в поток микрошариков слабопроводящей газожидкостной среды (рис. 3).

Время обработки каждого соседнего пятна распыла — 20 с при прямом угле соударения потока микрошариков с поверхностью; частота вращения шпинделя установки — 30 мин$^{-1}$; давление подаваемого сжатого воздуха — 0,2 МПа; напряжение — 4...8 В.

В качестве микрошариков использовали сферические гранулы из жаропрочного сплава того же химического состава, что и материал детали. Это исключало появление в поверхностном слое плоских настроечных образцов посторонних примесей, понижающих сцепление с покрытием.

Снижение шероховатости в этом случае в большей мере зависило от скорости анодного растворения дефектного слоя в месте микровыступа. При этом скорость съема материала с микровыступа в момент контакта шарика с деталью резко увеличивалась из-за повышения удельной проводимости в месте соударения в несколько раз [1].

После обработки всей поверхности натурной детали параметр ее шероховатости *Ra* составил около 60 мкм, оксидный слой отсутствовал, степень наклепа поверхностного слоя составила не более 2...4 %, что соответствует требованиям технической документации.

При прогнозировании прочности соединения покрытия с основой (адгезии) $\sigma_{адг}$ использовали соотношение

$$\sigma_{адг} = F_{кр}/S_к, \qquad (1)$$

где $F_{кр}$ — критическое усилие, приложенное к покрытию и приводящее к его отслаиванию от подложки; $S_к$ — площадь контакта покрытия с подложкой.

При большей толщине покрытия для определения прочности сцепления используют экспериментальный коэффициент $k_э$, что позволяет приводить прочность сцепления к толщине покрытия 0,3 мм.

Известно, что взаимодействие различных фаз в контакте способствует увеличению количества элементных зон схватывания и повышению адгезии частицы покрытия с подложкой, что позволяет нормировать ее величину:

$$\frac{N(\tau)}{N_0} = \frac{\sigma(T_к, \tau)}{\sigma_{max}}, \qquad (2)$$

где N_0 — общее число атомов в зоне контакта частицы с поверхностью; $N(\tau)$ — число атомов из N_0, прореагировавших за время τ в зоне контакта частицы с поверхностью; $\sigma(T_к, \tau)$ — прочность сцепления отдельной частицы с подложкой при напылении покрытия; σ_{max} — максимально воз-

можная прочность сцепления при напылении для конкретной пары материалов, определяющая уровень нормирования.

Теоретическое выражение для изменения относительной прочности сцепления напыляемых частиц в результате химического взаимодействия в контакте частицы покрытия с подложкой [4] имеет вид

$$\frac{\sigma(T_к, \tau)}{\sigma_{max}} = 1 - \exp\left[-\frac{v\tau}{\exp\left(\frac{E_а}{kT_к}\right)}\right], \quad (3)$$

где τ — длительность взаимодействия в контакте частицы с поверхностью, определяемая периодом кристаллизации частицы; $T_к$ — температура в зоне контакта частицы с поверхностью; v — скорость соударения частицы с поверхностью; k — постоянная Больцмана; $E_а$ — энергия активации,

$$E_а \approx kT_к(\ln\tau + 30). \quad (4)$$

Принято считать, что покрытие будет достаточно прочным при значении отношения (2), большем 0,7. Это определяется тем, что очаги схватывания не заполняют всю площадь контакта $S_{к\,max}$, а площадь фактического схватывания $S_{к\,ф}$ можно учесть коэффициентом $k_{схв} = S_{к\,ф}/S_{к\,max}$ (определяется экспериментально). Он должен быть не менее 0,7 и будет характеризовать прочность сцепления с подложкой одного слоя частиц покрытия, не связанных между собой, в большинстве случаев толщиной не более 15 мкм в соответствии с размерами кристаллизовавшихся частиц. По мере увеличения числа слоев и толщины покрытия в нем будут образовываться остаточные напряжения $\sigma_{ост}$ всех трех видов (макро-, микро- и субмикронапряжения) и различного знака. Реальная прочность покрытия будет определяться как разность между прочностью привариваемых частиц и остаточными напряжениями, т.е. $\sigma(T_к, \tau) - \sigma_{ост}$. С другой стороны, площадь схватывания в большей степени зависит от реальной площади шероховатой и активированной поверхности, которая больше номинальной геометрической. Коэффициент увеличения площади шероховатой поверхности $k_ш$ изменяется от 1,005 для шлифованной и полированной поверхностей до 1,25 для поверхности усталостного излома. В общепринятом понимании $k_ш$ — это коэффициент шероховатости, представляющий собой отношение фактической площади шероховатой поверхности к ее проекции на горизонтальную плоскость.

На основании изложенного выражение (1) можно представить в виде

$$\sigma_{адг} = F_{кр}/(S_к k_{схв} k_ш). \quad (5)$$

Величина $k_{схв}$ в значительной степени зависит от энергии активации $E_а$, которая проявляется в виде площади фактического схватывания $S_{к\,ф}$. Параметр $T_к$ управляется режимными параметрами процесса напыления покрытий (см. рис. 1).

Значение коэффициента $k_ш$ определяется с учетом усредненного угла $\alpha_ш$ между плоскостью основания выступа микропрофиля и касательной к его боковой поверхности, который, например, при доводке составляет 1...3°, при шлифовании — 10° и при точении — 20°. В случае электроэрозионного формообразования и комбинированной обработки микрошариками значение $\alpha_ш$ обосновывается радиусом, а также глубиной лунки при электроэрозионной обработке [5] и пластического отпечатка от воздействия микрошарика. Эти параметры обрабатываемой поверхности непосредственно зависят от режимов обработки [1, 5].

Изложенное указывает на возможность управления режимными параметрами процессов эрозионно-термической и электрохимико-механической обработки. Опираясь на граничные условия реализации этих процессов, на основании выражений (1)...(5) можно прогнозировать достижимые показатели качества и рассчитывать режимные параметры обработки поверхностей сложного профиля под покрытие для технологического обеспечения требуемой шероховатости за счет организации регулярного микрорельефа и активации поверхностного слоя материала, что подтверждено экспериментально [2, 3].

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Сухочев Г.А.** Управление качеством изделий, работающих в экстремальных условиях при нестационарных воздействиях. М.: Машиностроение, 2004. 287 с.

2. **Коденцев С.Н., Сухочев Г.А., Смольянникова Е.Г.** Технология комбинированной электроэрозионной обработки полостей и каналов сложного профиля // Наукоемкие технологии в машиностроении. 2012. № 5. С. 31—35.

3. **Сухочев Г.А., Силаев Д.В., Коденцев С.Н.** Комбинированная обработка поверхностей сложного профиля под покрытие // Упрочняющие технологии и покрытия. 2017. № 6 (150). С. 269—272.

4. **Порошковая** металлургия и напыленные покрытия: учебник для вузов / В.Н. Анциферов, Г.В. Бобров, Л.К. Дружинин и др. М.: Металлургия, 1987. 792 с.

5. **Сычев Е.А., Тарапанов А.С.** Прогнозирование шероховатости поверхности при электроэрозионной обработке деталей сложной конфигурации // Известия ТулГУ. Технические науки. 2013. Вып. 8. С. 122—127.

УДК 666.1:681.2:682.9

С.А. Микаева, А.С. Микаева, В.В. Муравьев
(Московский технологический университет)
E-mail: mikaeva@npo.lit.ru

Защитное ртутьнепроницаемое покрытие

Предложено защитное ртутьнепроницаемое покрытие для внешних поверхностей стеклянных колб компактных люминесцентных ламп. Разработан технологический режим нанесения покрытий. Особенностью полученных результатов является то, что при наличии защитного ртутьнепроницаемого покрытия световой поток ламп увеличивается.

Ключевые слова: *защитное покрытие, стеклянная колба, лампа, срок службы, состав, технологический процесс, раствор.*

Protective mercury-impermeable coating on the outer surface of glass bulbs of compact fluorescent lamps is proposed. The technological mode of coating is developed. The peculiarity of the obtained results is that in the presence of protective mercury-impermeable coating luminous flux of the lamps increases.

Keywords: *protective coating, glass bulb, lamp, life span, composition, process, solution.*

В научных экспериментальных работах [1—4] по созданию защитных ртутьнепроницаемых покрытий на стеклянные колбы компактных люминесцентных ламп (КЛЛ) были использованы в качестве пленкообразующих материалов: акриловая эмульсия ДПА-1, полиметилметакрилат ПММА, полибутилметакрилат ПБМА и фторполимер типа Ф-32Л.

В данной работе защитные покрытия на внешнюю сторону колбы лампы наносили путем окунания стеклянных колб ламп в полимерные растворы. ДПА-1 представляет собой готовый к употреблению материал для покрытия (при добавлении загустителей). Для нанесения защитного покрытия КЛЛ окунали в акриловую эмульсию, при этом на лампе образуются мягкие эластичные и прозрачные пленки с толщиной одного слоя 15...25 мкм. Для нанесения более толстых слоев требуется производить три и более окунания ламп в эмульсию, что является не технологичным для производства. Недостаток использования акриловых эмульсий — длительное время сушки и полимеризации защитного покрытия (около 3 ч). Оптимизация процесса сушки данных покрытий путем повышения температуры и уменьшения времени сушки ограничивалась условиями полимеризации композиций акриловых производных.

Сополимеры ПММА и ПБМА представляют собой белые порошки, полученные полимеризацией метилметакрилата и бутилметакрилата. Для приготовления лаковых растворов этих полимеров были проведены работы по выбору соответствующих растворителей. В качестве растворителей был использован ацетон. Приготовление лакового раствора протекало в две стадии: стадия набухания (20...24 ч) и стадия растворения. Полученные лаковые растворы наносили на КЛЛ, сушили сначала при комнатной температуре, а затем досушивали потоком теплого воздуха (40...60 °С) в течение нескольких часов. Формирование пленочного покрытия сопровождалось обильным образованием воздушных пузырьков в слое, из-за чего поверхность слоя оказывалась неоднородной и нецельной. Светопропускание покрытий удовлетворяло требованиям, однако прочность и эластичность покрытия необходимого качества получить не удалось, наблюдалось растрескивание и отслаивание от стекла.

Приготовление лакового раствора Ф-32Л осуществлялось в две стадии. На первой проводили растворение Ф-32Л в изоамилацетате с образованием густой однородной массы, затем для приготовления лака рабочей вязкости густой раствор разбавляли бутилацетатом при комнатной температуре. Для интенсификации данного процесса в производственных условиях растворение рекомендуется проводить в барабане на валковой мельнице с частотой вращения 60 мин$^{-1}$ в течение 2...4 ч. Для определения условной вязкости испы-

туемых растворов полимера Ф-32Л был использован вискозиметр ВЗ-44. Для покрытия КЛЛ типов КЛ7/ТБЦ, КЛ9/ТБЦ и КЛ11/ТБЦ вязкость рабочего раствора полимера определена 3,5 Па·с. Полученные покрытия были прозрачные, эластичные и мягкие, толщина одного слоя покрытия составляла 10...20 мкм. Толщину слоя измеряли микрометром.

В процессе научно-экспериментальных работ [5—8] по определению оптимального состава лакового раствора Ф-32Л выявлено, что толщина наносимого слоя определяется концентрацией полимера в растворе, скоростью испарения растворителя, временем погружения и поднятия изделия из раствора, температурным режимом сушки. Сушку защитного покрытия осуществляли подогретым очищенным воздухом в сушильном шкафу. Сушка одного слоя при температуре 15...25 °С происходит в течение 1 ч, при t = 50 °С — 40 мин, при t = 100 °С — 20...25 мин. Сушка при комнатной температуре дает покрытие с недостаточной адгезией, поэтому для повышения адгезии после нанесения покрытия изделие следует подвергать дополнительному нагреву до 150 °С. Полимер Ф-32Л обладает почти аморфной структурой, поэтому свойства покрытия очень незначительно зависят от режима нанесения, изменяется только адгезия, возрастающая с повышением температуры за счет улучшения смачиваемости покрываемой поверхности раствором полимера.

При приготовлении раствора полимера Ф-32Л для увеличения скорости растворения можно повысить температуру до 40...50 °С. Для приготовления лакового раствора Ф-32Л используются ацетон, амилацетат, толуол, циклогексан. Вязкость растворов фторопласта Ф-32Л сильно изменяется в зависимости от концентрации лака и молекулярной массы полимера, который выпускается двух марок: Ф-32Л(В) и Ф-32Л(Н). Лак Ф-32Л(Н) (низкомолекулярный) более технологичен в работе, так как позволяет получать более толстые покрытия (40 мкм вместо 10...20 мкм для высокомолекулярного Ф-32Л(В)). Однако покрытие из лака Ф-32Л(Н) характеризуется меньшей тепловой (наблюдается размягчение покрытия при 100 °С) и химической стойкостью в сравнении с покрытиями из лака Ф-32Л(В).

Основные критерии оценки пленочного покрытия на стеклянных колбах КЛЛ — прозрачность, эластичность, ударопрочность, безопасность, наименьшее снижение светотехнических характеристик КЛЛ и минимальное усложнение технологии их изготовления. Тонкие защитные покрытия, сформированные из раствора Ф-32Л вязкостью 3,5 Па·с, имеют высокий (93 % и выше) интегральный коэффициент пропускания света. Но практически не выдерживают механических нагрузок при разрушении ламп (при падении ламп и их разбивании происходит разрушение защитной пленки). Проблема может быть решена двумя способами: многократным нанесением слоев; увеличением концентрации раствора полимера Ф-32Л по вязкости на ВЗ-44 от 3,5 Па·с в 2; 3; 5; 8; 10 раз.

Из раствора вязкостью 7,5 Па·с на КЛЛ были нанесены покрытия толщиной 30...40 мкм. Данные покрытия выдерживают механические нагрузки при разрушении КЛЛ. На 25 разбитых лампах визуальных повреждений пленки не обнаружено. Была сформирована прочная защитная пленка, у которой разброс по толщине верхней и нижней частей ламп составляет 25...30 %. В ходе экспериментальных работ было выявлено, что оптимальные характеристики защитных покрытий получаются из растворов вязкостью 7,5 Па·с и выше (рекомендуется вязкость 16...20 Па·с). Существенное влияние на бездефектное формирование защитных покрытий и обеспечение достаточной адгезии к стеклу и материалу цоколей оказывает чистота поверхности колбы и цоколей. Поэтому перед нанесением защитного покрытия необходимо очистить и обезжирить органическими растворителями колбу и цоколь КЛЛ.

При выполнении экспериментальных работ были проведены исследования физико-химических свойств защитных пленочных покрытий из Ф-32Л. Были определены коэффициенты светопропускания покрытий в видимой и ультрафиолетовой областях спектра. Измерения для пленок толщиной 22 и 220 мкм проводили в светометрическом шаре (табл. 1).

В видимой области спектра светопропускание защитной ртутьнепроницаемой пленки практически не изменяется (в пределах 1...2 %) при увеличении ее толщины на порядок. Данные результаты позволяют подтвердить пригодность материала покрытий для источников света, излучающих в видимой области спектра. Проведены исследования защитных пленочных покрытий на термостабильность и влагопоглощение. Выявлено, что данные защитные покрытия выдерживают температурные нагрузки до 200 °С, что существенно превышает реальные эксплуатационные температуры КЛЛ (100 °С). Водопоглощение за 24 ч испытаний составило 0 %. Это свойство покрытий

Таблица 1

Коэффициент пропускания

Толщина пленок, мкм	Длина волны, нм					
	254	365	405	436	546	579
22	0,91	0,92	0,93	0,94	0,95	0,95
220	0,48	0,35	0,91	0,93	0,94	0,94

позволит стабилизировать работу ламп в условиях повышенной влажности окружающей среды. По результатам экспериментальных исследований был разработан технологический режим нанесения покрытий на стеклянные колбы КЛЛ мощностью 7; 9; 11 Вт:

Метод нанесения	Окунание
Вязкость по ВЗ-44 при 18...22 °С	16...20 Па·с
Число наносимых слоев	2—3
Общая толщина покрытия, мкм	100...200
Температура сушки, °С	60...90
Время сушки, мин	15...25
Режим охлаждения	Медленное в термошкафу

Испытание защитного покрытия на КЛЛ было проведено на серийно выпускаемых КЛЛ мощностью 11 Вт (КЛ11/ТБЦ). Из партии случайным образом были отобраны 25 штук, измерены их световые и электрические характеристики при положении цоколем вверх и температуре окружающей среды 20 °С до и после нанесения покрытия. Затем лампы были поставлены на 100 ч горения и снова замерены их электрические и световые характеристики. Такие же измерения проведены после 500 ч горения ламп. Усредненные данные по 25 лампам приведены в табл. 2.

Таблица 2

Усредненные характеристики ламп типа КЛ11/ТБЦ

Лампы	Напряжение, В	Сила тока, А	Мощность, Вт	Световой поток, лм	Световая отдача, лм/Вт
Без покрытия (0 ч горения)	87,4	0,157	10,84	921,1	84,97
С покрытием (0 ч горения)	87,3	0,160	11,04	939,5	85,1
С покрытием (100 ч горения)	88,6	0,164	11,09	876,7	79,05
С покрытием (500 ч горения)	86,1	0,164	10,68	788,6	73,83
Примечание. Напряжение сети 220 В.					

Полученные значения светового потока после 100 и 500 ч горения находятся на уровне таковых для ламп без покрытия. Особенностью полученных результатов является то, что при наличии покрытия световой поток ламп увеличивается на 2 %, хотя имеет место поглощение потока в самом покрытии и на границе раздела покрытия со стеклом. Однако тщательный анализ показывает, что этот эффект обусловлен утеплением покрытием не только холодной зоны ламп, но и трубки в зоне положительного столба, а также некоторым смещением зависимости светового потока от температуры окружающей среды в область высоких температур. Внешний вид испытуемых ламп не претерпел изменений — не обнаружено пожелтения покрытия или его отслаивания от стеклянной колбы.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Микаева С.А.** Создание нового поколения люминесцентных устройств с улучшенными световыми характеристиками. М.: Научтехлитиздат, 2004. 210 с.
2. **Микаева С.А.** Технология производства компактных люминесцентных ламп информационно-измерительных приборов и систем. М.: МГУПИ, 2010. 175 с.
3. **Микаева С.А.** Технология и производство информационно-измерительных приборов. LAMBERT Academic Publishing. Германия. 2012. 240 с.
4. **Петренко Ю.П., Микаева С.А., Микаева А.С.** Отражающее покрытие // Упрочняющие технологии и покрытия. 2015. № 7. С. 3—4.
5. **Микаева С.А., Микаева А.С.** Технология производства для нанесения покрытия на компактные люминесцентные лампы // Упрочняющие технологии и покрытия. 2012. № 11. С. 24—29.
6. **Синицина Л.В., Железникова О.Е. Микаева С.А., Микаева А.С.** Покрытия на компактные люминесцентные лампы // Справочник. Инженерный журнал. 2013. № 2. С. 20—26.
7. **Микаева С.А., Микаева А.С.** Экспериментальные исследования характеристик перспективных источников света, приборов и систем. М.: РУСАЙНС, 2017. 136 с.
8. **Микаева С.А.** Повышение качества технологии производства приборов, установок и систем на базе перспективных источников света. М.: Московский технологический университет (МИРЭА), 2017. 150 с.

ООО "Издательство **"Инновационное машиностроение"**, 107076, Москва, Колодезный пер., 2а, стр. 2.
Учредитель ООО "Издательство "Инновационное машиностроение".
E-mail: utp@mashin.ru
Web-site: www.mashin.ru
Телефоны редакции журнала: (499) 268-47-19, 269-54-96.
Технический редактор *Конова Е.В.* Корректор *Сажина Л.И.*
Сдано в набор 06.02.2018 г. Подписано в печать 22.03.18 г. Формат 60×88 1/8.
Бумага офсетная. Усл. печ. л. 5,88. Свободная цена.
Отпечатано в ООО "Канцлер", 15008, г. Ярославль, ул. Клубная, д. 4, кв. 49
Оригинал-макет: ООО "Адвансед солюшнз". 119071, г. Москва, Ленинский пр-т, д. 19, стр. 1
Сайт: **www.aov.ru**