ЕЖЕМЕСЯЧНЫЙ НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ И ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ ЖУРНАЛ

УПРОЧНЯЮЩИЕ ТЕХНОЛОГИИ И ПОКРЫТИЯ

№ 11 (95)
ноябрь
2012

Издается с января 2005 г.

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

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

Заместитель главного редактора
д-р физ.-мат. наук
В.Ю. ФОМИНСКИЙ

Заместители председателя редакционного совета:
д-р техн. наук
В.Ю. БЛЮМЕНШТЕЙН
д-р техн. наук
А.В. КИРИЧЕК
д-р техн. наук
О.В. ЧУДИНА

Редакционный совет:
Ю.П. АНКУДИМОВ
А.П. БАБИЧЕВ
В.П. БАЛКОВ
В.М. БАШКОВ
А.И. БЕЛИКОВ
А.И. БОЛДЫРЕВ
С.Н. ГРИГОРЬЕВ
В.А. ЗЕМСКОВ
С.А. КЛИМЕНКО
Ю.Р. КОПЫЛОВ
В.А. ЛАШКО
В.А. ЛЕБЕДЕВ
В.В. ЛЮБИМОВ
Е.Д. МАКАРЕНКО
Ф.И. ПАНТЕЛЕЕНКО
Х.М. РАХИМЯНОВ
Б.П. САУШКИН
В.П. СМОЛЕНЦЕВ
А.М. СМЫСЛОВ
Г.А. СУХОЧЕВ
В.П. ТАБАКОВ
В.А. ШУЛОВ
М.Л. ХЕЙФЕЦ

Редакция:
Л.П. ШЕСТОПАЛОВА
Т.В. ПАРАЙСКАЯ

Журнал распространяется по подписке, которую можно оформить в любом почтовом отделении (индексы по каталогам: "Роспечать" **85159**, "Пресса России" **39269**, "Почта России" **60252**) или в издательстве.

Тел.: (499) 269-52-98, 269-66-00, 268-40-77.

Факс: (499) 269-48-97.

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

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

СОДЕРЖАНИЕ

ОБЩИЕ ВОПРОСЫ УПРОЧНЕНИЯ

Атрошенко С.А., Кузнецов В.Г., Салахова Н.Р. Квалиметрическая оценка поверхности стали после вакуумно-дуговой очистки от ржавчины 3

Гадалов В.Н., Агеев Е.В., Романенко Д.Н., Давыдов А.А., Бобрышев Р.В., Горецкий В.В. Оценка трещиностойкости изделий, наплавленных износостойкими сплавами с одновременным формированием подслоя 11

Киричек А.В., Родичев А.Ю., Афонин А.Н. Косое сетчатое накатывание на внутренних поверхностях 14

Осеков А.Н. Режимы и технология электрохимического нанесения информации на металлы с диэлектрическим покрытием 18

ПОЛИМЕРНЫЕ И КОМПОЗИЦИОННЫЕ ПОКРЫТИЯ

Микаева С.А., Микаева А.С. Технология производства для нанесения покрытия на компактные люминесцентные лампы 25

ОБРАБОТКА КОМБИНИРОВАННЫМИ МЕТОДАМИ

Бледнова Ж.М., Русинов П.О., Мышевский И.С., Юркова А.П. Влияние плазменного напыления механоактивированного порошка TiNi на структурно-фазовое состояние и функционально-механические свойства поверхностных слоев 31

Ильющенко А.Ф., Фомихина И.В., Ковалевский В.Н. Закономерности и механизм формирования структуры стали 38ХН3МФА методами высокоскоростной пластической деформации и термообработки 39

Колина Т.П., Брюханов В.В., Тарасов А.Н. Формирование структур с повышенной износостойкостью при лазерном воздействии на быстрорежущую сталь, предварительно карбонитрированную в активированных древесно-угольных смесях 45

КОНТРОЛЬ КАЧЕСТВА УПРОЧНЯЮЩЕЙ ОБРАБОТКИ

Мирошин И.В. Исследование влияния программы нагружения на сигналы акустической эмиссии 49

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

© **Издательство "Машиностроение", "Упрочняющие технологии и покрытия", 2012**

THE MONTHLY SCIENTIFIC AND PRODUCTION JOURNAL

STRENGTHENING TECHNOLOGIES AND COATINGS

№ 11 (95)
November
2012

Since 2005, January

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

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

Editorial Assistants
Dr of Phys. Math. Sci.
V.Yu. FOMINSKY

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

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

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

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

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

CONTENTS

GENERAL QUESTIONS OF STRENGTHENING

Atroshenko S.A., Kuznetsov V.G., Salakhova N.R. Qualimetric estimation of the steel surface after vacuum arc cleaning of rust . . . . . .

Gadalov V.N., Ageev E.V., Romanenko D.N., Davidov A.A., Bobryshev R.V., Goretskiy V.V. Fracture assessment of products, weld wear resistant alloys with simultaneous formation of the sublayer . . . . . .

Kirichek A.V., Rodichev A.Yu., Afonin A.N. Slanting mesh rolling on internal surfaces . . . . . .

Osekov A.N. Practices and technique of electrochemical application of information on metals with dielectric coatings . . . . . .

POLYMER AND COMPOSITE COATINGS

Mikaeva S.A., Mikaeva A.S. Technology of production forcoating on compact fluorescent lamps . . . . . .

PROCESSING BY COMBINED METHODS

Blednova Z.M., Rusinov P.O., Myshevsky I.S., Jurkova A.P. Influence of a plasma dusting mechanically activated powder TiNi on a structurally-phase condition and is functional-mechanical properties of blankets . . . . . .

Ilyuschenko A.P., Fomikhina I.V., Kovalevskij V.N. Principles and mechanism of steel 38HN3MFA structure formation via high-speed plastic deformation and heat treatment . . . . . .

Kolina T.P., Bryuchanov V.V., Tarasov A.N. Forming structures with higher energy stability by means of laser impact on high speed steels carbonitrided in activated wood coal mixtures. . . . . .

QUALITY CONTROL OF STRENGTHENING PROCESSING

Miroshin I.V. Study of the influence of the program of load on the signals of the acoustic emission . . . . . .

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

© **"Mashinostroenie Publishers", "Strengthening Technologies and Coatings", 2012**

УДК 621

С.А. Атрошенко, В.Г. Кузнецов, Н.Р. Салахова
(Институт проблем машиноведения Российской академии наук, г. Санкт-Петербург)
e-mail: satroshe@mail.ru

Квалиметрическая оценка поверхности стали после вакуумно-дуговой очистки от ржавчины

Проведено исследование влияния катодного пятна вакуумной дуги на качество поверхности холоднокатаной стальной ленты при вакуумно-дуговой очистке ее от ржавчины. Впервые данная технология применена для очистки стали 08кп. Для ленты шириной 12 см очистка осуществлялась при скорости протяжки ее до 0,5 м/с.
Ключевые слова: *вакуумно-дуговая очистка, функция желательности, корреляционный анализ.*

The investigation of the vacuum arc cathode spot was carried out to define its influence on the surface quality for cold rolling steel band under vacuum arc cleaning of rust. This technology is applied for 08 carbon steel cleaning for the first time. The cleaning for steel band with thickness 12 cm was realized under stretching velocity up to 0,5 m/s.
Keywords: *vacuum arc cleaning, desirability function, correlation analysis.*

Введение

Одной из актуальных задач в машиностроении и металлургии является разработка новых экологически чистых и ресурсосберегающих технологий очистки стали от окалины, ржавчины, масленых пленок и других загрязнений.

В настоящее время в машиностроении и на сталепрокатных заводах используется в основном кислотно-щелочное травление, пескоструйный и дробеструйный (дробеметный) способы очистки, механическая очистка абразивным, щеточным и иглофрезерным инструментом. Все перечисленные способы нельзя признать экологически чистыми, универсальными, дешевыми и отвечающими современным требованиям качества очистки. Кроме того, недостатком всех перечисленных методов очистки является то, что изделия вскоре после очистки начинают опять интенсивно корродировать в атмосфере влажного воздуха.

На протяжении многих десятилетий ведется поиск альтернативных технологий. В последнее время в качестве такой альтернативы активно развивается и предлагается *вакуумно-дуговая очистка* (ВДО) поверхности [1–6]. Сущность ее заключается в том, что при пониженном давлении в вакуумной камере (от 100 Па и ниже) между очищаемым изделием, являющимся катодом, и дополнительным электродом (анодом) зажигается вакуумно-дуговой разряд. Катодные пятна вакуумной дуги, перемещаясь по поверхности изделия с высокой скоростью, удаляют с поверхности все загрязнения. Поверхность материалов непосредственно после вакуумно-дуговой очистки обладает высокой адгезионной способностью, которая, например, к лакокрасочным покрытиям в 2–3 раза выше [3], чем при использовании других способов очистки. Характерно также, что после очистки металл приобретает еще и антикоррозионную стойкость за счет образования на поверхности пассивирующей пленки, что позволяет его длительно хранить и даже транспортировать в другие районы.

Вакуумно-дуговая очистка и установки, в которых она реализована, обладают рядом существенных преимуществ по сравнению с другими используемыми сегодня способами очистки и выпускаемыми установками. Основные достоинства:

1. Технология является высокоэффективной материало- и ресурсосберегающей. Предварительные расчеты показывают, что удельные затраты по электроэнергии в зависимости от состояния и решаемых задач составляют 0,3...0,6 кВт·ч/м^2. Энергозатраты на обработку поверхности зависят от степени загрязненности поверхности, скорости обработки материала, площади обрабатываемой поверхности и химическо-

го состава металла. Стоимость вакуумно-дуговой очистки почти в 5–7 раз ниже, чем при использовании кислот, и в 2–3 раза ниже, чем при использовании очистки дробью.

2. Полная экологическая безопасность. По сравнению с химической очисткой отсутствуют вредные химические растворы, утилизация которых достаточно трудоемкий процесс, связанный с большими энергетическими и материальными затратами, не загрязняется окружающая среда и процесс является безопасным для человека.

3. В результате очистки на поверхности металла создается пассивирующая пленка, защищающая металл от коррозии, в том числе и фреттинг коррозии.

4. Очищенная таким образом поверхность приобретает высокую адгезионную способность ко всем существующим защитным покрытиям (металлическим, полимерным, лакокрасочным). Данная технология на сегодняшний день является самым эффективным методом подготовки поверхности металла для нанесения лакокрасочного покрытия.

5. Технологический процесс позволяет эффективно залечивать выходящие на поверхность металла микротрещины, причем это осуществляется как в процессе очистки, так и при обработке чистой поверхности.

6. Установки, применяемые для технологии вакуумно-дуговой очистки, могут быть автоматизированы, легки в обслуживании, занимают небольшое пространство и отвечают требованиям техники безопасности.

7. Очистку можно осуществлять на изделиях любых размеров как простой, так и сложной геометрической формы. Нужна соответствующих размеров вакуумная камера. В ряде случаев вакуумной камерой может быть само изделие, например вагонная букса или труба (при очистке их внутренней поверхности). Для очистки длинномерных изделий (прутки, проволока, лента, протяженные листы и т.д.) могут быть использованы шлюзовые вакуумные камеры.

Цель работы – оценка качества поверхностного слоя холоднокатаной ленты из углеродистой стали после очистки ее от ржавчины вакуумно-дуговым способом в сравнении с другими методами и выяснение причин физических механизмов, вызывающих изменения механических и структурных характеристик, определяющих показатели долговечности и прочности.

Материалы и методы проведения исследований

Материалом для исследования служила углеродистая качественная конструкционная сталь 08кп (ГОСТ 1050–88). Сталь 08кп без термической обработки согласно ГОСТ 1050–88 имеет твердость не более 131 НВ. Величина зерна феррита по ГОСТ 5639–82 (метод определения величины зерна измерением длин хорд) не должна превышать номеров 5–9 (62...15 мкм). Образцы указанного материала исследовали после вакуумно-дуговой обработки.

Вакуумно-дуговая очистка углеродистой стали от ржавчины. Использование вакуумно-дуговой технологии очистки металлопроката от окалины позволяет исключить ряд операций, которые применяют при травлении металла в растворах кислот, и обеспечить экологичность производственного процесса. Технология способствует повышению качества очистки металлических поверхностей и не загрязняет окружающую среду. Очистка осуществляется путем теплового воздействия катодного пятна вакуумной дуги на поверхность металла с загрязнением. Катодное пятно, температура в котором находится на уровне температуры кипения материала, перемещаясь по поверхности со скоростью десятки-сотни метров в секунду, испаряет на поверхности загрязнения. Технологический процесс по очистке осуществляется в вакуумных установках закрытого или открытого типа.

На рис. 1 представлена принципиальная схема вакуумной установки открытого типа со шлюзами для очистки металлической ленты от поверхностных загрязнений. Лента *1* с размоточного барабана через входной шлюз *2* непрерывно поступает в вакуумную камеру *3*. В вакуумной камере между лентой, являющейся катодом, и анодами *4* зажигается вакуумно-дуговой разряд. С помощью системы электродов *5* разряд на поверхности катода напротив каждого из анодов локализуется в зоне определенной площади. Очищенное изделие из вакуумной камеры через выходной шлюз *6* выводится в атмосферу и наматывается на барабан. Для поддержания в вакуумной камере необходимого давления откачка с помощью вакуумных насосов осуществляется не только из камеры, но и из шлюзов.

Вакуумно-дуговой разряд на рабочей поверхности катода возникает и развивается в парах материала ленты и существует в перемещающихся катодных пятнах. Данный тип разряда относится к вакуумно-дуговому разряду с интегрально-холодным като-

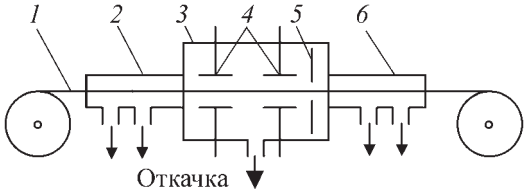


Рис. 1. Принципиальная схема установки для очистки ленты

дом. В этом случае эмиссионным центром разряда является катодное пятно, характеризующееся высокой скоростью перемещения на уровне 100 м/с, малыми геометрическими размерами, в среднем 10^{-5} м, и в котором выделяющаяся мощность достигает значений 10^9 Вт/м^2, что и обусловливает его интенсивное тепловое воздействие на материал катода.

Катодное пятно состоит из нескольких активно эмитирующих участков с размерами много меньшими, чем размеры самого пятна. Катодное пятно, как локальный тепловой источник воздействия на поверхности катода, за собой оставляет эрозионный след, исследование которого показало, что плотность тока в катодных пятнах имеет порядок $10^8...10^9$ А/см^2. Для обеспечения таких высоких плотностей тока электрическое поле на поверхности катода должно быть на уровне $E \sim 10^8$ В/см. В катодном пятне вакуумной дуги это поле создается ионами, образовавшимися из испарившихся атомов, поэтому температура катода в пятне должна быть достаточно высока. Так, при плотности тока $j \sim 10^8$ А/см^2 плотность ионного тока должна быть на уровне 10^7 А/см^2. В этом случае температура в катодном пятне превышает температуру кипения материала катода. Область, разогреваемая катодным пятном на рабочей поверхности катода, превышает размеры самого катодного пятна.

Уровень мощности, выделяющейся на катоде, определяется катодным падением напряжения, близким по значению к потенциалу ионизации металла, и величиной разрядного тока.

За счет высокой скорости перемещения и условий существования разряд охватывает всю поверхность и обеспечивает равномерное воздействие на обрабатываемое изделие. Управление движением катодных пятен по заданной поверхности может осуществляться за счет использования системы дополнительных экранов, применением магнитного поля, коммутацией тока за счет применения различных токоподводов и др.

Принцип теплового воздействия катодных пятен вакуумно-дугового разряда на поверхность металла в течение короткого времени заключается в том, что теплота распространяется в глубь металла, тонкий слой которого нагревается выше температуры аустенитных превращений. В процессе нагрева на поверхности формируются наибольшие градиенты температур.

Были исследованы основные направления повышения надежности, производительности, эффективности технологии и оборудования вакуумно-дуговой очистки – совершенствование систем управления движением катодных пятен, оптимизация конструкции и геометрии катодно-анодных узлов и шлюзовых систем, оптимальный выбор вакуумных насосов, решение проблем оптимизации тепловых процессов на электродах и на обрабатываемом изделии.

Предлагаемый способ был реализован для очистки ленты шириной 12 см и толщиной 0,7 мм, предназначенной для работы в условиях коррозионно-эрозионного износа в мелкодисперсной среде. Скорость перемещения через вакуумную камеру ленты составляла около 0,5 м/с при токе дугового разряда около 600 А (две зоны горения разряда по 300 А).

Таким образом, источником очистки является вакуумно-дуговой разряд, горящий из катодного пятна, перемещающегося по поверхности. Внутри камеры изделие охлаждается за счет отвода тепла в объем материала, излучением с поверхности по закону Стефана–Больцмана и за счет теплопроводности по изделию от зоны нагрева как в сторону движения его, так и навстречу. Вне камеры охлаждение происходит за счет излучения, теплопроводности и дополнительно за счет теплообмена с окружающей средой.

Металлографические исследования. Измерение микротвердости. Исследования микроструктуры проводили на оптическом микроскопе "Neophot-32" на металлографических шлифах после химического травления, которое осуществляли путем погружения образца в травящий реактив – 4 %-ный раствор азотной кислоты в этиловом спирте. После окончания травления проводили промывку и сушку образцов.

Микротвердость определяли по методу Виккерса: замеряли на приборе ПМТ-3 при испытании вдавливанием четырехгранной алмазной пирамиды с углом 136° между гранями по методу восстановленного отпечатка при нагрузке 0,981 Н (100 гс).

Измерение шероховатости поверхности. Шероховатость поверхности – это совокупность неровностей с относительно малыми шагами, образующих рельеф поверхности. Характер и количество неровностей позволяют судить об адгезионной способности стали и покрытия. В работе определяли характеристики рельефа поверхности, ответственные за адгезию.

Шероховатость поверхности определяется по ее профилю, который представляет собой ломаную линию пересечения поверхности плоскостью, перпендикулярной направлению неровностей. Профиль рассматривается на длине базовой линии, в пределах которой оцениваются параметры шероховатости поверхности.

Для определения основных параметров шероховатости поверхности в исследовании применяли пертометр М1, который предназначен для определения наиболее часто используемых характеристик.

Измеряли следующие характеристики поверхности:

- среднее арифметическое отклонение профиля *Ra*;
- высоту неровностей профиля по десяти точкам *Rz*;

• наибольшую глубину неровностей профиля *R*max;

• число выступов (выбросов) на 1 см R_{pc}.

Основной характеристикой шероховатости, влияющей на адгезию, является среднее количество неровностей на единицу длины ощупываемого участка [7, 8]. Для пертометра М1, на котором осуществлялось измерение, этой характеристикой является число выступов (выбросов) на 1 см.

Квалиметрические методы. *Функция желательности.* Если между несколькими параметрами оптимизации не обнаруживается связи, то можно их объединить в один обобщающий параметр при помощи функции желательности [9, 10]. Показатели желательности – безразмерные недискретные характеристики качества, изменяющиеся в пределах от нуля до единицы при любом диапазоне изменения размерных показателей качества x_i.

В основе построения обобщенной функции лежит идея преобразования натуральных значений частных параметров в безразмерную шкалу желательности. Вычисляют показатели желательности q с помощью вспомогательных показателей y (частных параметров оптимизации) по следующей формуле:

$$q = \exp[-1/y] = \frac{1}{e^{1/y}} \quad \text{– для } 0 < y < \infty. \qquad (1)$$

Размерные значения x_i натуральных показателей качества пересчитывают в безразмерные вспомогательные показатели y по формуле

$$y = a_0 + a_1 x_i, \qquad (2)$$

где a_0, a_1 – коэффициенты для пересчета размерных показателей x_i в безразмерные показатели y_i.

Чтобы найти коэффициенты a_0, a_1, необходимо иметь нормативные значения показателей желательности q, значения безразмерных показателей y, а также значения размерных показателей x_i для двух уровней градаций качества. В табл. 1 приведена градация качества в зависимости от значений показателей желательности.

Таблица 1

Значения показателей желательности *q* и соответствующих безразмерных вспомогательных показателей *y*

Градация качества	Показатель желательности, *q*	Вспомогательный показатель, *y*
"Превосходно"	> 0,9	> 10
"Отлично"	≥ 0,80	≥ 4,50
"Хорошо"	≥ 0,63	≥ 2,18
"Удовлетворительно"	≥ 0,37	≥ 1,00
"Плохо"	< 0,37	< 1,00

Значения частного параметра оптимизации переводятся в безразмерную шкалу желательности следующим образом. Нижнее или достигнутое значение частного параметра оптимизации ставится в соответствие с начальным значением желательности. Второй точкой может явиться значение частного параметра, которое соответствует наивысшей желательности с точки зрения технической возможности достижения максимального (минимального) результата.

Промежуточные значения частных желательностей можно установить, используя линейное преобразование представлений частных параметров оптимизации в условном масштабе (2). Для определения коэффициентов a_0, a_1 используем две ранее установленные точки. Подставив в это уравнение соответствующие значения y и x, получим систему из двух уравнений, совместное решение которых позволит определить величину коэффициентов a_0, a_1. После подстановки найденных коэффициентов в уравнение (2) можно определить любое значение y и значение функции желательности по величине именованного параметра оптимизации.

После перевода натуральных значений единичных показателей качества в безразмерные находят значение комплексного показателя качества в виде обобщенной функции желательности, которая определяется по формуле

$$D = \sqrt[m]{q_1\ q_2\ \ldots q_m} = \sqrt[m]{\prod_{t=1}^{m} q_i}, \qquad (3)$$

где m – число частных желательностей;

q – частная желательность;

$\prod$ – знак произведения показателей (геометрический способ усреднения).

По данным (см. табл. 1) намечают зоны установленных качественных градаций, а в соответствии с данными табл. 2 строят непрерывный график функции желательности. Для построения функции y используются базовые точки функции желательности и граничные значения натурального показателя, определяемые стандартом или другим нормативно-техническим документом.

Номограмма строится индивидуально для каждого из натуральных единичных показателей качества, учитываемых в комплексной оценке качества продукции.

Корреляционный анализ [13]. Для оценки линейной связи между показателями применяют коэффициент корреляции Пирсона, а при малом объеме выборки

Таблица 2

Значения функции желательности в основных и промежуточных точках

y	*q*
0,00	0,00
0,50	0,14
0,77	0,28
1,00	0,37
1,50	0,51
2,50	0,67
3,00	0,72
3,50	0,75
4,00	0,78
4,50	0,80

Примечание. *y* – безразмерные вспомогательные показатели.

(n < 100) значение коэффициента необходимо корректировать по соответствующей формуле.

Результаты исследований и их обсуждение

Структура и прочностные свойства материала после ВДО. Микроструктура ленты в поверхностном слое после ВДО приведена на рис. 2. На представленной фотографии виден светлый слой. Этот участок в результате воздействия дугового разряда подвергся быстрому нагреву до температуры закалки и быстрому охлаждению с последующим отпуском. В связи с тем, что за короткое время обработки (30 с) тепло не успело уйти, видна отпущенная более мелкозернистая гомогенизированная структура за светлым слоем. Это видно на графике зависимости микротвердости от глубины термического воздействия и по отпечаткам индектора на микроструктуре по всей толщине ленты, представленных соответственно на рис. 3, 4. За светлым слоем на расстоянии 30...60 мкм от края поверхности, обладающим повышенной твердостью (HV = 186...194), следует зона 30 мкм с пониженной твердостью (HV = 100...143), затем твердость выравнивается до средних значений.

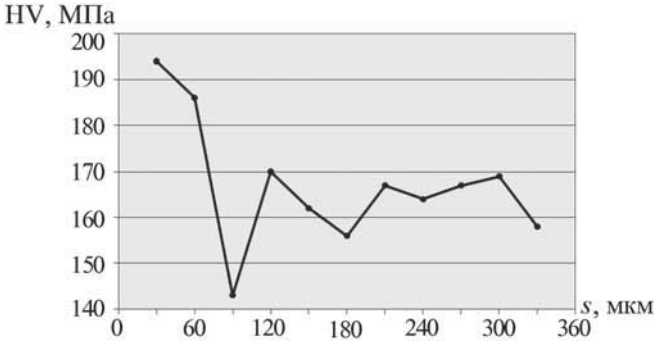


Рис. 3. Зависимость микротвердости от глубины термического воздействия

Во всех зонах микротвердость выше значений нормативных документов, что свидетельствует о повышении твердости материала после вакуумно-дуговой обработки. Микроструктура в центре образца представлена на рис. 5. Видно, что эта область подвергалась тепловому воздействию, она имеет гомогенизированную структуру с примерно равноосными зернами феррита и мелкозернистой сорбитообразной смесью феррита с цементитом.

Гомогенизация приводит к более высокому комплексу механических свойств материала. Можно сделать вывод, что технология вакуумно-дуговой обработки ленты из углеродистой стали приводит к улучшению конструкционной прочности, то есть прочностных и пластических свойств исследуемого материала.

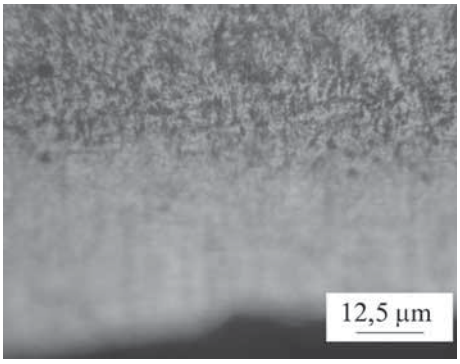
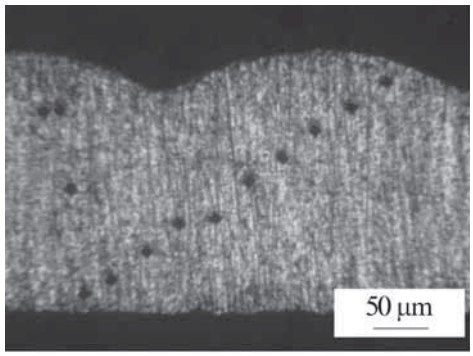


Рис. 2. Структура ленты из стали 08кп после ВДО в поверхностном слое

Рис. 4. Изменение микротвердости по всей толщине шлифа после ВДО



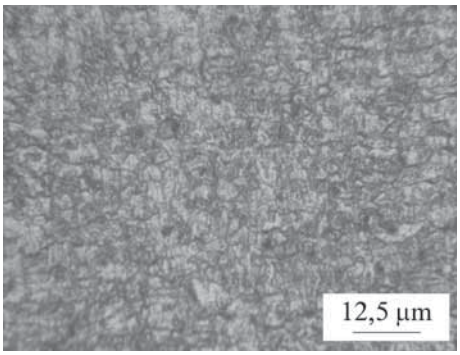


Рис. 5. Структура ленты из стали 08кп после ВДО в центре шлифа

Таблица 3

Результаты измерения шероховатости поверхности

Геометрия поверхности	Параметры шероховатости			
	$Ra_{ср}$	$Rz_{ср}$	$R\max_{ср}$	R_{pc}
До ВДО	1,4 ± 0,05	9,37 ± 1,50	14,5 ± 4,2	35 ± 2
После ВДО	3,5 ± 0,1	26,5 ± 1,2	38,2 ± 4,6	89 ± 9

Геометрия поверхности ленты после ВДО. Результаты измерения параметров шероховатости приведены в табл. 3.

Как видно из таблицы, шероховатость поверхностного слоя ленты после очистки методом ВДО выше, чем до обработки. Параметр P_c, характеризующий адгезионную способность материала, в среднем возрос в 2,5 раза. Это видно и из рис. 6. После вакуумно-дуговой обработки наблюдается регулярный рельеф поверхности, характеризующийся увеличением высоты неровностей и их количеством, по сравнению с образцом до обработки. Это говорит об улучшении адгезии, поскольку площадь поверхности взаимодействия двух материалов возрастает [11, 12], что свидетельствует об улучшении качества поверхности после вакуумно-дуговой обработки.

Корреляционный анализ. Для оценки тесноты взаимосвязи между режимом очистки и показателями качества материала был применен корреляционный анализ. На основе полученных данных построено поле корреляции (рис. 7) для пары данных " параметр шероховатости *Ra* – поверхностная плотность заряда дуги γ".

Из рисунка видно, что между показателями существует положительная линейная корреляционная связь, тесноту которой можно оценить с помощью коэффициента корреляции. Для вычисления *r* необходимо найти средние значения признаков x_i и y_i, а также

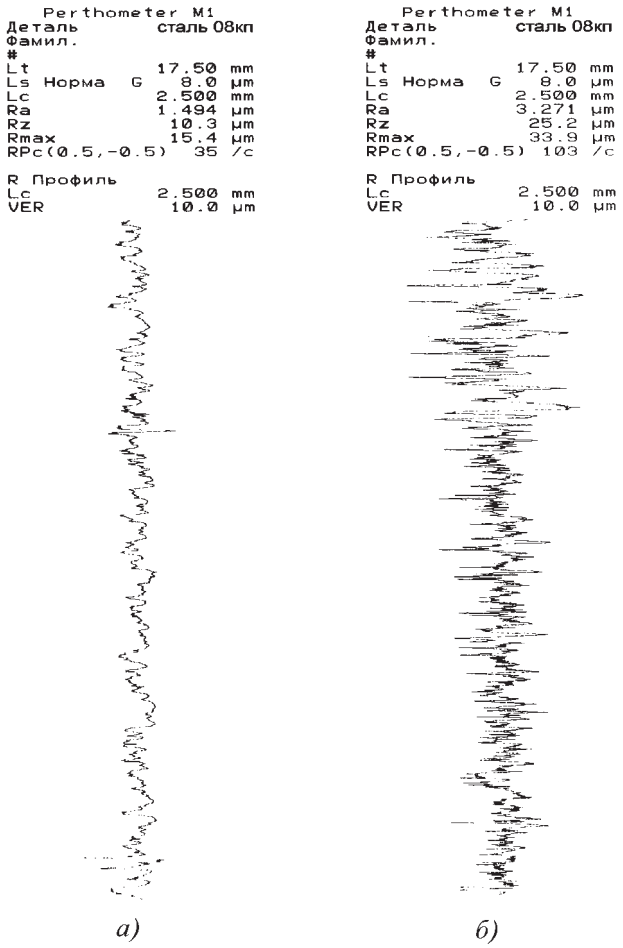


Рис. 6. Протокол измерения шероховатости поверхности образцов до (*а*) и после (*б*) ВДО

отклонения каждого статистического данного от его среднего $(x_i - \bar{x})$, $(y_i - \bar{y})$. Зная эти значения, находят

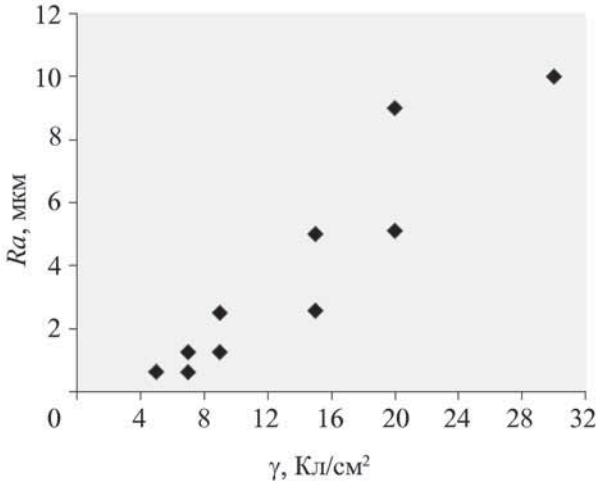


Рис. 7. Диаграмма разброса показателей

Таблица 4

Данные для определения коэффициента корреляции

x_i	y_i	$x_i - \bar{x}$	$(x_i - \bar{x})^2$	$y_i - \bar{y}$	$(y_i - \bar{y})^2$	$(x_i - \bar{x})(y_i - \bar{y})$
0,63	5	–3,16	10,00	–8,70	75,69	27,51
0,62	7	–3,17	10,06	–6,70	44,89	21,25
1,25	7	–2,54	6,46	–6,70	44,89	17,03
1,25	9	–2,54	6,46	–4,70	22,09	11,95
2,50	9	–1,29	1,67	–4,70	22,09	6,07
2,57	15	–1,22	1,49	1,30	1,69	–1,59
5,00	15	1,21	1,46	1,30	1,69	1,57
5,10	20	1,31	1,71	6,30	39,69	8,24
9	20	5,21	27,12	6,30	39,69	32,81
11	30	6,21	38,54	16,30	265,69	101,19
$\bar{x}$=3,79	$\bar{y}$ = 13,7		Σ = 104,98		Σ = 558,10	$\Sigma(x_i - \bar{x})(y_i - \bar{y})$= = 226,04

суммы $\Sigma(x_i - \bar{x})(y_i - \bar{y})$, $\Sigma(x_i - \bar{x})^2$, $\Sigma(y_i - \bar{y})^2$. Результаты вычислений представлены в табл. 4.

Получим

$$r = \frac{226{,}04}{\sqrt{104{,}98}\,\sqrt{558{,}10}} = 0{,}93 .$$

Ввиду оценки корреляции по выборке малого объема (N = 10 меньше 100) необходима поправка по формуле

$$r^l = 0{,}93\left[1 + \frac{1 - 0{,}93^2}{2\,(10-3)}\right] = 0{,}94 .$$

Полученное значение коэффициента корреляции находится в пределах 0,7...0,99, что говорит о наличии высокой степени взаимосвязи между парой "шероховатость – поверхностная плотность заряда дуги". С увеличением поверхностной плотности заряда дуги увеличивается шероховатость. Этой зависимостью можно воспользоваться для определения оптимального режима очистки изделий.

Функция желательности. Оценка качественных характеристик образцов, обработанных вакуумно-дуговым методом, в сравнении с качественными характеристиками заготовок по нормативным документам возможна с помощью функции желательности, методика построения которой была рассмотрена выше.

В качестве показателей качества поверхности были выбраны показатели микротвердости, размера зерна феррита и количество выбросов на 1 см (параметр шероховатости). Исходная информация для построения номограммы желательности приведена в табл. 5. Градации качества выбираются в соответствии с данными (см. табл. 1).

Для перевода значений микротвердости в безразмерную шкалу решали следующую систему уравнений:

$$\begin{cases} 4{,}5 = \alpha_0 + 174\,\alpha_1 \\ 1{,}0 = \alpha_0 + 131\,\alpha_1 \end{cases}, \quad \begin{cases} \alpha_0 = -9{,}663 \\ \alpha_1 = 0{,}081 \end{cases},$$

$$y_{\mathrm{HV}} = 9{,}663 - 0{,}081\,x_i .$$

Таблица 5

Данные для определения размерных показателей желательности x_i

Показатель качества	Нормативные документы	После ВДО
Микротвердость по Виккерсу HV, МПа	131	174 ± 12
Размер зерна феррита d, мкм	15...62	5 ± 0,4
Число выступов на 1 см R_{pc}, см$^{-1}$	35	89 ± 9

Таблица 6

Значения показателей желательности и соответствующих безразмерных вспомогательных показателей

Показатель качества	Нормативные документы		ВДО	
	y	*q*	*y*	*q*
Микротвердость HV, МПа	0,948	0,348	4,431	0,798
Размер зерна феррита *d*, мкм	1,0	0,368	4,5	0,801
	3,886	0,773		
Число выступов на 1 см R_{pc} см$^{-1}$	0,994	0,365	4,494	0,8

Аналогично находятся значения показателей желательности и соответствующих безразмерных вспомогательных показателей по размеру зерна феррита *d* и числу выступов на 1 см R_{pc}:

$$\begin{cases} a_0 = 4{,}807 \\ a_{1_d} = -0{,}061 \end{cases} \quad y_d = 4{,}807 - 0{,}061\, x_i \ ,$$

$$\begin{cases} a_{0_{R_{pc}}} = -1{,}275 \\ a_{1_{R_{pc}}} = 0{,}065 \end{cases} \quad y_{R_{pc}} = -1{,}275 + 0{,}065\, x_i \ .$$

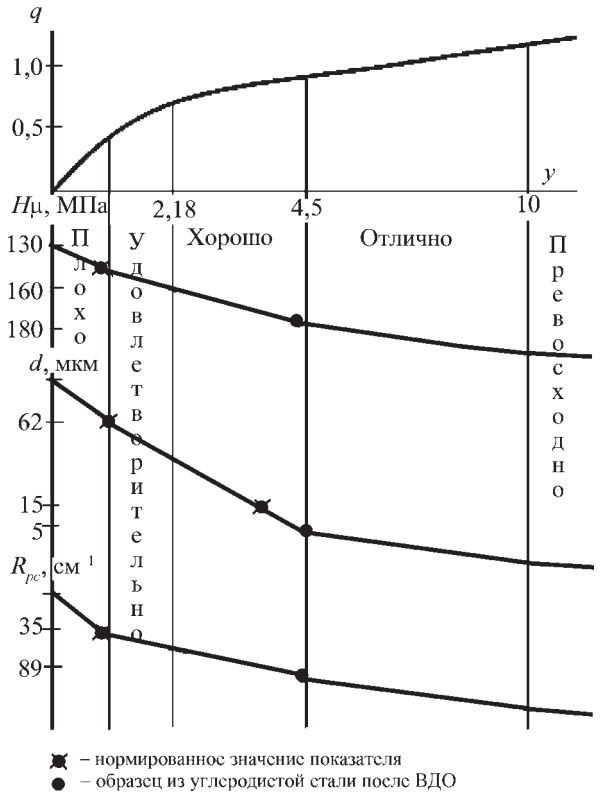


Рис. 8. Номограмма показателя желательности

Таблица 7

Единичные и комплексные показатели желательности

Режим	Единичные показатели желательности по отдельным характеристикам материала			Комплексный показатель желательности D_i
	Микротвердость HV, МПа	Размер зерна феррита *d*, мкм	Число выступов на 1 см R_{pc}, см$^{-1}$	
ВДО	0,798	0,801	0,800	0,800
НТД	0,348	0,368...0,773	0,365	0,417

Рассчитанные данные для построения номограммы желательности приведены в табл. 6.

Номограмма желательности для рассматриваемых показателей качества приведена на рис. 8.

Значения обобщенной функции желательности, рассчитанные по формуле (5), приведены в табл. 7.

Выводы

1. Изучены особенности влияния вакуумно-дуговой обработки на качество поверхностного слоя ленты из углеродистой стали.

2. Обнаружено, что в процессе обработки наблюдаются гомогенизация структуры (измельчение зерна) и значительное повышение микротвердости.

3. Выявлено, что в процессе обработки наблюдается повышение значений параметров шероховатости, в том числе в 2,5 раза возросло значение количества выбросов на 1 см, характеризующего адгезионную способность стали.

4. Корреляционный анализ подтвердил тесную взаимосвязь режима очистки с шероховатостью поверхности (параметр качества) исследуемого материала.

5. С помощью показателя желательности была проведена оценка качества поверхности стали после вакуумно-дуговой очистки. Использованы такие параметры оптимизации, как микротвердость (HV), размер зерна феррита и число выступов на 1 см (параметр шероховатости). Микротвердость и шероховатость ленты из углеродистой стали 08кп после вакуумно-дуговой обработки соответствуют уровню желательности "хорошо", в то время как те же характеристики по нормативным документам – уровню желательности "плохо", размер зерна феррита после ВДО – уровню "отлично"; а тот же показатель по НТД – в промежутке от "плохо" до "хорошо". На основе значений обобщенной функции желательности, которая имеет максимальное значение 0,8, можно сделать заключение о наилучшем со-

четании характеристик стальной ленты после ВДО по сравнению со стандартными методами обработки поверхности и о преимуществе этого режима.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Филиппов А.А., Пачурин Г.В.** Экологичная технология подготовки поверхности проката под высадку метизов // Современные наукоемкие технологии. 2008. № 4. С. 28–32.

2. **Кузнецов В.Г.** Вакуумная электродуговая очистка поверхности металлопроката – новое направление в металлообработке // Труды 7-й международной конференции "Пленки и покрытия – 2005". 2005. С. 57–62.

3. **Булат В.Е., Эстерлис М.Х.** Очистка металлических изделий от окалины, окисной пленки и загрязнений электродуговым разрядом в вакууме // Физика и химия обработки материалов. 1987. № 3. С. 49–53.

4. **Ширшов И.Г.** Электродуговая вакуумно-гравитационная очистка стального листового металлопроката // Металлообработка. 2001. № 3. С. 16–18.

5. **Вакуумно-дуговая** очистка поверхности металлической ленты от загрязнений / В.Г. Кузнецов, В.М. Левшаков, О.Г. Соколов, Л.А. Стешенкова // Сб. докл. науч.-техн. семинара "Вакуумная техника и технология – 2004". 2004. С. 42–45.

6. **Дерягин Д.В., Кротова Н.А., Смилга В.П.** Адгезия твердых тел. М.: Наука, 1973. 179 с.

7. **Кузнецова Л.А., Колзунова Л.Г.** Влияние микрорельефа поверхности электролитической медной фольги на прочность сцепления с диэлектриком // Вестник ДВО РАН. 2006. № 5. С. 28–37.

8. **Азгальгов Г.Г.** Теория и практика оценки качества товаров. М.: Экономика, 1982. 345 с.

9. **Лунькова С.В., Матрохин А.Ю.** Измерение качества (квалиметрия) текстильных материалов и товаров: методические указания. Иваново: ИГТА, 2004. 41 с.

10. **Харченко М.А.** Корреляционный анализ: учеб. пособие. Воронеж.: Монография, 2008. 30 с.

11. **Аронов И.З., Бурцев С.Ю., Вахитов С.Ю.** Новый метод визуализации анализа качества и конкурентоспособности продукции // Надежность и контроль качества. 1995. № 10. С. 9–14.

12. **Худяков М.А.** Материаловедение: учеб. пособие. Уфа.: Монография, 2006. 238 с.

УДК 621.791

В.Н. Гадалов, Е.В. Агеев, Д.Н. Романенко, А.А. Давыдов, Р.В. Бобрышев
(Юго-Западный государственный университет, г. Курск)
В.В. Горецкий *(Воронежский государственный технический университет)*
E-mail: gadalov-Vn@yandex.ru

Оценка трещиностойкости изделий, наплавленных износостойкими сплавами с одновременным формированием подслоя*

Исследованы технологическая прочность и сопротивляемость металла наплавки и зоны термических влияний образованию холодных трещин износостойких наплавленных слоев способом с одновременным формированием подслоя. Установлены причины повышения трещиностойкости и функциональная зависимость ее от режимов наплавки.

Ключевые слова: *наплавка, зона термических влияний, трещиностойкость.*

In this work the technological strength and resilience of the metal cladding and heat affected zone formation of cold cracks wear-resistant layers deposited method with simultaneous formation of the sublayer. The causes of increasing fracture toughness and its dependence on the functional modes of deposition.

Keywords: *welding, heat-affected zone, crack.*

Восстановление деталей современной техники с высоким уровнем надежности и требуемым ресурсом – сложная и актуальная задача. Эта задача может быть решена за счет применения эффективных методов поверхностного упрочнения при восстановлении деталей машин путем применения специальных износостойких материалов, обеспечивающих получение покрытий с заданными физическими свойствами.

К числу наиболее распространенных методов восстановления изношенных деталей относят наплавку, одной из основных проблем которой является склонность к образованию трещин.

Цель работы – оценка трещиностойкости изделий, наплавленных износостойкими сплавами с одновременным формированием подслоя.

Для повышения трещиностойкости износостойких наплавленных слоев и производительности про-

* Работа выполнялась в рамках Федеральной целевой программы "Научные и научно-педагогические кадры инновационной России на 2009–2013 годы".

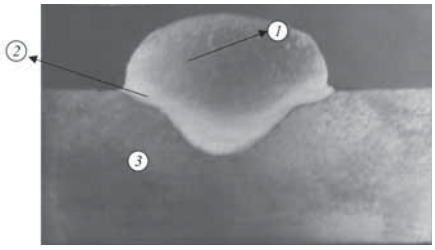


Рис. 1. Поперечное сечение наплавленного валика:
1 – наплавленный слой; *2* – аустенитный подслой; *3* – основной металл

цесса их нанесения в работе [1] выдвинуто предположение, что наплавку целесообразно осуществлять путем одновременного формирования аустенитного подслоя и износостойкого слоя специальным способом [2]. При этом наплавленные слои имеют следующее строение (рис. 1).

Испытания на горячие трещины проводили для электродного материала ПП-АН122 (тип наплавленного металла 30Х5Г2М) с введением присадки аустенитного (Св-09Х16Н25М6АФ) и аустенитно-ферритного (Св-04Х19Н11М3) классов. Во всех исследованных вариантах выявлено значительное повышение сопротивляемости наплавок образованию горячих трещин, причем введение аустенитно-ферритной присадки в большей степени повышает трещиностойкость.

Для проведения испытаний наплавленного металла на технологическую прочность по известным методикам [3] по схеме малогабаритной машины ЛТП1-11 сконструирована и эксплуатируется установка [4]. Она состоит (рис. 2) из наплавочного автомата и механизма для изгиба испытуемого образца

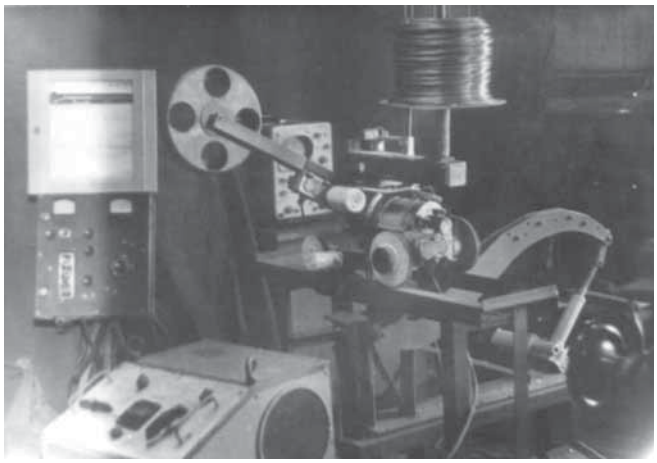


Рис. 2. Универсальная установка для испытаний наплавленного металла на склонность к горячим трещинам и на замедленное разрушение

вместе с наплавленным металлом с приводом от двигателя постоянного тока. Величину деформации наплавленного металла можно плавно изменить путем варьирования напряжения, подаваемого на обмотку якоря двигателя.

В результате статистической обработки экспериментальных данных шестифакторного эксперимента с учетом значимости коэффициентов получено уравнение регрессии, связывающее критический темп растяжения верхних слоев валика $\beta_{кр}$, периодически приводящий к образованию трещин, с параметрами режима комбинированной наплавки

$$\beta_{кр} = 5{,}34 \cdot 10^{-14} \, (q / v_н)^{1{,}58} \, \beta^{0{,}58} \, P^{0{,}94} \, J_п^{1{,}22}, \qquad (1)$$

где $q / v_н$ – погонная энергия наплавки, Дж/см^2;

β – доля вводимого присадочного металла от количества электродного металла;

P – безразмерная величина, являющаяся отношением расстояния между электродом и присадкой l к длине сварочной ванны L;

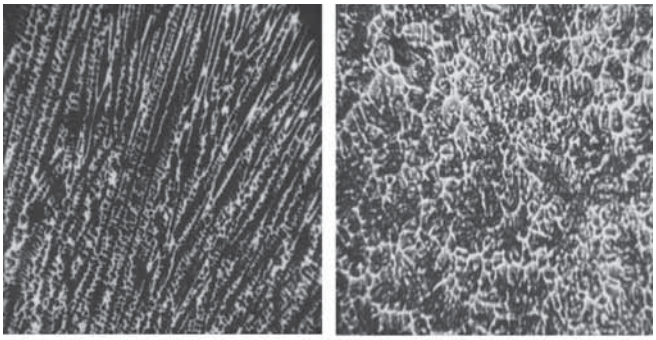
$J_п$ – среднеквадратичное значение импульсного тока, расплавляющего присадочную проволоку.

Уравнение (1) показывает, что увеличение количества присадочного материала и расстояния от электрода до места ввода присадки, а также тока присадки повышает технологическую прочность, причем влияние первого более значимо по сравнению с последними.

Анализ причин повышения стойкости наплавленного слоя против образования горячих трещин выявил, что они связаны с охлаждающим действием присадки, приводящим к изменению теплофизических условий охлаждающейся части ванны, способствующим уменьшению размеров дендритов в наплавленном металле. Измельчению кристаллов в процессе кристаллизации также способствуют механическое перемешивание металла ванны и обламывание вершин дендритов колеблющейся присадкой. Обломки дендритов являются зародышами равноосных кристаллов. Структура наплавленного слоя становится измельченной и дезориентированной (рис. 3, *б*). Характерный вид горячих трещин в наплавленном металле предоставлен на рис. 4.

Сопротивляемость наплавленного металла и зоны термического влияния (ЗТВ) образованию холодных трещин (сколов) определяется термодеформационным циклом и структурными превращениями, протекающими в металле наплавки, на поверхности сплавления и в ЗТВ. Исследования на склонность к образованию холодных трещин наиболее целесообразно проводить испытанием образцов на замедленное разрушение в условиях, близких к реальным.

Оценка склонности металла к замедленному разрушению проводилась на установке (см. рис. 2) с по-



а) *б)*

Рис. 3. Микроструктуры наплавленного металла ПП-АН122:
а – без присадки ×90; *б* – с присадкой Св-04Х19Н11М3, ×160

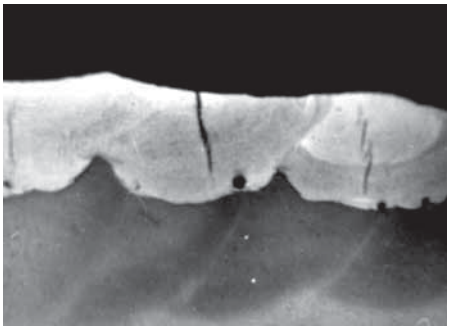


Рис. 4. Характерный вид горячих трещин в наплавленном металле

стоянной скоростью деформации образца на изгиб. Образцы подвергались изгибу до появления трещины или разрушения.

При комбинированной износостойкой выплавке с одновременным формированием аустенитного подслоя происходит повышение стойкости наплавленного металла и ЗТВ против образования холодных трещин. Степень повышения зависит от режимов введения присадки, т.е. в конечном итоге определяется геометрическими параметрами подслоя. При создании подслоя непосредственно на линии сплавления сопротивляемость наплавок образованию трещин максимальная и не зависит от запаса аустенита. Поэтому нет необходимости использовать в качестве присадок дорогостоящие высокоаустенитные проволоки.

С применением регрессионного анализа установлена зависимость коэффициента относительной трещиностойкости $K_{х.т}$ (отношение $\sigma_{р2}$ min – минимального растягивающего напряжения от внешней нагрузки, при котором в валике, наплавленном с присадкой, возникает трещина после выдержки под нагрузкой в течение 20 ч) к $\sigma_{р1}$ min – такому же напряжению в валике, наплавленном без присадки от геометрических параметров подслоя:

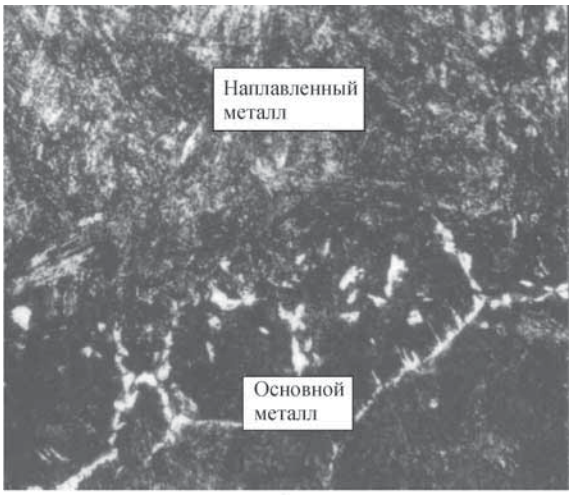
$$K_{х.т} = 0{,}87\, K_1^{0,77}\, K_2^{0,29}\, K_3^{1,45}, \qquad (2)$$

где K_1 – относительная ширина подслоя: отношение ширины подслоя (в) к ширине направляемого валика (B);

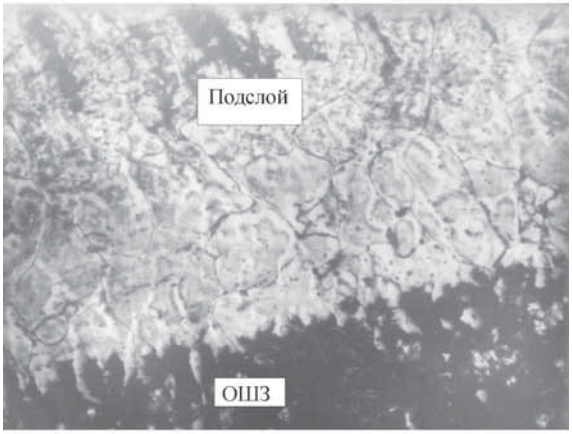
K_2 – относительная толщина подслоя: отношение толщины подслоя (S) к толщине всего наплавленного слоя (H);

K_3 – относительная глубина залегания аустенитной прослойки: отношение глубины залегания прослойки от поверхности наплавленного слоя (h) к толщине всего наплавленного слоя (H).

Наибольшее влияние на трещиностойкость оказывает глубина залегания подслоя K_3. В порядке возрастания степени влияния на $K_{х.т}$ на основании критерия значимости геометрические параметры



а)



б)

Рис. 5. Микроструктуры зоны сплавления (×340):
а – наплавка ПП-АН122 на сталь 45; *б* – наплавка ПП-АН122 с одновременным формированием подслоя 09Х16Н25М6АФ на стали 45

подслоя располагаются следующим образом: K_1, K_2, K_3.

Экспериментально установлено, что повышение сопротивляемости образованию холодных трещин при одновременном формировании валика с подслоем связано с отсутствием участка переменной высокой твердости в зоне сплавления, со снижением скорости охлаждения ЗТВ в интервале температур наименьшей устойчивости аустенита из-за дополнительного выделения тепла от местного электроконтактного нагрева, с уменьшением количества диффузионно-подвижного водорода в наплавленном металле.

Также установлено, что отсутствие в зоне сплавления мартенситных прослоек обусловлено тем, что сплавление присадочного и основного металлов происходит в твердожидком состоянии под механическим воздействием, без образования широкой переходной зоны между основным и наплавленным металлом (рис. 5).

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Куценко В.Н., Ляхов В.И., Новиков С.Г.** Повышение качества износостойкой наплавки и эксплуатационной надежности тяжелонагруженных деталей // Материалы и упрочняющие технологии – 2008: сб. материалов. XV Рос. науч.-техн. конф. с междунар. участием.Ч. 2. Курск. 2008. С. 17–22.

2. **А.с. 948043 СССР**, МКИ[3] B23 K 9/04. Способы дуговой износостойкой наплавки / Б.Ф. Якушин, В.Я. Воротников, В.Н. Куценко и др. (СССР). Приор. 18.12.1980, зарегистрировано в Гос. реестре изоб. СССР 1.04.82. ДСП.

3. **Сварка** в машиностроении: справочник в 4-х т. / под ред. В.А. Винокурова. М.: Машиностроение, 1979. Т. 3. 1979. 567 с.

4. **Воротников В.Я., Артеменко Ю.А., Иванов С.В.** Модернизация сварочного оборудования для получения комбинированных наплавленных покрытий // Сварочное производство. 1989. № 6. С. 20.

УДК 621.7.029

А.В. Киричек, А.Ю. Родичев, А.Н. Афонин
(Госуниверситет – УНТП, г. Орел)
E-mail: avk@ostu.ru

Косое сетчатое накатывание на внутренних поверхностях

Проведено моделирование методом конечных элементов косого сетчатого накатывания на внутренних поверхностях. Разработаны рекомендации по выбору диаметра заготовки под накатывание. Выявлен характер влияния технологических параметров процесса на силы деформирования и эквивалентные деформации.
Ключевые слова: *косое сетчатое накатывание, диаметр заготовки, инструмент, технология.*

Simulation by a finite element method of a slanting mesh rolling on internal surfaces is lead. Recommendations at the choice of diameter of preform under a rolling are developed. Character of influence of technological parameters of process on forces of deformation and effective strains is determined.
Keywords: *slanting mesh rolling, diameter of workpiece, tool, technology.*

Одним из наиболее рациональных путей повышения износостойкости подшипников скольжения является применение биметаллических втулок с нанесенным на внутреннюю поверхность покрытием из порошков бронзы. Серьезной проблемой при изготовлении подобных втулок является обеспечение необходимой прочности сцепления покрытия с основой.

Известно, что прочность сцепления может быть повышена формированием на поверхности основы специального рельефа [1, 2]. Одним из наиболее рациональных видов наносимых рельефов для внутренних поверхностей является сетчатый профиль, получаемый накатыванием. Наибольший эффект дает применение сетчатого профиля в сочетании с предварительно нарезанной "рваной резьбой" [2, 3]. Однако применение данной прогрессивной технологии в промышленности сдерживается тем, что косое сетчатое накатывание на внутренних цилиндрических поверхностях практически не исследовалось. В частности, отсутствуют рекомендации по определению диаметра заготовки под накатывание, сил деформирования и других технологических параметров.

Для определения диаметра заготовки под косое сетчатое накатывание необходимо выявить характер перераспределения металла по высоте при пластическом деформировании основы. Поскольку металл при косом сетчатом накатывании перемещается во всех трех направлениях, для определения диаметра заготовки необходимо рассматривать объемную задачу. Диаметр заготовки рассчитывается исходя из принципа равенства объемов металла до и после деформирования.

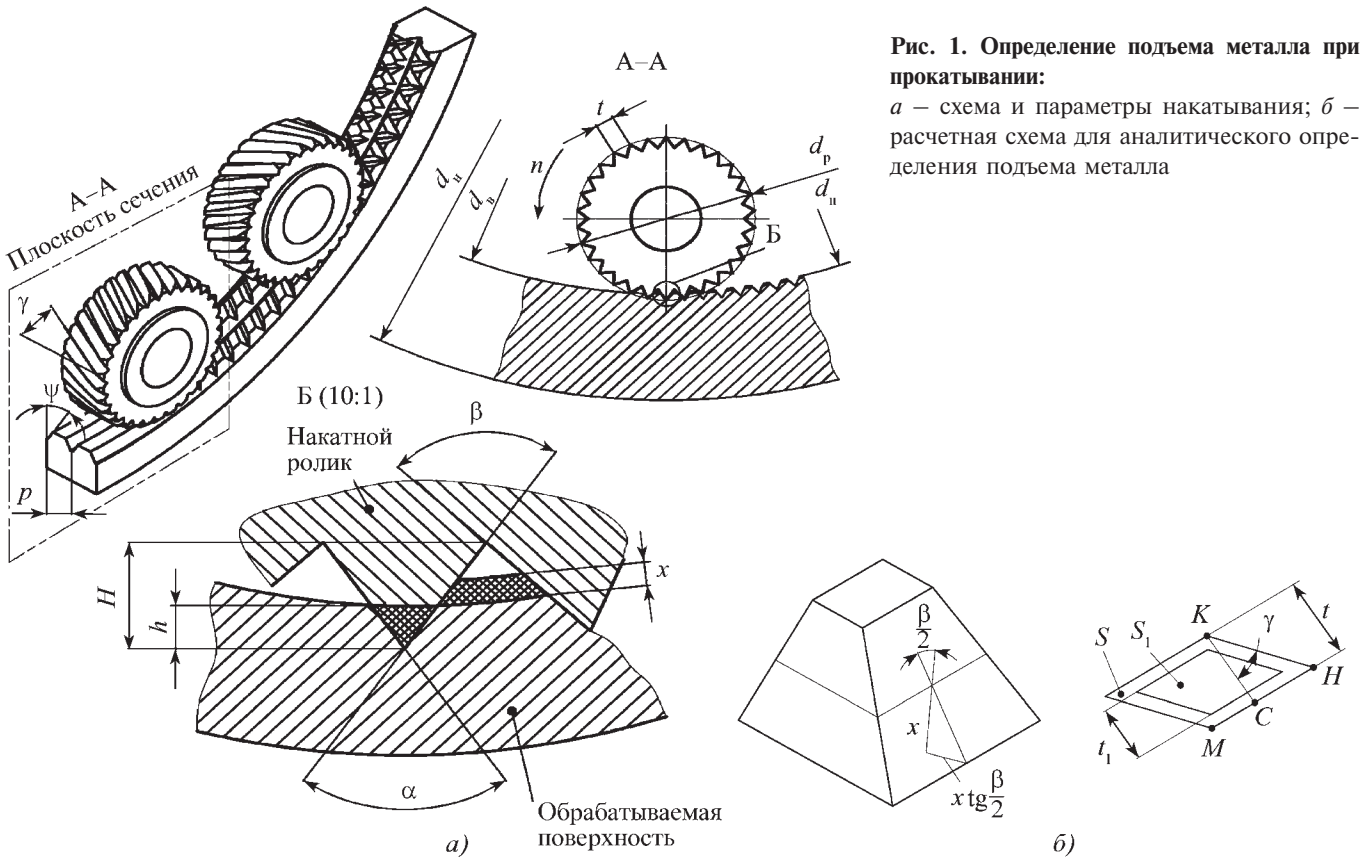


Рис. 1. Определение подъема металла при прокатывании:
а – схема и параметры накатывания; *б* – расчетная схема для аналитического определения подъема металла

Форма профиля, формируемого на поверхности заготовки при косом сетчатом накатывании, представляет собой усеченную пирамиду (рис. 1). Объем усеченной пирамиды определяется по известной формуле

$$V = \frac{1}{3}x(S + S_1 + \sqrt{S\,S_1}), \qquad (1)$$

где S и S_1 – площади оснований;

x – высота пирамиды (подъем металла).

Подставив в (1) значения площадей оснований, получим

$$V = \frac{1}{3}x\left(\frac{t^2}{\cos\gamma} + \frac{(t - 2x\,\mathrm{tg}\,(\beta/2))^2}{\cos\gamma} + \frac{t\,(t - 2x\,\mathrm{tg}(\beta/2))}{\cos\gamma}\right), \qquad (2)$$

где t – шаг накатного ролика;

α – угол вершины профиля накатного ролика (впадина накатываемой резьбы);

β – угол впадины профиля накатного ролика;

γ – угол накатного зуба.

Решив полученное кубическое уравнение относительно x, имеем

$$x = \left(\frac{3}{2}V\cos\gamma\,\mathrm{ctg}\frac{\beta}{2} + \frac{t^3}{16}\left(2 - \mathrm{ctg}\frac{\beta}{2}\right) + \left(\frac{t^6\,\mathrm{ctg}\frac{\beta}{2}}{256}\left(4\,\mathrm{ctg}^2\frac{\beta}{2} - 11\,\mathrm{ctg}\frac{\beta}{2} + 8\right) - \frac{3t^3V\cos\gamma\,\mathrm{ctg}\frac{\beta}{2}}{16}\left(2 - \mathrm{ctg}\frac{\beta}{2}\right) + \frac{9V^2\cos^2\gamma\,\mathrm{ctg}^2\frac{\beta}{2}}{4}\right)^{\frac{1}{2}}\right)^{\frac{1}{3}} +$$

$$+ \left(\frac{3}{2}V\cos\gamma\,\mathrm{ctg}\frac{\beta}{2} + \frac{t^3}{16}\left(2 - \mathrm{ctg}\frac{\beta}{2}\right) + \left(\frac{t^6\,\mathrm{ctg}\frac{\beta}{2}}{256}\left(4\,\mathrm{ctg}^2\frac{\beta}{2} - 11\,\mathrm{ctg}\frac{\beta}{2} + 8\right) - \frac{3t^3V\cos\gamma\,\mathrm{ctg}\frac{\beta}{2}}{16}\left(2 - \mathrm{ctg}\frac{\beta}{2}\right) + \frac{9V^2\cos^2\gamma\,\mathrm{ctg}^2\frac{\beta}{2}}{4}\right)^{\frac{1}{2}}\right)^{\frac{1}{3}} + \frac{t}{2}. \qquad (3)$$

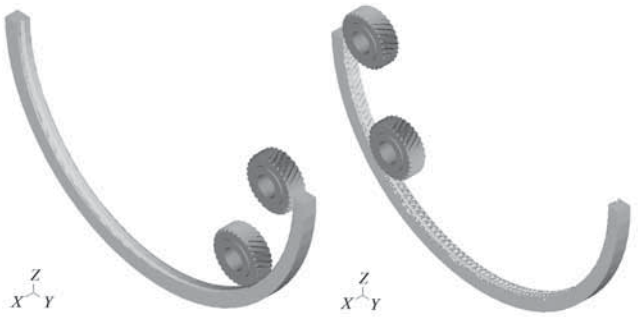


Рис. 2. Геометрическая модель косого сетчатого накатывания в DEFORM 3D до и после деформирования

Для расчета x в формуле (3) подставляется значение объема металла, выдавливаемого из впадины: $V = h^2 \mathrm{tg}\left(\frac{\alpha}{2}\right)\left(t + h\mathrm{tg}\left(\frac{\alpha}{2}\right)\right)$.

Выражение (3) не учитывает перераспределение металла в пространстве за счет заполнения впадины накатного ролика. Для получения более полного представления о процессе, происходящем при пластическом деформировании основы во время накатывания, необходимо смоделировать процесс сетчатого накатывания по резьбе на внутреннюю цилиндрическую поверхность с помощью *метода конечных элементов* (МКЭ). Из современных программных продуктов, основанных на МКЭ, наиболее предпочтительным для моделирования накатывания является использование системы DEFORM [4].

Моделирование проводилось в объемной постановке задачи (рис. 2). В соответствии с расчетными данными внутренний диаметр заготовки перед накатыванием на внутреннюю поверхность профиля составлял 91,8 мм. Резьба выполнялась в виде спиральной канавки в соответствии со своим геометрическим размером. Для сокращения количества КЭ в целях упрощения расчетов и получения более точных результатов ширина втулки принималась равной 4 мм, моделирование производилось для 1/2 детали.

При моделировании заготовка принималась жестко пластичной, инструмент идеально жестким. Механические свойства материала заготовки (сталь 45) задавались мультилинейной кривой упрочнения. В качестве критерия разрушения материала использовался нормализованный критерий Кокрофта-Лейтема.

При разбиении модели на конечные элементы применялась тетраэдральная Лагранжева сетка. Количество элементов выбиралось таким образом, чтобы длина стороны самого маленького элемента была в 3 раза меньше радиуса впадины накатываемой резьбы. Заготовка при моделировании сохраняла неподвижность, а все движения сообщались инструменту. Качение инструмента по заготовке происходило без проскальзывания. Скорость накатывания составляла 20 м/мин.

При проведении вычислительного эксперимента варьировались заглублении накатных роликов (радиальное обжатие) h = 0,4...0,8 мм; шаг "рваной" резьбы P = 2...4 мм и шаг накатного ролика t = 2...4 мм.

Полученные в результате моделирования графики зависимости подъема металла x в радиальном направлении от основных технологических параметров косого сетчатого накатывания приведены на рис. 3 (см. стр. 2 обложки).

На основе анализа результатов вычислительного эксперимента получена регрессионная зависимость, описывающая характер влияния на подъем металла x основного параметра обработки – заглубления накатных роликов h, позволяющая определять необходимый диаметр заготовки под накатывание:

$$x = 0{,}159 - 1{,}927h + 7{,}071h^2 - 5{,}833h^3. \qquad (4)$$

График зависимости подъема металла x от заглубления накатных роликов h показан на рис. 4.

Рекомендации по определению диаметра заготовки под накатывание будут выражены следующей формулой:

$$d_з = d_{ном} - 2x, \qquad (5)$$

где $d_з$ – диаметр заготовки под накатывание;

$d_{ном}$ – необходимый диаметр;

x – подъем металла на внутреннем диаметре.

Эквивалентные деформации резьбы при накатывании позволяют судить о возможном повышении микротвердости и степени упрочнения исходного материала детали [5]. На величину эквивалентных деформаций наибольшее влияние оказывает глубина регулярной неровности, шаг резьбы влияет в меньшей степени, а шаг накатывающего ролика оказывает наименьшее влияние.

Распределение эквивалентных деформаций при косом сетчатом накатывании по глубине представлено на рис. 5 (см. стр. 3 обложки). В зависимости от глубины регулярной неровности накатывающего ин-

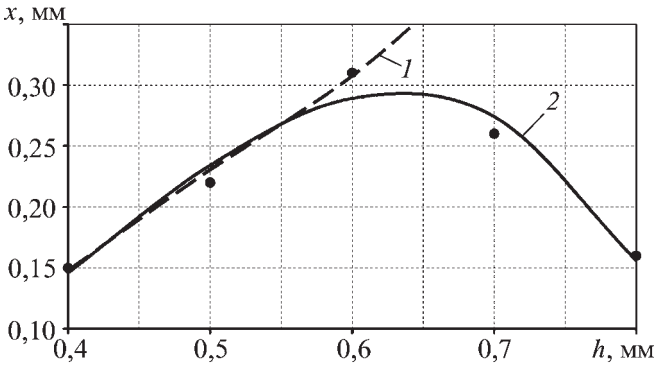


Рис. 4. Зависимость подъема металла от заглубления накатных роликов согласно: *1* – (3); *2* – (4)

струмента эквивалентные деформации достигают максимального значения ε = 3,05, а глубина упрочнения при этом превышает 4 мм (при h = 0,8 мм, t = 2 мм и P = 4 мм). Упрочненным при этом является весь профиль. Характер упрочнения неравномерен, наиболее упрочненными являются участки, расположенные на вершинах деформированной резьбы, при удалении от поверхности степень упрочнения снижается.

Значения нормализованного критерия разрушения Кокрофта-Лейтема во всех рассмотренных случаях не превышают критического значения (0,65 для сталей), что свидетельствует об отсутствии разрушения материала заготовки при накатывании сетчатого профиля.

Зависимость сил, действующих на первый и второй ролики, от исследуемых факторов выражается регрессионными уравнениями:

$$F_{y1} = 12598,7 + 16703,9h - 1661,5t - 10331,8P + 3083,3h^2 - 482,3t^2 + 2073,8P^2; \quad (5)$$

$$F_{z1} = 3920,4 + 9908,3h - 10322,6t + 1923,8P + 12541,7h^2 + 1696,9t^2 + 90,8P^2; \quad (6)$$

$$F_{y2} = 4254,78 - 8589,44h - 2446,25t + 1964,33P + 20050h^2 - 32,29t^2 - 134,33P^2; \quad (7)$$

$$F_{z2} = 6289,11 - 4132,78h - 4217,36t + 105,89P + 13316,67h^2 + 646,88t^2 + 156,33P^2. \quad (8)$$

Максимальная тангенциальная сила с увеличением в 2 раза заглубления накатных роликов и шага резьбы возрастает от 1,5 до 2,9 раза, в то же время увеличение шага накатных роликов в диапазоне от t = 1,2 мм до t = 2,0 мм приводит к ее уменьшению в 1,4 раза соответственно. Увеличение в 2 раза шага резьбы и глубины регулярной неровности приводит к увеличению максимальной радиальной силы от 1,8 до 3,7 раза соответственно, при этом с возрастанием шага накатных роликов в диапазоне от t = 1,2 мм до t = 2,0 мм максимальная радиальная сила уменьшается в 1,8 раза. Уменьшение сил объясняется уменьшением контактной площади одного зуба накатного ролика.

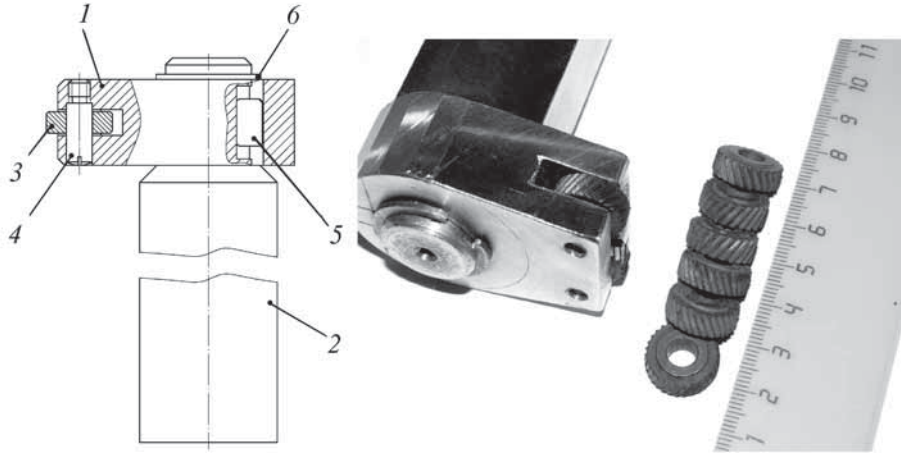


Рис. 6. Самоустанавливающаяся накатная головка:
1 – накатная головка; *2* – державка; *3* – накатные ролики; *4* – винты ступенчатые; *5* – шпонка; *6* – кольцо стопорное

Для оценки адекватности результатов моделирования в DEFORM проведен натурный эксперимент. Для осуществления процесса косого сетчатого накатывания на внутренних поверхностях разработана конструкция самоустанавливающейся накатной головки (рис. 6).

Экспериментальное определение подъема металла x оптическим измерением геометрических параметров поверхности после накатывания производилось проекционным (теневым) методом на универсальном измерительном микроскопе "УИМ-21" (рис. 7).

В результате измерений установлено, что отклонение между подъемом металла x, полученным в результате вычислительного и натурного эксперимента, не превышает 5 %.

После накатывания в поверхности стальной основы произошли структурные изменения, заключающиеся в деформации и измельчении зерен. Установлено, что процесс накатывания приводит к образованию упрочненной зоны в стальной основе на глубину до 1,5 мм, при этом степень упрочнения составляет 18 %. Наблюдается удовлетворительное совпадение результатов вычислительного и натурного эксперимента.

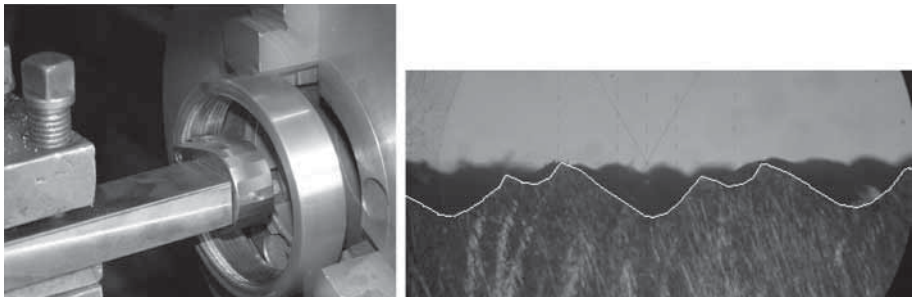


Рис. 7. Процесс накатывания и полученный профиль

Полученные зависимости позволяют проектировать инструмент, оснастку и технологию косого сетчатого накатывания на внутренних поверхностях. Реализация предложенной технологии обеспечивает повышение прочности сцепления напыленного антифрикционного покрытия с основой при изготовлении биметаллических подшипников скольжения в 1,5 раза и увеличивает его износостойкость в 1,65 раза [2].

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Восстановление** деталей машин: справочник / Ф.И. Пантелеенко, В.П. Лялякин, В.П. Иванов, В.М. Константинов; под ред. В.П. Иванова. М.: Машиностроение, 2003. 672 с.

2. **Хромов В.Н., Коренев В.Н., Родичев А.Ю.** Технология подготовки поверхности изделия под напыление //Фундаментальные и прикладные проблемы техники и технологии. 2010. № 2 (280). С. 63–65.

3. **Патент РФ** на изобретение № 2400312. Способ подготовки поверхности изделия под напыление / А.Ю. Родичев, В.Н. Хромов, В.Н. Коренев; опубл. 27.09.2010. Бюл. № 25. 6 с.

4. **Киричек А.В., Афонин А.Н.** Исследование напряженно деформированного состояния резьбонакатного инструмента и заготовки методом конечных элементов // СТИН. 2007. № 7. С. 21–25.

5. **Афонин А.Н.** Оценка упрочнения резьбы по результатам компьютерного моделирования резьбонакатывания // Труды междунар. научно-практ. конф. "Инженерные системы–2011". М.: РУДН, 2011. С. 126–129.

УДК 621.9.047

А.Н. Осеков *(Липецкий государственный технический университет, г. Липецк)*
E-mail: smol@comch.ru

Режимы и технология электрохимического нанесения информации на металлы с диэлектрическим покрытием

Приведен анализ методов маркирования металлических деталей с диэлектрическим покрытием. Разработан новый метод комбинированного нанесения информации с локальным бесконтактным разрушением покрытия по контуру знака. Спроектированы технологические режимы и технология маркирования деталей с обеспечением стандартных размеров и высокого качества поверхностного слоя металла.
Ключевые слова: *технология, информация, диэлектрическое покрытие.*

The article covers review of marking methods for metallic parts with dielectric coatings. A new method of combined information application with local noncontact coating damage along contour has been developed. Operating practices and marking technique ensuring standard dimensions and high quality of the metal surface layer have been designed.
Keywords: *technique, information, dielectric coating.*

Нанесение информации (в частном случае маркирование) позволяет установить принадлежность деталей, узлов, агрегатов к конкретному виду изделия на всех этапах жизненного цикла продукции. Кроме того, информация позволяет определить исполнителей, даты выполнения операций, дать указания о дальнейших действиях (например, при сборке изделий). Известно большое количество средств и методов маркирования: ударное, цветное (красками, лаками) с помощью наклеек, электроэрозионное, электрохимическое.

В авиации и космонавтике чаще других применяют ударное клеймение, электроэрозионное, электрохимическое, химическое нанесение индексов. Однако ударное клеймение не позволяет обеспечить стандартную ширину штриха (как правило, углубление от инструмента получается шире требуемого), вносит напряжение, снижающее прочность деталей, особенно при многоцикловых нагружениях, может деформировать ажурные детали.

Применение красок, наклеек возможно при кратковременном использовании информации, например, в случае промежуточного контроля, что, как правило, не может применяться для ответственных изделий, где в случае разбора происшествий в процессе эксплуатации необходимо получить достоверную информацию об объектах продукции.

Химическое нанесение знаков связано с нарушением условий труда, экологии, не позволяет получить глубокие индексы, достаточные для сохранения информации в процессе эксплуатации изделия, в том числе после восстановления лакокрасочных покрытий в зоне нанесения информации.

Электроэрозионное маркирование требует большого количества изнашивающегося инструмента, а нанесение информации непрофилированным электродом (электрографом) не позволяет получить стандартные знаки. Опыт поставок авиационной техники за рубеж показывает, что там в основном применяется электрохимическое маркирование, поэтому отечественная экспортная продукция должна создаваться с использованием этих требований.

Значительная часть деталей в процессе их изготовления имеет покрытия (гальванические, напыление, лакокраски, резисторы и др.), которые могут быть как токопроводящими, так и диэлектриками. В процессе ремонта и эксплуатации требуется восстанавливать разрушенные покрытия с сохранением или возобновлением информации. Ранее считалось, что электрохимическое нанесение информации на детали с диэлектрическим покрытием не осуществимо, так как здесь сложно использовать процесс анодного растворения металла под слоем покрытия, а его удаление было не эффективным, вызывало нарушение (осыпание) границ штрихов и участков знаков.

В создаваемых изделиях, в том числе для авиационно-космической отрасли, детали с покрытиями (в том числе диэлектрическими) начали составлять весомую часть номенклатуры изделий, поэтому их идентификация стала актуальной и сложной научной проблемой, требующей решения на стадии производства конкурентоспособной техники, где качественное электрохимическое маркирование становится обязательным условием со стороны заказчика. Кроме того, электрохимическое нанесение мелкой (цветной) информации эффективно для применения в инструментальном производстве. Это оказывает существенное влияние на сроки освоения новых изделий, их экономические и технические показатели.

Таким образом, решение проблемы нанесения качественной информации знаками различной (в том числе малой) высоты на детали с диэлектрическим покрытием является актуальным и востребованным в машиностроении.

В процессе исследований установлено, что диэлектрические покрытия могут иметь различные характеристики: высокую хрупкость (лаки, фосфаты, резисты, оксиды, напыляемые материалы, часть красителей и др.) или быть вязкими (капроновые, полиэтиленовые, грунты масляные, резинотехнические покрытия, смолы, клеи и др.); различную толщину (от нескольких микрон до нескольких миллиметров); адгезию к основе; стойкость под действием внешних факторов (температура окружающей среды, абразивная среда, облучение, световое, вибрационное и др. действия); учитывают возможность последующей обработки и восстановление покрытия и другие свойства.

К достоинствам электрохимического нанесения информации относится отсутствие силовых воздействий на маркируемую деталь, улучшенный доступ инструмента к месту обработки, отсутствие износа инструмента и потери точности по этой причине, создание в конце цикла маркирования защитной пленки на поверхности знаков, что снижает, а в ряде случаев исключает коррозионное воздействие, получение контрастных штрихов с малой, до 20 мкм глубиной (мелкое контрастное маркирование) или глубоких (до 200 мкм) контуров, позволяющих выполнять последующую окраску, упрочнение или чистовую обработку (например, полирование). Операция выполняется в экологически чистых рабочих средах (например, растворах солей хлорида натрия), бесшумно и без образования пыли на комнатных (ручных и переносных) установках при низких напряжениях тока (8...16 В).

Рис. 1. Изменение допусков на ширину штриха для строчных букв стандартных штрихов

Современные установки для маркирования деталей с покрытием не требуют профильных клейм, шаблонов, так как технологическая подготовка производства выполняется путем программирования движения непрофилированного инструмента или гладким электродом-инструментом.

Основные сложности представляет получение ширины штриха (по контуру знаков), отвечающего стандартам. Для диапазона высоты букв или цифр от 1,8 до 20 мм [1] ширина линий контура может изменяться [2] на 50...70 мкм (если принимать степень точности 17...19 квалитета).

На рис. 1 показано поле допуска знаков по ширине штриха. Так при высоте знака 1,8 мм ширина штриха должна быть (0,18 ± 0,025) мм; для наиболее крупных знаков в стандарте дана ширина знаков (2 ± 0,1) мм.

Для токопроводящих покрытий в [3] рекомендовано выполнять операцию в два этапа: на первом используют разрядник с непрофилированным инструментом, перемещаемым по контуру знаков по расчетной программе, в случае крупных знаков может потребоваться многократное перемещение разрядника, так как сечение его торцевой части, как правило, не превышает 0,5...0,8 мм; на втором при обходе того же контура подают постоянный ток и производят анодное растворение материала в местах, на которые воздействовали разряды. В рассматриваемом случае покрытие было металлическим, хотя и имело большое электрическое сопротивление. Предложенный способ не позволяет получить качественную информацию, так как из [3] неизвестны технологические режимы и показатели процесса.

Нами предложен новый способ нанесения информации на детали с диэлектрическими покрытиями, который заключается в использовании разрядника, типа приведенного в [3] , который "пробивает" в покрытии круглые отверстия с расчетным диаметром и шагом по контуру знаков, далее выполняется анодное растворение контура плоским электродом (рис. 2). Процесс протекает в электролитах (в частности, возможен в промышленной воде), состав которых приведен в данной работе.

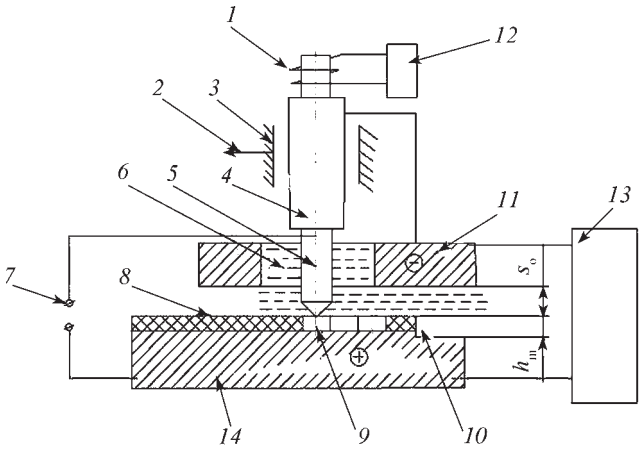


Рис. 2. Схема нанесения информации на детали с диэлектрическим покрытием:
1 – вибратор; *2* – направление перемещения головки *4* с корпусом *3* и электродом-инструментом *11*; *5* – разрядник; *6* – рабочая среда; *7* – клемник разрядника; *8* – диэлектрическое покрытие; *9* – отверстие, пробитое разрядником в покрытии; *10* – углубление по контуру штриха; *12* – источник тока вибратора; *13* – источник постоянного тока; *14* – заготовка; $h_ш$ – глубина штриха в заготовке; s_o – начальный межэлектронный зазор между электродом-инструментом *11* и заготовкой *14*

На рис. 2 показано формирование контура знаков в самом покрытии *8* и под ним, в заготовке *14*. Головка *4* с разрядником *5*, имеющим, как правило, торцевую поверхность, обеспечивающую получение ширины штриха *H* (рис. 3), перемещаются вместе с корпусом *3* и, связанным с ним, кольцевым электродом-инструментом *11* в направлении *2* (направление регулируется программой подач разрядника). При этом разряднику *5* придают перемещение вибратором *1*, работающим от источника перемещенного тока *12*, заданной частоты, а на электрод-инструмент *11* подается постоянный ток от источника *13*. Процесс протекает в электролите *6*, который наносится тампоном, и даже для глубокого маркирования не требуется ванна с рабочей средой и насос для ее прокачки через зону маркирования. Под действием высоковольтного разряда, подаваемого на разрядник *5* и заготовку *14*, в покрытии *8* образуется круглое отверстие *9* до материала заготовки *14*. Участок с отверстиями *9* в покрытии *8* при движении головки по контуру попадает под электрод-инструмент *11*, где металл заготовки *14* под близко расположенными отверстиями *9* растворяется и образуются углубления *10* по контуру знаков. При этом покрытие внутри штриха может разрушаться под действием газообразных продуктов обработки в зоне *10*. Вибратор *1* позволяет поддерживать процесс получения разрядов при изменении геометрии заготовки *14* и по мере износа разрядника *5*. Количество разрядов определяются скоростью подачи *2*, зависящей от времени анодного процесса под электродом-инструментом *11*, необходимого для получения глубины *10* знака заданной величины. Замена электролита в зоне обработки происходит за счет насосного действия при вибрационном перемещении электрода-инструмента.

Детали с диэлектрическими покрытиями могут быть двух видов: с хрупкими и вязкими поверхностными слоями. В зависимости от этого принципиально различаются технологические режимы маркирования. Если для хрупких покрытий возможно полное или частичное скалывание перемычек между отверстиями (см. рис. 3, *а*), то в случае вязких поверхностных слоев требуется либо оставить часть покрытия между соседними отверстиями (высота выступов должна быть в пределах допуска на ширину штриха (см. рис. 1)), либо срезать выступы по границе штриха, например, путем вдавливания упруготвердого материала типа полиуретана.

На рис. 3 показаны штрихи, образующие контур знаков после прошивания отверстий.

В случае хрупкого покрытия (рис. 3, *а*) для его частичного или полного удаления достаточно вскрыть перемычку между соседними отверстиями, а далее (в процессе анодного растворения) газы, образующиеся в зоне обработки, разрушают оставшуюся часть хрупкого покрытия. Если учесть допуск на ширину штриха (см. рис. 1), то можно рассчитать режим получения знаков с шириной штриха в пределах стандартного допуска (ΔH на рис. 3).

Если покрытие вязкое (рис. 3, *б*), то шаг разрядов отверстий должен быть меньше, чем в случае хрупкого покрытия (рис. 3, *а*) и ограничиваться возможностью формирования выступов с высотой не более $\Delta H / 2$. Дальнейшее снижение шага (L_2) между отверстиями снижает производительность нанесения информации, и за счет увеличения длительности анодного процесса возникает расширение границ штриха (так называемое "поднутрение")(см. рис. 2), что может вывести ширину штриха за пределы допуска.

Для определения технологических показателей режимов нанесения покрытий требуется разработка методики расчета скорости подачи, которая зависит от шага между разрядами L_1 и L_2 (см. рис. 3):

$$L_1 = H; \quad (1)$$

$$L_2 = 2\sqrt{\frac{\Delta H}{2}\left(H - \frac{\Delta H}{2}\right)}. \quad (2)$$

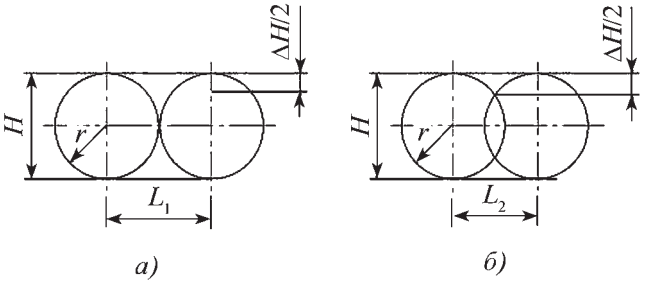


Рис. 3. Формирование ширины штриха на деталях с покрытием:
а – хрупкие диэлектрические покрытия; *б* – вязкие диэлектрические покрытия; *H* – ширина штриха; ΔH – допуск на ширину штриха; *L* – расстояние между соседними отверстиями от пробоя диэлектрика; *r* – радиус отверстия

Частота ν следования разрядов может точно регулироваться блоком управления, подающим импульс на клеммы *7* (см. рис. 2). Если учесть требуемую глубину штриха в заготовке ($h_ш$, см. рис. 2), то время τ_1 получения знака такой глубины [4]

$$\tau_1 = \frac{\gamma\, h_ш\,(2\,s_0 + h_ш)}{2\,\eta\,\alpha\,x(u - \Delta u)}, \qquad (3)$$

где η – выход по току. По [5] η зависит от состава и условий использования электролита. В распыленном электролите величина η = 0,2...0,3;

s_0 – начальный межэлектродный зазор. В нашем случае он близок к толщине диэлектрического покрытия;

$h_ш$ – глубина знака при мелком маркировании (можно применять до 0,02 мм, в случае глубокого маркирования до 0,15...0,2 мм);

α – электрохимический эквивалент материала заготовки с плотностью γ;

x – удельная проводимость рабочей среды (выбирается по справочникам по рекомендуемой концентрации электролита);

u – напряжение на электродах. Для мелкого маркирования от 8...9 до 16 В (для титановых сплавов 10...12 В); для неглубокого 9...14 В;

Δu – потери в межэлектродном пространстве (3...5 В).

Поскольку рассматривается единая система перемещения разрядника и электрода-инструмента для нанесения информации, то $\tau_1 = \tau_2$, где τ_2 – время перемещения разрядника между соседними отверстиями *1*, *2*. Отсюда скорость v перемещения системы (см. рис. 2, индекс "*2*", рис. 3, *а*, *б*) соответственно для L_1 и L_2 составит

$$v_1 = \frac{2\,H\,\eta\,\alpha\,x\,(u - \Delta u)}{\gamma\,h_ш\,(2\,s_0 + h_ш)}, \qquad (4)$$

$$v_2 = \frac{4\sqrt{\frac{\Delta H}{2}\left(H - \frac{\Delta H}{2}\right)}\,\eta\,\alpha\,x\,(u - \Delta u)}{\gamma\,h_ш\,(2\,s_0 + h_ш)}. \qquad (5)$$

Частота ν следования импульсов

$$\nu = \frac{v}{L} = \frac{2\,\eta\,\alpha\,\chi\,(u - \Delta u)}{\gamma\,h_ш\,(2\,s_0 + h_ш)}. \qquad (6)$$

В (4)–(6) можно принимать s_0 равным толщине покрытия. Конструктивный параметр – длина рабочей части $L_э$ электрода-инструмента *11* (см. рис. 2) рассчитывается по зависимостям

$$L_{э_1} = H, \qquad (7)$$

$$L_{э_2} = 2\sqrt{\frac{\Delta H}{2}\left(H - \frac{\Delta H}{2}\right)}. \qquad (8)$$

Далее следует установить минимальную частоту $\nu_В$ вибраций электрода-инструмента *11* совместно с разрядником *5* (см. рис. 2), необходимую для получения глубоких ($h_ш$ > 0,02 мм) знаков с систематической заменой рабочей среды в межэлектродном пространстве за счет вибрации. По [6] длительность активной фазы формирования знака за каждый цикл составляет для сталей и алюминиевых сплавов $\tau_з$ = 0,5 с, жаропрочных и твердых сплавов $\tau_з$ = 0,8...1,0 с, сплавов на базе меди $\tau_з$ = 15 с. Тогда частота вибрации (с учетом возможного удаления электрода инструмента от покрытия) должна быть

$$\nu_В \geq \frac{1}{\tau_з} \approx 7\ \text{Гц}. \qquad (9)$$

Следовательно, источник *12* (см. рис. 2) должен вырабатывать переменный ток с частотой более 8 Гц или использовать пульсирующий ток малой частоты.

Для образования цветного (контрастного) осадка перед окончанием процесса необходимо прекратить вибрацию и через 1...2 с (после падения тока) закончить операцию нанесения контрастной информации. Таким образом, общий период маркирования рассчитывается по (3) с учетом потерь времени на обмен рабочей среды в период отвода электрода-инструмента, что может быть учтено коэффициентом k_1 = 1,2...1,3.

Тогда расчетное время $\tau_{1р}$ для нормирования операций составит

$$\tau_{1р} = k_1\,\tau_1. \qquad (10)$$

Приведенные режимы маркирования проверены на ряде сплавов при наиболее употребительной высоте знаков (2,5...5 мм). Получены качественные по геометрии штрихи. Для обеспечения контрастности изображения и точности информации были подобраны [6] составы электролитов, приведенные в табл. 1.

С учетом сведений, приведенных в табл. 1, можно спроектировать технологические процессы, включающие:

1. Выбор схемы нанесения информации, который зависит от свойств покрытия и заготовки, глубины знаков.

2. Оценку возможности электрохимического маркирования. Ограничениями могут служить: недостижимая глубина получаемых знаков по сравнению с заданной, большая толщина покрытия (как правило, свыше 0,1...0,15 мм), невозможность образования отверстий в покрытиях, низкая контрастность индексов при использовании известных электролитов (см. табл. 1).

3. Расчет или выбор режимов нанесения информации. Для мелкого (цветного) маркирования экспериментальные сведения о режимах маркирования приведены в табл. 2.

Режимы глубокого маркирования и нормирование операции приведены в [4]. По аналогии с электрохимическим разделением материалов по шаблонам [4] при глубине знаков до 0,15 мм время обработки составляет 25...30 с, что подтверждает правомерность расчетов по приведенным в работе зависимостям.

4. Выбор оборудования для проведения операции.

Таблица 1

Состав электролитов [6]

Маркируемый материал	Состав электролита (в порядке применимости), %	Примечание
Сталь конструкционная	1. Нитрит или нитрат натрия 15	Пригоден для чугунных заготовок
	2. Хлористый натрий 5...15	
	3. Нитрит или нитрат натрия 10...20, кальцинированная сода 2...4	
	4. Хлористый цинк 33 фосфорная кислота	Применим для полированных деталей
Жаропрочные сплавы	1. Хлористый натрий 4...5, марганцевокислый калий 0,3...0,5, бромистый калий 6...7, йод 0,1...0,015, кальцинированная сода 0,4...0,6, дистиллированная вода	Способ приготовления компонента: перемешать, прокипятить 3...4 мин, профильтровать и смешать с 10 %-ным раствором нитрата натрия (соотношение 2:3)
	2. Нитрат или нитрит натрия 10...18	Рекомендуется для инструментальных сталей
	3. Азотнокислый натрий 15...20, сегнетова соль 4...10	
	4. Нитрат натрия 8...10, хлористый натрий 1,5...2,5	
Титановые сплавы	Спирт в дистиллированной воде 90	Может использоваться для инструментальных сталей
Алюминиевые сплавы	1. Хромистый кальций 12...15, бромистый калий 6...7	
	2. Бромистый калий 5...10, азотнокислый аммоний 5...10	
Медь и медные сплавы	1. Нитрат натрия 25...30, натронная известь 3...10	Применим для меди
	2. Углекислый натрий 7...8,1, сернокислый калий 1,9...2,1	
	3. Кальцинированная сода 7...9, сернокислый калий 1,5...2,5	
	4. Сернокислый калий 3...4, жидкое стекло 2,5...3,5	Рекомендуется для латуни
Металлокерамические твердые сплавы	1. Хлорное железо 2...3, кальцинированная сода 3...5	Сплавы титанокобальтовой группы
	2. Нитрат натрия 25...30, хлорное железо 2...3, натронная известь 3...10	Сплавы группы ВК

5. Автоматизированное проектирование траектории движения инструмента с учетом совместимости программы с выбранным оборудованием.

6. Настройка и (при необходимости) оснащение оборудования приспособлениями.

7. Контроль качества знаков нанесенной информации (на контрастность, четкость, соответствию стандартам).

8. Пассивация деталей с целью защиты от коррозии. Технология пассивации приведена в табл. 3.

Таблица 2

Режимы маркирования материалов с покрытием после его вскрытия

Материал заготовки	Глубина знаков, мм	Напряжение, В	Машинное время, с
Стали конструкционные, чугуны	До 0,02	10...14	1...2,5
Жаропрочные сплавы	До 0,025	10...14	1...2,5
Титановые сплавы	0,01...0,02	10...12	0,5...1,0
Алюминиевые сплавы	0,005...0,01	10...14	0,8...1,0
Медь и ее сплавы	0,008...0,01	8...16 (10...16 для латуни)	0,8...1,0

Таблица 3

Технология пассивации деталей после маркирования

Обрабатываемые материалы	Технология пассивации	Состав пассивирующего средства, %	Режимы пассивации
Стали	Промывка	Нитрит натрия 12...15, кальцинированная сода 3...3,5	Температура раствора – 350..360 K, время 0,1...1,0 мин
Титановые и медные сплавы	Протирка	Кальцинированная сода 0,3	Температура раствора 293 K
Коррозионностойкие и жаропрочные сплавы	Промывка	Нитрит натрия 5...10, кальцинированная сода 3...3,5	Температура раствора 360 K, окунание
Алюминиевые сплавы	Протирка	–	На воздухе

Таблица 4

Стойкость информации, нанесенной электрохимическими методами

Вид испытаний	Глубина знаков, мм	Стойкость изображения	Рекомендуемые условия работы
Различимость:			
– после повторной покраски при малой глубине знаков	Ниже 0,02	Неразличим	Наносить на неокрашиваемые поверхности
– после повторной покраски при большой глубине знаков	0,05...0,09	Хорошо различим	Допускается окрашивание
– после удаления покрытий	До 0,02	Слабо различим	Допускается при работе в неабразивной среде
Стойкость:			
– в агрессивных средах (кислотах)	0,02...0,03	Стойкость 40...50 сут.	Ограничить срок хранения или работы при контакте с кислотой
– при воздействии абразивных гранул	0,02...0,03	4...6 с	Наносить информацию на поверхности, не подвергаемые абразивному воздействию
– при воздействии песка, летящего с большой скоростью	0,03...0,1	8...12 с	
– в климатических камерах при высокой:			
– температуре	До 0,02	8...10 ч	Использовать в неагрессивных средах
– влажности	0,08...0,2	Без ограничения до появления коррозии	Нанести надежную защиту от коррозии

В табл. 4 приведены результаты испытаний маркированных деталей в условиях эксплуатации [6] и рассмотрены типовые варианты испытаний маркированных деталей с тонким (0,05...0,1 мм) диэлектрическим покрытием (допускаемая толщина слоя до 0,15 мм). Так, для окраски (например, в случае ремонта) требуется глубокое маркирование, позволяющее идентифицировать детали в течение всего периода их эксплуатации.

В случае удаления с детали покрытия (в процессе эксплуатации) контрастность мелкого маркирования снижается и после работы в абразивной среде становится не читаемой.

В космических аппаратах (в баках и других узлах) маркированные поверхности могут соприкасаться с кислотами или их парами. При недостаточной стойкости покрытий через несколько месяцев эксплуатации или хранения места маркирования могут корродировать и способствовать отслоению покрытия. Для защиты от коррозии знаков могут использоваться принятые для изделия средства защиты или консервации. В период работы авиационных двигателей на земле (а иногда и в полете при преодолении песчаных бурь) на детали с внешней маркировкой действуют абразивные частицы, которые через несколько секунд после удаления покрытия снимают даже глубокие знаки информации, поэтому любой вид маркирования (включая электрохимический способ) не может использоваться в условиях интенсивного абразивного обдува.

В остальных случаях (см. табл. 4) стойкость маркировки в изделиях, имеющих покрытия, не отличается от такого же показателя у других деталей.

При всех условиях работы изделий приведенные преимущества электрохимического маркирования выявляются и при нанесении информации на заготовки с диэлектрическими покрытиями допустимой толщины.

Выводы

1. Показана возможность получения электрохимическим методом качественной информации на изделиях, имеющих диэлектрические покрытия.

2. Приведены технологические режимы и особенности построения технологических процессов при маркировании изделий с покрытиями.

3. Определены область рационального использования предложенного метода маркирования и ограничения с учетом условий эксплуатации маркированных деталей с диэлектрическими покрытиями в современных наукоемких изделиях.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Общетехнический** справочник: справочник / под ред. Е.А. Скороходова. М.: Машиностроение, 1990. 496 с.

2. **Справочник** по производственному контролю в машиностроении: под ред. А.К. Кутая. М.: ГНТИ машиностроительной литературы, 1964. 748 с.

3. **А.с. 973271.** Способ маркирования деталей из токопроводящих материалов / В.П. Смоленцев и др.; опубл. 1982. Бюл. № 42.

4. **Смоленцев Е.В.** Проектирование электрических и комбинированных методов обработки. М.: Машиностроение, 2005. 511 с.

5. **Электрофизические** и электрохимические методы обработки материалов. В 2 Т., Т. 1 / под ред. В.П. Смоленцева. М.: Высшая школа, 1983. 247 с.

6. **Смоленцев В.П., Смоленцев Г.П., Садыков З.Б.** Электрохимическое маркирование деталей. М.: Машиностроение, 1983. 72 с.

УДК: 681.2:682.9

С.А. Микаева, А.С. Микаева *(Московский государственный университет приборостроения и информатики (МГУПИ))*
E-mail: mikaeva@pechkin.npo.jit.ru

Технология производства для нанесения покрытия на компактные люминесцентные лампы

Представлена технология производства для нанесения и формирования покрытия на компактные люминесцентные лампы, приведены экспериментальные результаты исследований.
Ключевые слова: *технология покрытия, компактные люминесцентные лампы.*

The production technology for applying coatings and the formation of compact fluorescent lamps, the experimental findings.
Keywords: *coating technology, compact fluorescent lamps.*

Классификация методов нанесения полимерных покрытий основывается на выборе размеров покрываемых изделий, их конструктивных и технологических особенностях, условиях эксплуатации изделия, агрегатном состоянии материала покрытия, а также зависит от необходимой толщины полимерного слоя.

Основные методы нанесения полимерных покрытий можно классифицировать согласно схеме, показанной на рисунке.

Нанесение полимерного покрытия осуществляется:

1. На предварительно нагретую поверхность.
2. На холодное изделие с последующим его нагревом.
3. На изделие, прогреваемое в процессе нанесения покрытия.

В первом случае процесс нанесения покрытий заключается в погружении предварительно нагретого изделия на определенное время в слой порошкового полимера. Частицы порошка, вступая в контакт с горячей поверхностью, расплавляются и образуют полимерное покрытие.

В общем виде запас тепловой энергии изделия Q запишется так:

$$Q = Q_1 + Q_2 + Q_3 + Q_4 + Q_5, \qquad (1)$$

где Q_1 – теплота, теряемая за время переноса изделия из нагревательного аппарата к аппарату напыления;

Q_2 – теплота, необходимая для нагревания полимера до температуры плавления;

Q_3 – теплота, необходимая для расплавления полимера;

Q_4 – теплота, теряемая в окружающую среду;

Q_5 – теплота, теряемая изделием в процессе остывания.

Запас тепловой энергии изделия можно записать и в другом виде:

$$Q = m_{изд} C_{изд} (T_{изд} - T_{окр}), \qquad (2)$$

где $m_{изд}$ – масса изделия;

$C_{изд}$ – удельная теплоемкость материала изделия;

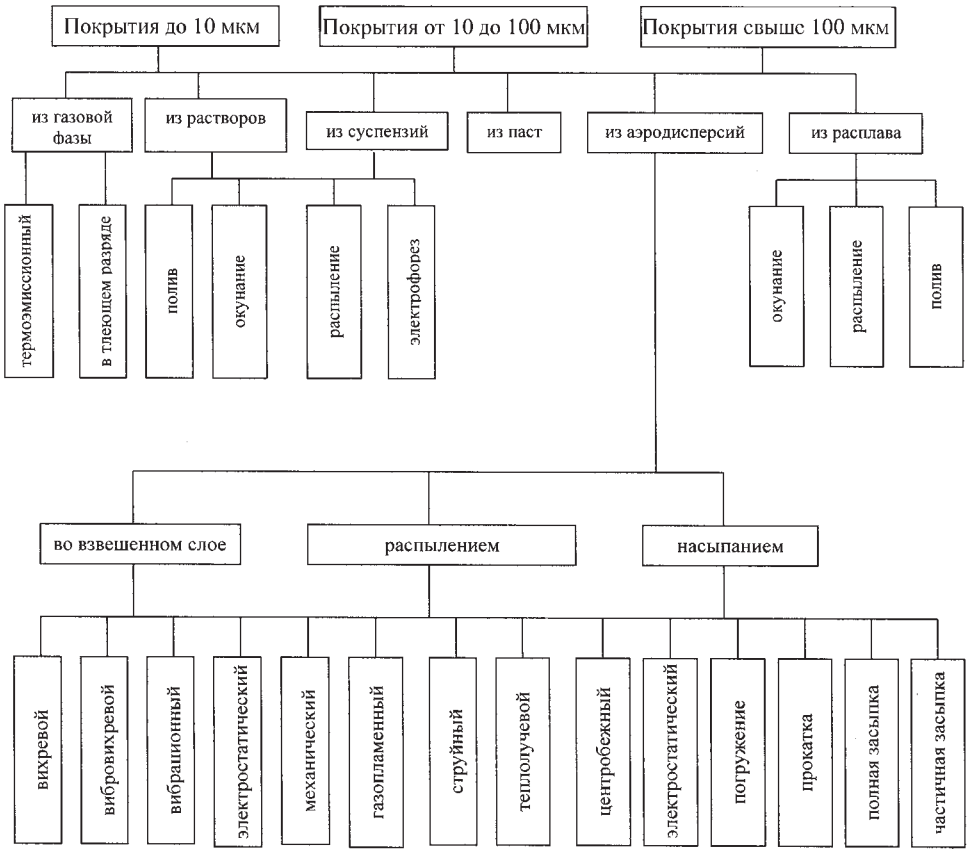
$T_{изд}$ – температура, которой достигло изделие в нагревательной установке;

$T_{окр}$ – температура окружающей среды.

В процессе нанесения покрытия деталь охлаждается, при этом возникает градиент температуры по толщине, т.е. разность температур между серединой и поверхностью изделия. Чем интенсивнее отвод тепла к полимерному слою, тем больше градиент температуры.

На скорость передачи теплоты от изделия к полимеру влияет сопротивление границы раздела, которое зависит от наличия на поверхности изделия промежуточных пленок, от вязкости расплава полимера, дисперсного состава полимера, теплопроводимости полимера, толщины полимерного слоя.

Общий запас тепловой энергии не полностью характеризует способность изделия образовывать полимерный слой, так как при одинаковой массе изделия



Классификация методов нанесения покрытий

могут иметь различные поверхности. Целесообразно при этом рассмотреть удельный запас теплоты q:

$$q = Q / F_{изд} = m_{изд} C_{изд} (T_{изд} - T_{окр}) / F_{изд}, \qquad (3)$$

где $F_{изд}$ – поверхность изделия;

$m_{изд} C_{изд} / F_{изд} = K_{изд}$ – некоторая постоянная.

Формула (3) примет вид

$$q = K_{изд} (T_{изд} - T_{окр}). \qquad (4)$$

Преимущества нанесения полимерных покрытий на предварительно нагретое изделие:

• получаемые изделия характеризуются равномерной толщиной полимерного слоя на всех участках покрываемой поверхности;

• полимерный материал подвергается минимальному температурному воздействию в ходе наплавки, что способствует сохранению исходных свойств материала.

Нанесение покрытия в псевдосжиженном слое и пневматическое напыление являются наиболее доступными методами при нанесении покрытия на предварительно нагретое изделие.

Пневматическое напыление покрытия заключается в напылении на поверхность предварительно нагретого изделия. Достоинства способа: высокая производительность, простота конструктивного исполнения, универсальность. К недостаткам можно отнести: предварительный нагрев изделия, большие потери распыляемого материала, невозможность получения покрытия с высокой равномерностью толщины пленки. Все установки для пневматического напыления порошковых полимеров состоят из питателя и распыляющих головок. Питатель подает в распыляющую головку распылителя воздушно-порошковую смесь, а головка распылителя направляет порошок на покрываемую поверхность. Головки распылителей по конструкции аналогичны пистолетам-краскораспылителям.

Получение покрытий из порошковых полимеров в *псевдосжиженном слое* основано на способности неподвижного слоя порошка переходить в подвижное состояние при воздействии на него восходящего потока газа. Сущность способа заключается в погружении предварительно нагретого изделия в псевдосжиженный слой наносимого материала. Псевдосжиженный порошковый полимер омывает поверхность изделия и оплавляется на нем, образуя покрытие. Этот способ нанесения прост, не требует сложного оборудования, но имеет ряд недостатков: обязательный нагрев изделия, необходимость применения больших ванн, невозможность получения равномерных по толщине по-

крытий. Установки, применяемые для нанесения полимерных покрытий в псевдосжиженном слое, включают в себя устройство предварительного нагрева изделия, аппарат псевдосжиженного слоя – основной элемент установки и устройство для проведения последующей термообработки изделия.

Нанесение слоя полимера на холодные поверхности осуществляется различными способами. Окончательное формирование изделия с полимерным покрытием, как правило, производится при последовательном нагревании. Наибольшее распространение получили методы, использующие электростатическое поле. В их основе лежит явление взаимодействия заряженных частиц на покрываемые поверхности.

Нанесение порошковых полимерных покрытий в электрическом поле относится к интенсивно развивающейся в последние годы области применения сильных электрических полей в промышленности. Технологический процесс получения покрытия заключается в сообщении заряда частицам порошкового материала и в осаждении их под действием электрических сил из аэрозольного облака, окружающего изделие. Сформированное порошковое покрытие в результате термообработки превращается в сплошное монолитное покрытие. При напылении в электрическом поле отсутствует предварительный нагрев изделия до температуры больше температуры плавления полимеров, что упрощает технологию и повышает качество покрытий благодаря более точному соблюдению режима полимеризации.

Недостаток метода: невозможность получения тонкослойных (менее 50 мкм) покрытий, обладающих достаточной сплошностью.

Процесс формирования полимерного покрытия в электрическом слое может быть разбит на две основные стадии. Первая состоит в том, что частицы порошкового материала переводятся во взвешенное состояние потоком воздуха и этим же воздухом переносятся от распылительного устройства к изделию с участием электрического поля. На второй стадии в результате воздействия электрического поля на заряженные частицы, находящиеся вблизи изделия, происходит их осаждение на поверхность и формирование порошкового слоя на ней.

В настоящее время нашли применение два варианта устройства для нанесения порошковых полимерных покрытий в электрическом слое.

В *первом* варианте основным элементом установок является ручной или стационарный распылитель. Порошковый материал, подхватываемый потоком воздуха в дозирующем устройстве, направляется распылителем к изделию, образуя аэрозольное облако вокруг него. Электрическое поле между распылителем и изделием создается при подаче напряжения на электроды распылителя и заземлении изделия, что является основным фактором, обеспечивающим осаждение заряженных частиц и формирование покрытия на изделии.

Второй вариант устройства представляет собой камеру с электрическим кипящим слоем, в которую помещается изделие. Камера содержит пористую перегородку, на которую насыпается полимерный материал, переведенный во взвешенное состояние избыточным давлением воздуха под пористой перегородкой. Частицы, находящиеся в вихревом движении в кипящем слое, получают заряд при контакте с высоковольтными электродами. Под действием электрического поля происходит осаждение частиц и формирование покрытия на изделии. Частицы полимера, являясь диэлектриками, сохраняют свой заряд в течение всего времени, необходимого для транспортировки в печь, последующей термообработки и превращения порошкового слоя в сплошное полимерное покрытие.

Если равномерный прогрев всего изделия невозможен, то применяют методы, позволяющие вести зонный нагрев поверхности с одновременной ее обработкой струей полимерного порошка. Причем частицы полимера при контакте с поверхностью, как правило, представляют собой капли расплава, что позволяет наращивать покрытия значительной толщины.

Методы нанесения покрытий в процессе нагрева поверхности изделия отличаются принципом нагрева и аппаратурным наполнением. Рассмотрим два наиболее распространенных метода – теплолучевое и газопламенное напыление.

Сущность *теплолучевого напыления* состоит в том, что струя порошкового полимера подается в мощный поток светотепловых лучей, где частицы материала плавятся и с большими скоростями наносятся на зачищенную поверхность, образуя покрытие. В качестве нагревателя используются высокоэффективные лампы с йодным циклом типа НИК-200 (КИ-200) специально предназначенные для технологических процессов, связанных с нагревом и распылением. Для повышения производительности установки в одном агрегате можно использовать большое количество ламп.

Способ *газопламенного напыления* состоит в том, что частички полимера со скоростью 30 м/с пропускаются через пламя газовой горелки, подвергаясь при этом кратковременному нагреву до температуры, достаточной для распыления наносимого полимера. Затем эти частицы ударяются с поверхностью изделия и сплавляются на ней, образуя сплошное покрытие. Изделие также предварительно нагревается до температуры плавления наносимого порошка. Установка сочетает в себе основные элементы установки пневматического напыления и газостворочного аппарата. Окончательное оплавление порошка осуществляется пламенем

горелки. Процесс газопламенного напыления осуществляется вручную и дополнительными устройствами, поэтому он малопроизводителен и качество покрытия зависит от мастерства исполнителя.

Технологический процесс нанесения полимерных порошковых красок включает в себя следующие стадии: подготовку поверхности изделия; подготовку порошкового материала; нанесение покрытия на изделие; формирование покрытия (оплавление, отвержение); контроль качества покрытия; иногда применяют предварительный нагрев изделия перед нанесением порошка.

Порошковые покрытия должны наноситься на готовые изделия, прошедшие механическую и термическую обработку. Перед поступлением изделия на операцию нанесения порошкового покрытия на нем должны быть зачищены швы, наплывы, не должно быть трещин, прожогов, сняты неровности и т.д. Покрываемое изделие должно выдерживать технологический нагрев. Для качественного нанесения покрытия поверхность изделия должна быть чистой, сухой, без жировых и других загрязнений.

Подготовка порошкового материала определяется спецификой порошка и процесса напыления. Подготовка порошка сводится главным образом к контролю характеристик порошка на соответствие техническим условиям. Процесс напыления определяется выбранным способом напыления, видом и качеством изделий, подлежащих напылению, требованиями к покрытию и, соответственно, свойствами используемого порошкового материала. Заключительной стадией технологического процесса нанесения порошковых покрытий является термообработка покрытия (оплавление и отвержение). Для термопластичных полимеров после нанесения порошка проводят дополнительное его оплавление, а для термореактивных – отвержение.

Для нагрева изделий используют в основном конвективный, индукционный и лучистый способы.

Конвективный способ нагрева состоит в обдуве покрытия изделия нагретым воздухом. Индукционный способ – это воздействие переменного электромагнитного поля разной частоты на покрытие. Чаще всего применяется для изделий из ферромагнитного материала. Лучистый нагрев (или терморадиационный способ) осуществляется путем передачи лучистой энергии, испускаемой нагретыми телами: лампами накаливания, трубчатыми электронагревателями.

Эффективным способом отвержения является УФ-излучение, которое инициирует реакцию полимеризации и тем самым ускоряет отвержение покрытия. Также применяется радиационное отвержение покрытий, основанное на ускорении реакции полимеризации материалов, способных к химическим превращениям под воздействием ускоренных электронов.

Оборудование для нанесения порошковых полимерных покрытий по принципу организации производства можно разбить на две группы:

- поточные технологические линии;
- комплектные установки.

Поточные технологические линии предназначены для нанесения покрытий при массовом и крупносерийном производстве деталей. Все технологические операции в производстве, как правило, выполняются в агрегатах, выстраиваемых в технологическую линию и объединенных замкнутым конвейером непрерывного или периодического действия. При постоянно действующем конвейере все технологические операции выполняются в процессе транспортировки деталей по соответствующему агрегату. При переменно-действующем конвейере все технологические операции выполняются при его остановке.

По степени автоматизации поточные технологические линии могут быть:

- комплексно-автоматизированные;
- частично механизированные.

Первые применяются, если технологические операции выполняются автоматически, а вторые – когда отдельные операции производятся вручную.

В работе защитные покрытия на лампы наносились путем окунания ламп в полимерные растворы.

В экспериментальных работах [1, 2] по созданию защитных ртутьнепроницаемых покрытий на компактные люминесцентные лампы (КЛЛ) были использованы в качестве пленкообразующих материалов следующие полимерные композиции: акриловая эмульсия ДПА-1, полиметилметакрилат (ПММА), полибутилметакрилат (ПБМА) и фторполимер типа Ф-32Л.

ДПА-1 представляют собой готовые к употреблению материалы для покрытия (при добавлении к ним загустителей). При нанесении защитного покрытия было использовано окунание КЛЛ в акриловую эмульсию. Акриловые эмульсии образуют на лампе мягкие эластичные и прозрачные пленки с толщиной одного слоя 15...25 мкм. Для нанесения более толстых слоев требуется проводить трех- и более кратные окунания ламп в эмульсию, что является нетехнологичным для производства.

Недостатком использования акриловых эмульсий является длительное время сушки и полимеризации защитного покрытия (~3 ч). Оптимизация процесса сушки данных покрытий путем повышения температуры и уменьшения времени сушки ограничивалась условиями полимеризации композиций акриловых производных. Исследования акриловых полимерных пленок проводили на КЛЛ. После нанесения покрытий лампы подвергались механическим разрушениям, при этом пленки разрушались вместе со стеклянными колбами.

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); стадия растворения.

Полученные лаковые растворы наносились на КЛЛ и сушились сначала при комнатной температуре, а затем досушивались 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 покрытия от стекла.

Приготовление лакового раствора Ф-32Л осуществлялось в две стадии. На первой осуществлялось растворение Ф-32Л в изоамилацетате с образованием густой однородной массы, затем для приготовления лака рабочей вязкости проводилось разбавление густого раствора бутилацетатом. Растворение проводилось при комнатной температуре. Для интенсификации данного процесса в производственных условиях растворение рекомендуется проводить в барабане на валковой мельнице со скоростью вращения 60 об/мин в течение 2...4 ч.

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

В процессе экспериментальных работ 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.

Сушка защитного покрытия осуществлялась подогретым очищенным воздухом в сушильном шкафу. Сушку слоя можно производить при температуре 15...25 °С в течение одного часа, при t = 50 °С – 40 мин, при t = 100 °С – 20...25 мин. Однако 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 растворение полимера можно проводить при повышении температуры до 40...50 °С, при этом значительно увеличивается скорость растворения полимера. Для приготовления лакового раствора Ф-32Л можно использовать и другие смеси растворителей – ацетона, амилацетата, толуола, циклогексана.

Вязкость растворов фторопласта Ф-32Л сильно изменяется от концентрации лака, который выпускается двух марок: Ф-32Л(В) и Ф-32Л(Н), и молекулярной массы полимера. 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).

Основными критериями оценки пленочного покрытия на колбах ЛЛ являются его 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 %) интегральный коэффициент пропускания света, но практически не выдерживают механических нагрузок при разрушении ламп (при падении ламп и их разбиве происходит разрушение защитной пленки, часто путем втягивания ее внутрь разбитой лампы под воздействием разницы атмосферного давления и разряжения в лампе). Проблема может быть решена двумя способами: использованием приема многократного нанесения 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. Из 25 разбитых ламп визуальных повреждений пленки не обнаружено. Была сформирована прочная защитная пленка, у которой разброс по толщине верхней и нижней части ламп составляет 25...30 %.

В ходе экспериментальных работ было выявлено, что оптимальные характеристики защитных покрытий

Таблица 1

Коэффициенты 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

получаются из растворов вязкостью 7,5 Па·с и выше (рекомендуемая вязкость 16...20 Па·с). Существенное влияние на бездефектное формирование защитных покрытий и обеспечение достаточной адгезии со стеклом и материалом 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. Данные по коэффициенту пропускания приведены в табл. 1.

В видимой области спектра светопропускание защитной ртутьнепроницаемой пленки практически не изменяется (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 0,00 %. Это свойство покрытий позволит стабилизировать работу ламп в условиях повышенной влажности окружающей среды. По результатам экспериментальных исследований был разработан технологический режим нанесения покрытий 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 охлаждение в термошкафу

Испытания защитного покрытия на КЛЛ было проведено на серийно выпускаемых КЛЛ мощностью 11 Вт (КЛ11/ТБЦ). Из партии случайным образом были отобраны 10 шт., 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 10 лампам приведены в табл. 2.

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 анализ показал, что этот эффект обусловлен утеплением покрытия не только холодной зоны ламп, но и трубки в зоне положительного столба и некоторым смещением зависимости светового потока от температуры окружающей среды в область высоких температур. Внешний вид испытуемых ламп не претерпел изменений – не обнаружено пожелтение покрытия или его отслаивания от колбы.

Таблица 2

Усредненные данные характеристик ламп типа КЛ11/ТБЦ

Особенности партии ламп	$U_с$, В	$U_л$, В	$I_л$, А	$P_л$, Вт	$Ф_л$, лм	$\eta_л$, лм/Вт
Лампы без покрытий (0 ч горения)	220	87,4	0,157	10,84	921,1	84,97
Лампы с покрытием:						
0 ч горения	220	87,3	0,160	11,04	939,5	85,1
100 ч горения	220	88,6	0,164	11,09	876,7	79,05
500 ч горения	220	86,1	0,164	10,68	788,6	73,83

Примечание. $U_с$ – напряжение сети; $U_л$ – напряжение на лампе; $I_л$ – ток на лампе; $P_л$ – мощность лампы; $Ф_л$ – световой поток лампы; $\eta_л$ – световая отдача лампы.

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.

УДК 669.017.3:539.2:539.3:061.3

Ж.М. Бледнова, П.О. Русинов, И.С. Мышевский, А.П. Юркова
(Кубанский государственный технологический университет, г. Краснодар)
E-mail: blednova@mail.ru

Влияние плазменного напыления механоактивированного порошка TiNi на структурно-фазовое состояние и функционально-механические свойства поверхностных слоев*

Рассмотрен комплексный метод формирования поверхностно-модифицированных слоев из материалов с эффектом памяти формы (ЭПФ), включающий плазменное напыление механоактивированных порошков на основе TiNi, последующие термическую и термомеханическую обработки, который позволил сформировать в поверхностных слоях наноразмерное состояние, обладающее повышенным уровнем функциональных, механических и эксплуатационных свойств; показано, что предварительная механоактивация порошка TiNi позволила снизить пористость покрытий и обеспечить повышение прочности сцепления покрытия с основой. Установлено, что после плазменного напыления механоактивированного порошка с ЭПФ TiNi на сталь происходит повышение циклической долговечности на 30...50 % в условиях многоцикловой усталости и износостойкости в 3–4 раза. На основании комплексных металлофизических исследований поверхностно-модифицированных слоев получены новые сведения о наноразмерной композиции.

Ключевые слова: *наноструктурированные покрытия, память формы, никелид титана, плазменное напыление, плазматрон, аморфные покрытия, термомеханическая обработка, свойства, температура превращения, мартенсит, аустенит, фаза, кристаллическая решетка, плазмообразующий газ, отжиг.*

The complex method of formation of the is superficial-modified layers from materials with SME, including a plasma dusting mechanically activated powders on the basis of TiNi is considered, the subsequent thermal and thermomechanical processing has allowed to generate in blankets nanosize the condition possessing raised level of functional, mechanical and operational properties; it is shown, that preliminary mechanically activated powder TiNi has allowed to lower porosity of coverings and to provide increase of durability of coupling of a covering with a basis. It is established, that after a plasma dusting mechanically activated a powder with SME TiNi on a steel there is an increase of cyclic durability on 30...50 % in the conditions of multicyclic weariness and wear resistance in 3–4 times. On the basis of complex metallophysics researches of the is superficial-modified layers new data about nanosize compositions are received.

Keywords: *nanostructure coverings, memory of the form, nikel the titan, plasma dusting, plasmatron, amorphous coverings, thermomechanical processing, properties, transformation temperature, martensite, austenite, a phase, a crystal lattice, plasma gas, annealing.*

Введение

Одной из главных особенностей современных наукоемких технологий является стремление создавать и использовать новые материалы, обладающие, помимо уникальных сочетаний механических, физических и других свойств, способностями активно реагировать на изменение внешних условий или внешнее воздействие (интеллектуальные материалы). К числу таких материалов относятся, в первую очередь, сплавы с ЭПФ [1, 2]. Уникальное сочетание функциональных свойств памяти с высокими механическими характеристиками нашли широкое практическое применение при создании изделий, стабильно работающих в условиях длительного механоциклирования, коррозионных сред, ударных воздействий и интенсивного изнашивания, с возможностью обратимого формоизменения [3–5]. Непосредственное использование сплавов с ЭПФ в качестве конструкционных материалов в машиностроении хотя и открывает широкие возможности, но является дорогостоящим. Этот недостаток может быть компенсирован созданием новых экономичных технологий формирования поверхностных слоев из сплавов с ЭПФ [6].

* Работа выполнена при поддержке гранта № 16.740.11.0210, НИР № 2.15.124 Министерства образования и науки Российской Федерации.

Значительное повышение функционально-механических свойств поверхностных слоев из сплавов с ЭПФ может быть достигнуто при формировании наноструктурного состояния [7]. Формирование наноструктурных состояний как в объеме, так и на их поверхности достигается различными комбинированными методами обработки в условиях высокоэнергетических воздействий [7–9]. При этом в комбинированных методах реализуется принцип синергетичности, который проявляется в новых качественных эффектах при совмещении процессов различного кинетического механизма [10]. Именно таким совмещенным процессом являются измельчение и *механическая активация* (МА) порошков для поверхностного модифицирования [9, 11].

Цель работы – повышение функционально-механических свойств стальных изделий путем создания наноструктурного состояния в покрытии из материала с ЭПФ плазменным напылением МА-порошка TiNi.

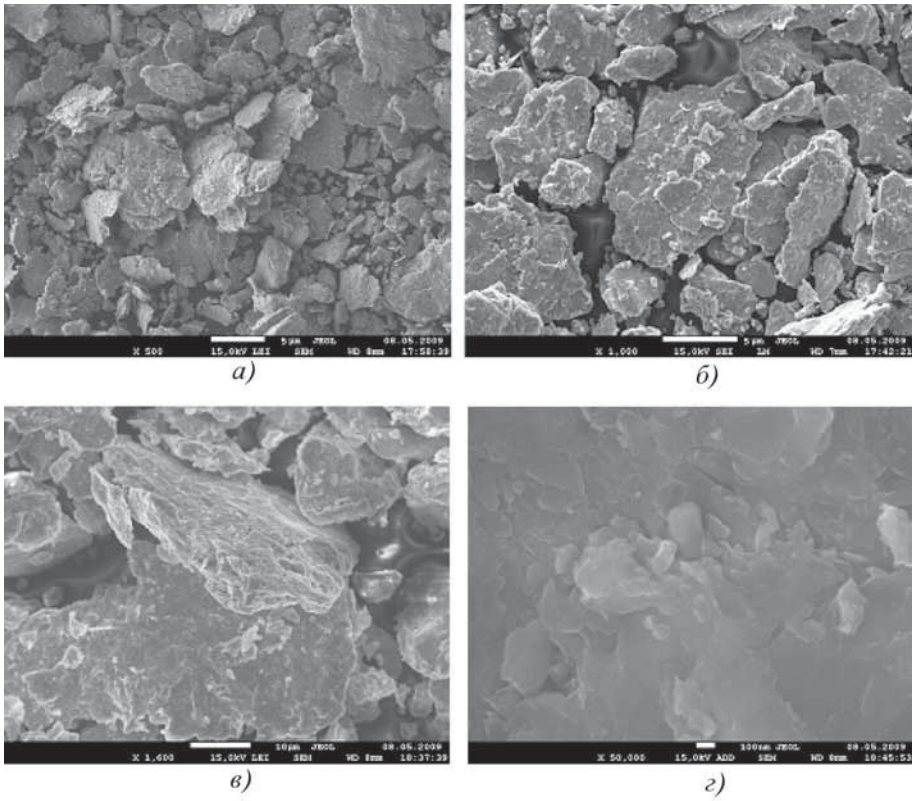


Рис. 1. Порошок ПН55Т45 механически активированный в аттриторе в течение 1 ч: *а* – ×500; *б* – ×1000; *в* – ×1600; *г* – ×50 000

Методы проведения исследований

Для формирования поверхностных слоев TiNi на стали использовали технологию плазменного напыления МА-порошков марок ПН55Т45 и ПНК1-ВЛ7. Напыление TiNi осуществляли через промежуточный слой чистого никеля Ni (δ = 100 мкм), обеспечивающего прочную связь на границе сталь–TiNi, на цилиндрических (∅ 10 мм, сталь 45) образцах. Общая толщина слоя варьировалась в пределах 0,9...1 мм.

Порошки Ni, NiTi марок ПНК1-ВЛ7, ПН55Т45 для плазменного напыления подвергались МА в высокоскоростной планетарной шаровой мельнице (аттриторе), со стальной мешалкой и стальными шарами ∅ 6 мм. Скорость вращения мешалки составляла 900 мин$^{-1}$, отношение массы шаров к массе загрузки порошка 20:1.

В процессе МА порошка ПН55Т45 происходит его дробление и пластическое деформирование. Частички порошка ПН55Т45 до МА имели размер 5...18 мкм, после МА представляют собой плоские диски размером от 0,9 до 7 мкм с наночастицами (рис. 1). Зависимость среднего размера частиц порошка TiNi от времени МА представлена на рис. 2.

Плазменное напыление осуществлялось на модернизированной универсальной плазменной установке "УПУ-3Д" [12, 13]. Плазмообразующим газом являлась аргоно-азотная смесь. В результате отработки технологического процесса и статистической обработки технологических параметров установлены оптимальные режимы плазменного напыления материалов с ЭПФ TiNi: плазмообразующий газ Ar = 80 %, N_2 = 20 %; дистанция напыления 150 мм; напряжение 38 В; ток 305 А; мощность 11,6 кВт; расход плазмообразующего газа 0,483 л/с; плазмообразующий газ Ar = 70 %, N_2 = 30 %; дистанция напыления 150 мм; напряжение 47 В; ток 297 А; мощность 13,96 кВт; расход плазмообразующего газа 0,467 л/с. Поверхностный слой TiNi поэтапно подвергали полному *термомеханическому циклу* (ТМЦ) об-

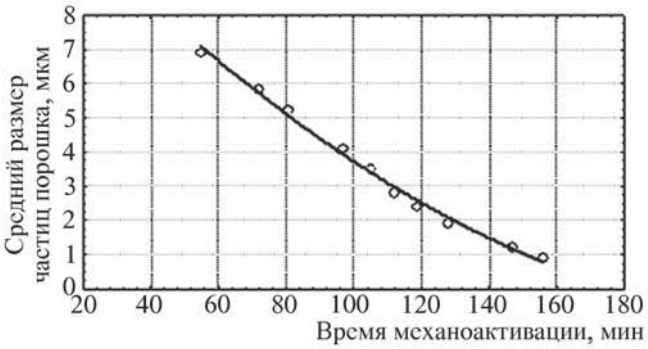


Рис. 2. Зависимость среднего размера частиц порошка ПН55Т45 от времени механоактивации

работки, включающему механическую, термическую и комбинированную *термомеханическую обработки* (ТМО) [12].

Рентгенофазовый анализ проводили на дифрактометре "Shimadzu XRD-7000" в CuK_α излучении (λ = 1,54051). Микроструктуру и химический анализ материала сталь–сплав TiNi анализировали на электронном микроскопе сверхвысокого разрешения "JSM-7500F". Испарение и нагревание анализируемого образца осуществлялось с помощью дуговых и искровых разрядов, затем проводилась расшифровка спектров и оценка интенсивности спектральных линий соответствующих элементов.

Многоцикловые усталостные испытания цилиндрических образцов из стали 45 проводили на установке "МУИ-6000". Количественную оценку износостойкости осуществляли гравиметрическим методом с помощью аналитических весов "WA-33".

После напыления и механической обработки в размер проводили вакуумный отжиг образцов: сталь+TiNi при T = 873 К в течение 1 ч. Для придания поверхностному слою необходимых функционально-механических свойств его подвергали ТМО методом *поверхностного пластического деформирования* (ППД) в условиях комнатных температур (20...30 °С) в несколько приемов. Обкатку цилиндрических образцов из стали 45 с TiNi-покрытием проводили в условиях комнатных температур при следующих параметрах обкатки роликами: контактная нагрузка на каждый ролик P = 3...4 кН, диаметр ролика d_1 = 50 мм, ширина ролика b_1 = 8 мм, скорость обкатки v = $94 \cdot 10^{-3}$ м/с, продольная подача S = 0,08 мм/об. Термомеханический возврат образцов, подвергнутых комбинированной обработке в ТМЦ, контролировали после нагрева до температур обратного мартенситного превращения.

Результаты исследований и их обсуждение

Структурно-механические особенности формирования поверхностных слоев из сплава с ЭПФ. В результате плазменного напыления МА порошков образуется нанокристаллическое покрытие (рис. 3, *а*) с минимальным содержанием пор 3...5 % (рис. 3, *б*), увеличивается прочность сцепления покрытия с основой (50...60 МПа).

Результаты рентгенофазового анализа показали, что при комнатной температуре исходное фазовое состояние слоя TiNi после плазменного напыления МА-порошка представлено фазами: мартенситной B19′ с моноклинной решеткой, аустенитной B2 с кубической решеткой, Ti_3Ni_4 с ромбоэдрической решеткой, Ni_3Ti с гексагональной решеткой, $NiTi_2$ с кубической решеткой, небольшое количество TiO и $NiTiO_3$ с ромбоэдрической решеткой (менее 1 %) (рис. 4). Наличие небольшого количества побочных интерметаллидных фаз Ni_3Ti связано с различием в коэффициентах диффузии Ni и Ti ($D_{Ni} > D_{Ti}$), поэтому при их взаимодействии образуется интерметаллид с большим содержанием легко диффундирующего компонента.

Структура напыленного слоя TiNi имеет крайне слабую травимость обычными реактивами, что во многом объясняется сильным измельчением зерна в результате высокоскоростного нагрева, быстрого охлаждения и значительной деформации (рис. 5), что обеспечивает особые структурные эффекты. В связи с характерными особенностями плазменного напыления МА-порошка (высокая скорость охлаждения и быстрая закалка покрытия) при напылении в поперечном разрезе слоя TiNi отсутствуют четко выраженные столбчатые дендриты, структура может быть охарактеризована как нанокристаллическая. Микротвердость TiNi-слоя составляет H_μ = 10...12 ГПа.

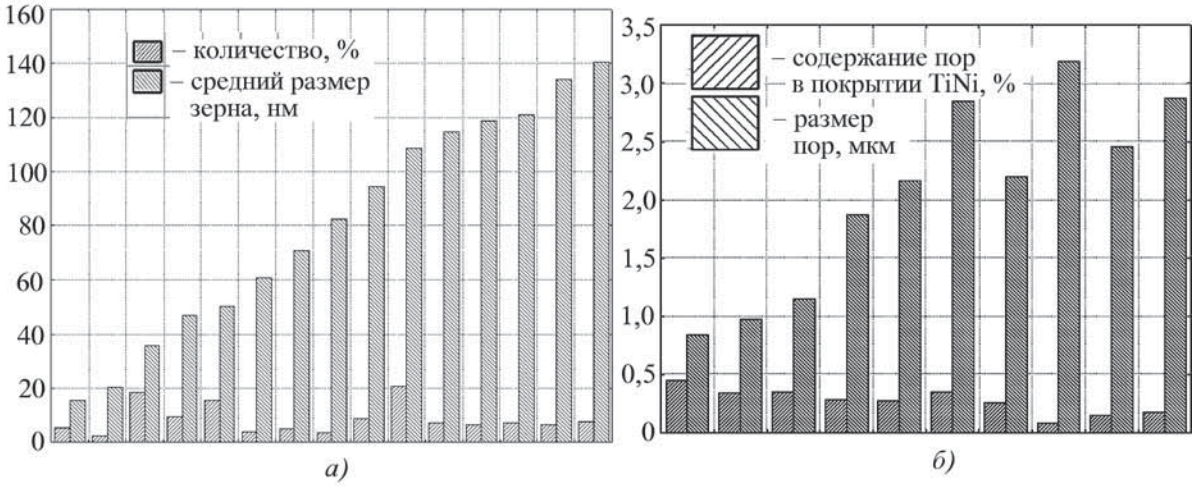


Рис. 3. Покрытие TiNi:
а – количественное распределение размера зерен и их процентное содержание; *б* – распределение пор и их процентное содержание

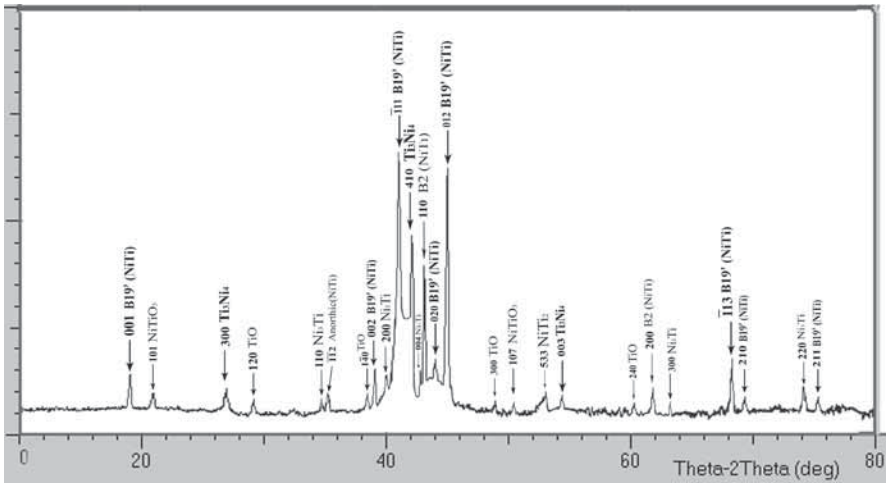


Рис. 4. Рентгенограмма поверхности TiNi, полученной плазменным напылением МА порошка, δ = 1 мм

Поверхностные слои, сформированные при плазменном напылении, имеют явно выраженную переходную зону между слоем с ЭПФ и основой. Зона раздела и размер переходного слоя колеблются от ~20...50 мкм в зависимости от параметров обработки и материала основы. В промежуточном слое резко снижается концентрация элементов Ti и Ni, за его пределами эти элементы отсутствуют, что подтверждается результатами химического анализа переходного слоя, приведенными в таблице.

Механизм формирования наноструктурного состояния при плазменном напылении механоактивированного порошка TiNi. На рис. 6 представлена схема формирования наноструктурного состояния покрытий из материалов с ЭПФ в процессе плазменного напыления МА порошка TiNi.

В результате МА в локальных микрообъемах порошка возникают внутренние напряжения, релаксация которых зависит от свойств материала и условий нагружения. Согласно существующим теориям в механохимии [11], инициирование механохимических превращений обеспечивается теплом, выделяющимся при обработке порошков, энергией дислокаций при пластической деформации, высвобождением упругой энергии, аккумулированной в твердом теле, наличием многочисленных межфазных границ.

В процессе МА частицы порошка подвергаются интенсивной пластической деформации, что приводит к повышению температуры и образованию многочисленных дефектов, которые и являются центрами образования нанозерен. После каждого соприкосновения с рабочим телом частица порошка рез-

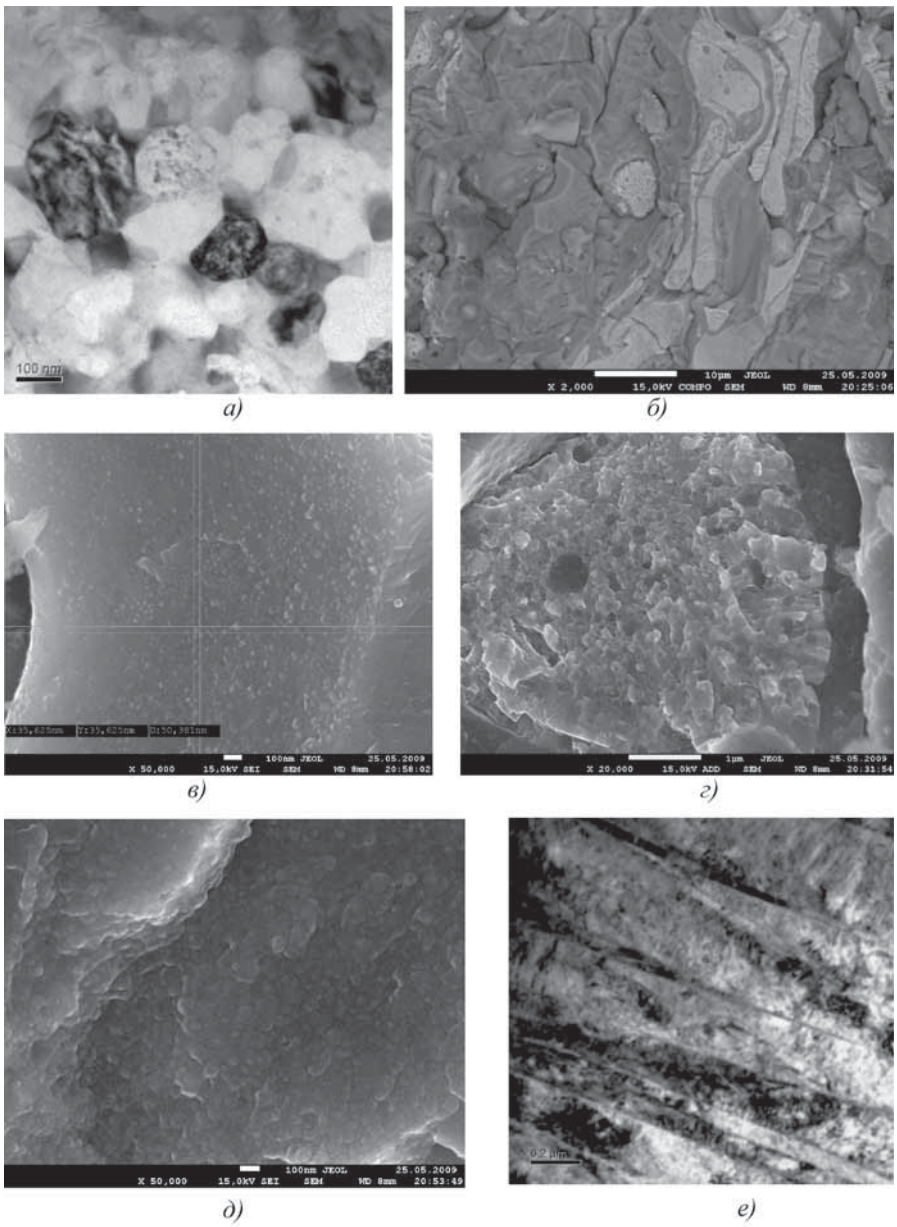


Рис. 5. Наноструктурированное TiNi-покрытие, полученное плазменным напылением МА-порошка:
а – ×120 000; *б* – ×2000; *в* – ×50 000; *г* – ×20 000; *д* – ×50 000; *е* – микроструктура B19′ мартенсита, ×100 000

Таблица

Результаты химического анализа переходного слоя сталь–TiNi на глубине $\delta_{TiNi+Ni}$ = 1,1 мм

Сталь с поверхностным слоем TiNi+подслой Ni	Содержание химических элементов, % ат.					
	Cr	Mn	Si	Cu	Ni	Fe
Сталь 45	0,25	0,8	0,3	0,2	7,8	90,65

ко охлаждается до температур, близких к комнатным (в качестве инертной среды использовался бензин "калоша", камера аттритора охлаждалась водой). При последующих соприкосновениях с рабочим телом происходит дальнейшее формирование нанозерен. Формирование нанозерен будет происходить до тех пор, пока либо вся частица не приобретет нанокристаллическую структуру, либо нанозерна не достигнут критического размера, при котором дальнейшее пластическое деформирование невозможно. Учитывая, что обрабатываемые сплавы с ЭПФ являются интенсивно упрочняющимися, резкое их охлаждение в жидкой среде приводит к повышению хрупкости и дальнейшему измельчению.

Поскольку плазменное покрытие формируется путем постепенного наложения отдельных частиц – сплэтов (см. рис. 3), движущихся и твердеющих с высокой скоростью, то фазовый состав, структура и свойства плазменных покрытий зависят от температуры, скорости соударения частиц с подложкой и их охлаждения (10^6...10^8 К/с), которые определяются параметрами технологического процесса плазменного напыления, основными из которых являются: ток дуги, напряжение, расход и состав плазмообразующего газа, расход порошка и транспортирующего газа, дистанция и угол напыления, скорость перемещения и подача плазматрона, скорость вращения покрываемой детали и др.

В процессе кристаллизации расплавленной частицы, попадающей на холодную подложку, происходят сильная пластическая деформация и кристаллизация металла при больших степенях переохлаждения. В результате такой кристаллизации в расплаве образуются кристаллические зародыши на флуктуациях дальнего порядка. При больших степенях охлаждения образуются зародыши, критический размер которых $r_к$ определяется степенью переохлаждения $r_к = 2\gamma / \Delta g_и$, где γ – удельная (на единицу площади поверхности) энергия поверхности раздела жидкость–твердая фаза; $\Delta g_и$ – движущая сила (свободная энергия на единицу объема), направленная на изменение агрегатного состояния.

Расплав, в котором образуются зародыши кристаллов, аморфизируется. Наличие больших пластических деформаций при плазменном напылении интенсифицирует процесс аморфизации. Аморфная составляющая может претерпевать динамическую полигонизацию, поскольку имеет место горячая пластическая деформация. В результате динамической полигонизации аморфная структура претерпевает превращение в нанокристаллическую структуру, состоящую из мелких субзерен. По-видимому, аморфная составляющая в этих сплавах невелика. Поэтому в сплавах TiNi основной процесс формирования наноструктуры обусловлен кристаллизацией на флуктуациях ближнего порядка в расплаве.

Типы и морфология продуктов кристаллизации при плазменном напылении определяются химическим составом и термодинамическими характеристиками образующихся кристаллических фаз.

Полученное TiNi-покрытие имеет наноразмерную структуру с размером зерна 15...140 нм (см. рис. 3), на рис. 5, *а* показана наноразмерная структура аустенита B2 (размер зерна 80...120 нм) с включениями интерметаллидной фазы Ti_2Ni (размер зерна 10...30 нм). На рис. 5, *е* представлена игольчато-пластинчатая структура моноклинной фазы B19′TiNi.

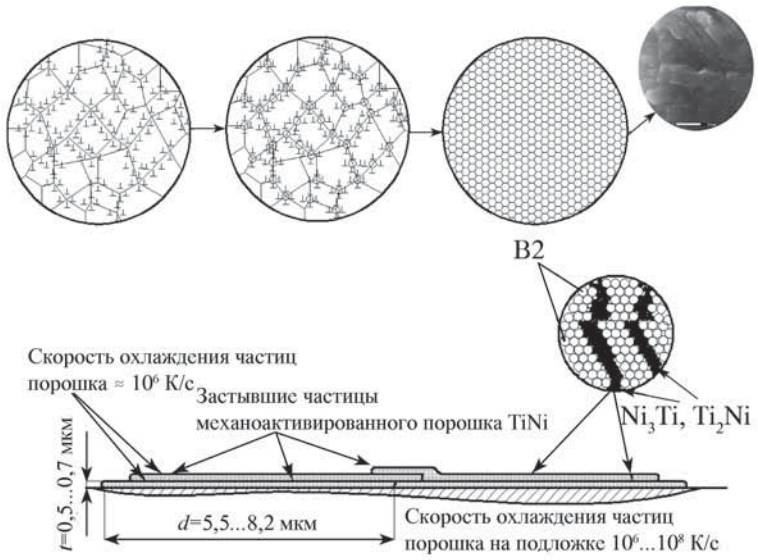


Рис. 6. Схема формирования наноструктурного состояния в процессе плазменного напыления МА порошка из сплава с ЭПФ на основе TiNi

Влияние термической обработки на структуру и функционально-механические свойства поверхностного слоя TiNi. Основная цель термической обработки в работе – стабилизация структуры при возможной релаксации остаточных внутренних напряжений после напыления. Известно, что с ростом температур отжига для сплавов с памятью активизируются процессы релаксации напряжений и устранения дефектов. При этом установлено, что при превышении температуры 873 К в сплавах TiNi происходит рекристаллизация с выделением фаз $Ti_{11}Ni_{14}$, Ti_2Ni_3 [2, 3].

Термомеханическая обработка использовалась как необходимый способ эффективного повышения комплекса функционально-механических

свойств поверхностного слоя из сплава с ЭПФ. В практическом плане наибольший интерес представляют такие функциональные свойства, как реактивные напряжения при запрете возврата деформации и обратимая деформация. Для обеспечения этих характеристик необходима комплексная обработка с определенными деформационными условиями, соответствующими температурному интервалу мартенситных превращений поверхностного слоя из сплава с ЭПФ. Так, достижение необходимого уровня развиваемых реактивных напряжений формовосстановления TiNi (σ_R) и обратимой деформации (ε_R) в термомеханическом цикле обработки поверхностного слоя осуществлялось как в условиях комнатных температур, так и повышенных температур обкаткой цилиндрических поверхностей.

Эффективный слой из сплава TiNi в свободном состоянии восстанавливает наведенную деформацию при нагреве до температур A_s-A_f. При выборе оптимального диапазона пластического деформирования стали с поверхностным слоем TiNi необходимо учитывать ограничение допустимой степени деформации, которая определяется механическими свойствами покрытия и основы. Наведенная пластическая деформация не должна превышать 6...15 %, поскольку более высокая степень деформирования в некоторой мере подавляет эффект памяти формы, увеличивая при этом величину неупругих деформаций [15].

После проведения отжига с последующим пластическим деформированием слоя TiNi наблюдается высокая плотность дефектов кристаллического строения аустенитной B2-фазы с формированием мелкозернистого аустенита (TiNi-размер зерна порядка 60...80 нм), что приводит к повышению микротвердости (частично снимаемой отжигом) и циклической долговечности всех исследуемых образцов. Исследования показали, что при полном цикле обработки, включающем плазменное напыление МА TiNi, отжиг, а затем ППД приводят к формированию однородной нанокристаллической структуры, повышению долговечности и функционально-механических возможностей сплавов с ЭПФ. Такая тренировка слоя TiNi в несколько приемов дает сочетание повышенной твердости и сопротивления усталости при малоцикловом нагружении со стабильными функциональными характеристиками ЭПФ.

Эксплуатационные свойства покрытий из сплава с ЭПФ TiNi. Общеизвестно об уникальных усталостных свойствах никелида титана, его износо- и коррозионностойкости [1, 3, 14]. Этот сплав в различных формах: проволоки, лент и полос оказывает высокое сопротивление в условиях циклического нагружения. Высокие характеристики сопротивления усталости получены и при исследовании TiNi-слоев после аргонодугового способа наплавки [6]. В работе, как показали испытания образцов (сталь 45 + TiNi) на многоцикловую усталость при изгибе с вращением, наблюдается повышение долговечности (рис. 7, *а*). Предел выносливости (σ_{-1}) стали 45 без покрытия составил 275 МПа, а после ПМСЭПФ NiTi – 415 МПа (увеличился на 51 %).

Повышение долговечности образцов с наноструктурированным поверхностным слоем TiNi объясняется как особенностями разрушения наноструктурированных материалов, заключающимися в торможении разрушения на границах зерен, препятствии ветвлению и движению трещин вследствие упрочнения границ, так и псевдоупругостью поверхностного слоя TiNi, присущей материалам с ЭПФ. Накопленная поверхностным слоем деформация способна восстанавливаться в процессе циклической разгрузки и, таким образом, не накапливаться в материале, что повышает его долговечность [16].

В настоящее время для определения величины износа материалов применяют различные методы, среди которых можно отметить массовый, метод определения линейного износа, метод искусственных баз и др. Испытание на износостойкость образцов поверхностно модифицированных TiNi производилось по величине убыли массы NiTi (ГОСТ 16429–70). Испытания проводили при сухом трении закаленной втулки из стали У10 о поверхность образцов с покрытиями толщиной 1 мм, скорость вращения образца внутри втулки составляет 1500 об/мин, при нагрузке 300 Н. Через каждые 2 мин образцы взвешивали.

На рис. 7, *б* представлены результаты обработки этих экспериментов (с помощью прикладного пакета Statistica v 6.0 в среде SPSS) при испытаниях на износостойкость стали 45 после поверхностного модифицирования TiNi. Полученные зависимости описываются уравнениями общего вида: $I = C + at$, где C, a – эмпирические коэффициенты (C = 0,099; a = 0,048); t – время, мин. Результаты исследования показали, что увеличение износо-

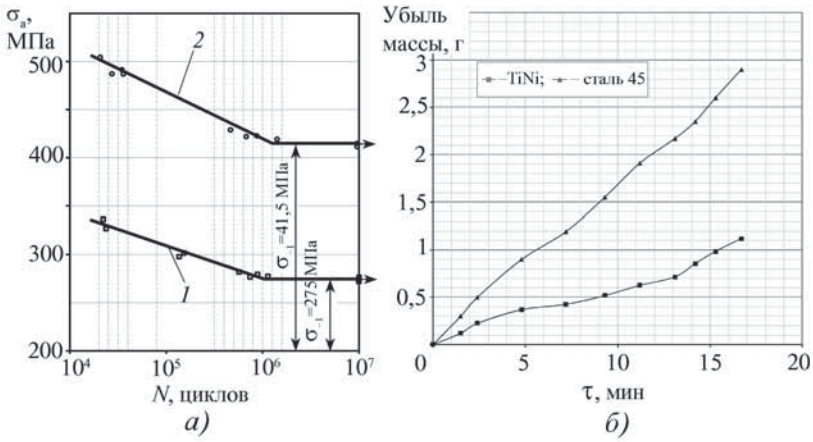


Рис. 7. Влияние поверхностного модифицирования стали 45 материалом с ЭПФ на основе TiNi:
а – на предел выносливости на воздухе; *б* – на интенсивность изнашивания; *1* – сталь 45 без покрытия; *2* – сталь 45 с покрытием TiNi, δ = 1 мм

стойкости стали 45 с покрытием TiNi после плазменного напыления МА-порошка и последующего отжига составило ~30...90 %, а повышение износостойкости в результате полного ТМЦ обработки – ~3–4 раза.

Выводы

В результате проведенных исследований установлено, что комплексный метод формирования поверхностно-модифицированных слоев из материалов с ЭПФ, включающий плазменное напыление МА-порошков на основе TiNi, последующую термическую и ТМО позволил сформировать в поверхностных слоях наноразмерное состояние, обладающее повышенным уровнем функциональных, механических и эксплуатационных свойств; показано, что предварительная механоактивация порошка TiNi позволила снизить пористость покрытий (пор менее 3...5 %) и обеспечить прочность сцепления покрытия с основой (60 МПа).

Экспериментально установлено, что после плазменного напыления МА-порошка с ЭПФ на основе TiNi циклическая долговечность в условиях многоцикловой усталости увеличивается на ~30...50 %. Износостойкость стали 45 после напыления и отжига TiNi-слоев увеличилась в 3–4 раза, а после их тренировки в ТМЦ – в 3,8–4,7 раза.

Описан механизм формирования наноструктурного состояния в порошках TiNi при интенсивной пластической деформации в процессе МА, включающий стадии высокоскоростного деформирования, полигонизации и рекристаллизации; показано, что образовавшиеся при механоактивации наноструктурированные частицы порошка в процессе плазменного напыления при соприкосновении с холодной подложкой испытывают высокие контактные давления, приводящие к деформированию частицы в соотношении 1:7,7; выделение энергии, запасенной в процессе механической активации в виде различного рода дефектов, приводит к лучшему соединению напыляемых частиц между собой и с основой, т.е. обеспечивает хорошие адгезионные свойства и меньшую пористость, а имеющий место высокий градиент температур между подложкой и частицей порошка создает дополнительные условия наноструктурирования.

Кристаллизация в процессе плазменного напыления сопровождается образованием зародышей на флуктуациях дальнего порядка, количество и размер которых определяется степенью переохлаждения. При охлаждении с критической скоростью кристаллизация протекает в условиях дефицита тепла и температура на фронте растущего кристалла резко снижается. Это приводит к приостановке роста кристаллов на определенном этапе, и расплав, оставшийся непревращенным, затвердевает с образованием аморфного состояния. Аморфная составляющая, испытывая горячую пластическую деформацию, в дальнейшем претерпевает динамическую рекристаллизацию с образованием наноразмерной структуры.

На основании комплексных металлофизических исследований поверхностно-модифицированных слоев (электронная микроскопия, спектроскопия, рентгенофазовый, калориметрический, дюрометрический анализ) получены новые сведения о наноразмерной композиции в пределах поверхностно-модифицированного слоя, о его механических свойствах, фазовом составе, определяющем функциональные свойства, что позволяет находить пути их целенаправленного формирования для различных условий эксплуатации.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Хачин В.Н., Пушин В.Г., Кондратьев В.В.** Никелид титана: Структура и свойства. М.: Наука, 1992. 161 с.
2. **Otsuka K., Kakeshita T.** Science and technology of shape-memory alloys: new developments // Mrs bulletin. 2002. P. 91–98.
3. **Материалы** с эффектом памяти формы: справ. изд. / Под ред. В.А. Лихачева. Т. 1. СПб.: Изд-во НИИХ СПбГУ, 1997. 424 с.
4. **Duering T.W. et all.** Engineering Aspects of Shape Memory Alloys. London: Buttenworth-Heinemann, 1990. 499 p.
5. **Молодцов Г.А. и др.** Формостабильные и интеллектуальные конструкции из композитных материалов. М.: Машиностроение, 2000. 352 с.
6. **Бледнова Ж.М., Махутов Н.А., Чаевский М.И.** Поверхностное модифицирование материалами с эффектом памяти формы. Краснодар: Издательский дом-ЮГ. 354 с.
7. **Устинов В.В., Пушин В.Г., Сагарадзе В.В.** Нанотехнологии получения функциональных и конструкционных интеллектуальных материалов с памятью формы в институте физики металлов уральского отделения РАН // Материалы первой междунар. науч.-техн. конф. "Нанотехнология функциональных материалов". СПб. НИУ СПбГПУ, 2010. С. 42–44.
8. **Валиев Р.З.** Создание наноструктурных металлов и сплавов с уникальными свойствами, используя интенсивные пластические деформации // Российские нанотехнологии. 2006. № 1–2. С. 208–216.
9. **Поверхностные** слои и внутренние границы раздела в гетерогенных материалах / Под ред. В.Е. Панина. Новосибирск: Изд-во СО РАН. 2006. 520 с.
10. **Наноразмерные** эффекты в процессах самоорганизации и структурообразования в неорганических материалах / Е.Г. Степанов, С.П. Серебряков, Л.В. Березина, М.А. Абрамов // Материалы Всероссийской конф. "Нанотехнологии в производстве авиационных газотурбинных двигателей летательных аппаратов и энергетических установок" "ГТД-нанотехнологии–2010". РГАТА. 2010. С. 12–16.
11. **Фундаментальные** основы механической активации, механосинтеза и механохимических технологий. Новосибирск: Изд. СО РАН, 2009. 342 с.
12. **Бледнова Ж.М., Русинов П.О.** Формирование наноструктурированных поверхностных слоев из материалов с памятью формы на основе TiNi и NiAl // Российские нанотехнологии. 2010. № 3–4. С. 58–64.
13. **Пат. 2402628.** Установка для получения наноструктурированных покрытий деталей с цилиндрической поверхностью с эффектом памяти формы / Ж.М. Бледнова, П.О. Русинов. Заявл. 23.03.2009; Опубл. 27.10.2010.
14. **Ооцука К., Симидзу К. и др.** Сплавы с эффектом памяти формы. М.: Металлургия, 1990. 224 с.
15. **Структурно-механические** свойства материалов, поверхностно-модифицированных сплавами с эффектом памяти формы / Ж.М. Бледнова, Д.Г. Будревич, Н.А. Махутов, М.И. Чаевский // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. 2003. № 9. С. 61–64.
16. **Матвиенко Ю.Г.** Деформирование и разрушение наноматериалов на микро- и наномасштабных структурных уровнях // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. 2007. Т. 73. № 1. С. 83–90.

УДК 621.791.76:621.7.044.2

А.Ф. Ильющенко[1], И.В. Фомихина[1], В.Н. Ковалевский[2]
([1]Институт порошковой металлургии НАН Беларуси,
[2]Белорусский национальный технический университет)
E-mail: incentr@tut.by

Закономерности и механизм формирования структуры стали 38ХН3МФА методами высокоскоростной пластической деформации и термообработки

Исследовано влияние высокоскоростной пластической деформации и термообработки на структуру и свойства стали 38ХН3МФА методами металлографического, рентгеноструктурного анализов, сканирующей и просвечивающей электронной микроскопией и определены механические свойства. Установлено, что при высокоскоростной пластической деформации в 1,2–1,3 раза повышается прочность стали 38ХН3МФА с сохранением высоких показателей пластичности и ударной вязкости, что достигается формированием структуры фрагментированного мартенсита деформации, образованием ячеистой полигональной структуры, растворением упрочняющих карбидов с повышением степени легированности матрицы и последующим старением с выделением дисперсных частиц в направлении деформации.

Ключевые слова: *сталь 38ХН3МФА, высокоскоростная пластическая деформация, термообработка, структурно-фазовые превращения, тонкая структура, свойства.*

The effect of high-speed plastic deformation and heat treatment processing on the structure and properties of steel grade 38HN3MFA via metallographic, x-ray structure analysis, scanning and transmission electron microscopy and determination of mechanical properties was studied. It was established that at high-speed plastic deformation the strength of steel grade 38HN3MFA increases 1,2–1,3 times, high levels of ductility and impact hardness maintained. This is achieved by the structure formation of the fragmented deformation martensite, formation of a polygonal mesh structure, dissolution of strengthening carbides with increasing degree of matrix alloying and subsequent aging with the release of dispersed particles in the direction of deformation.

Keywords: *steel grade 38HN3MFA, high-speed plastic deformation, heat treatment, structural phase transformations, fine structure, properties.*

Введение

Техническое перевооружение производства, интенсификация технологических процессов, развитие отраслей новой техники выдвигают требования к повышению работоспособности материала трубных изделий, эксплуатируемых в условиях высоких температур, давлений, скоростей, газовой эрозии. Повышение работоспособности материала трубных изделий путем создания слоистых композиционных материалов с заданными свойствами упрочнением и сваркой взрывом является важной и перспективной задачей [1].

Использование высокопрочных сталей в качестве наружной оболочки, выдерживающей динамические нагрузки, и эрозионно-стойких сплавов молибдена, хрома, ниобия и кобальта в качестве внутреннего защитного слоя позволяет с помощью сварки взрывом получать высокопрочное соединение компонентов и в процессе деформации материалов управлять структурой и свойствами слоистого композиционного материала [2].

Несмотря на активное развитие импульсных методов создания новых композиционных материалов, существуют трудности практического и научного плана при изготовлении слоистых трубных изделий, связанные с толстостенностью труб, соединением материалов низкой пластичности, изготовлением изделий большой длины, распределением компонентов по длине. Возникает проблема сварки взрывом трубных заготовок с нагревом. Недостаточно изученными остаются механизмы и закономерности формирования строения и свойств компонентов, зоны соединения под действием высокоскоростной деформации и температуры.

Цель работы – изучение закономерностей структурообразования стали 38ХН3МФА, являющейся одной из компонентов слоистого композита, образованного методами высокоскоростной пластической деформации и термообработки с получением заданных свойств.

В работе приводятся результаты исследования микроструктуры, фазового состава, тонкой структуры, механические свойства. Рассматриваются закономерности и механизм формирования структуры в стали 38ХН3МФА под действием высокоскоростной пластической деформации и температуры.

Методы проведения исследований

Металлографические исследования проводили на световом микроскопе "MeF-3" фирмы Reichert (Австрия).

Фазовый состав и параметры тонкой структуры определяли по методу рентгеновской дифракции на дифрактометре общего назначения ДРОН-3.0 в CuK_α-монохроматизированном излучении, вторичная монохроматизация осуществлялась пиролитическим графитом с вращением образца в собственной плоскости в непрерывном режиме с шагом по углу 0,1° в интервале углов $2\theta = 20° - 143°$. Сбор и обработка информации осуществлялись с помощью программы WinDif. Для расчета параметров тонкой структуры использовали специальный пакет программ гармонического анализа профиля рентгеновской линии (ГАРФЛ), позволяющий автоматизировать рентгенодифрактометрические исследования параметров тонкой структуры.

Морфологию излома исследовали на сканирующем электронном микроскопе высокого разрешения "Mira" фирмы Tescan (Чехия).

Тонкую структуру изучали на просвечивающем электронном микроскопе "ЭМ-125" с ускоряющим напряжением 125 кВ.

Испытания на растяжение проводили на универсальной испытательной машине "Instron 1195" (Англия) со скоростью нагружения 2 мм/мин по ГОСТ 1497–84.

Ударную вязкость определяли на маятниковом копре МК 30-А с максимальной энергией удара маятника 300 Дж по ГОСТ 9454–78.

Результаты исследований и их обсуждение

Структурно-фазовые превращения в стали 38ХН3МФА. Исследование структурных превращений в стали 38ХН3МФА выполняли на образцах в состоянии улучшения (закалка 850 °С в масле, отпуск 600 °С с охлаждением на воздухе), после радиальной ковки в режимах профилирования внутренней поверхности ($\varepsilon = 40$ %) и высокоскоростной деформации ($\varepsilon = 30$ %, $T = 20$, 400 и 800 °С). Структура улучшенной стали представляет собой сорбит с твердостью 28 HRC, после радиальной ковки – текстурованный сорбит с твердостью 32 HRC, после взрывной обработки (850 °С) – мартенсит и бейнит с твердостью 60 HRC.

Рентгеноструктурный анализ карбидного осадка и матричной фазы в медном монохроматическом излучении показал, что в твердом растворе присутствуют карбиды типа M_3C, M_7C_3, $M_{23}C_6$, MC. Высокоскоростная деформация при 850 °С аустенита и последующее охлаждение приводят к увеличению физического уширения матрицы, повышению плотности дислокаций, сопровождаются образованием мартенситных пластин, несущих следы пластической деформации в виде фрагментированных поверхностей. Параметры тонкой структуры стали после термообработки и высокоскоростной деформации приведены в табл. 1.

Распределение карбидов оценивали с помощью сканирующей электронной микроскопии на изломах. Микроструктура и распределение карбидов на изломах стали приведены на рис. 1. Анализ результатов измерения размера частиц и расстояний между частицами показал, что улучшение приводит к образованию как тонкодисперсных карбидов (0,029 мкм), так и более крупных (0,27...0,29 мкм) со средним расстоянием между ними 0,26...0,30 мкм. Радиальная ковка ведет к росту и огрублению карбидов: наряду с мелкими (0,04 мкм) встречаются карбиды 0,59 мкм с расстоянием между ними 0,24...0,3 мкм. Высокоскоростная деформация сопровождается растворением мелких карбидов с последующим выделением частиц на пластинах мартенсита размерами меньше 0,01 мкм. Основной размер карбидов составляет 0,07...0,16 мкм с расстоянием между ними 0,08...0,11 мкм. Наряду с этим образуются в результате коагуляции близлежащих карбидов и сравнительно крупные карбиды (0,36...0,45 мкм) с достаточно большим расстоянием между ними (0,55...0,64 мкм).

Исследования тонкой структуры на просвечивающем электронном микроскопе "ЭМ-125" с ускоряющим напряжением 125 кВ показали, что в структуре стали в состоянии улучшения на ферритных участках

Таблица 1

Параметры тонкой структуры стали 38ХН3МФА после термообработки и высокоскоростной деформации

Режим обработки	Уширение линии β, рад.	Параметр кристаллической решетки, *a*, Å	Межплоскостное расстояние карбидов, Å			
			M_3C (322)	M_7C_3(820)	$M_{23}C_6$(660)–(322)	MC (311)
Исходный	0,9201	2,870	1,216	1,316	1,241	1,251
Упрочненный	0,2873	2,869	1,217	1,318	1,243	1,252
Закалка в масле	0,4038	2,871	Не выявлено	1,320	1,246	1,257

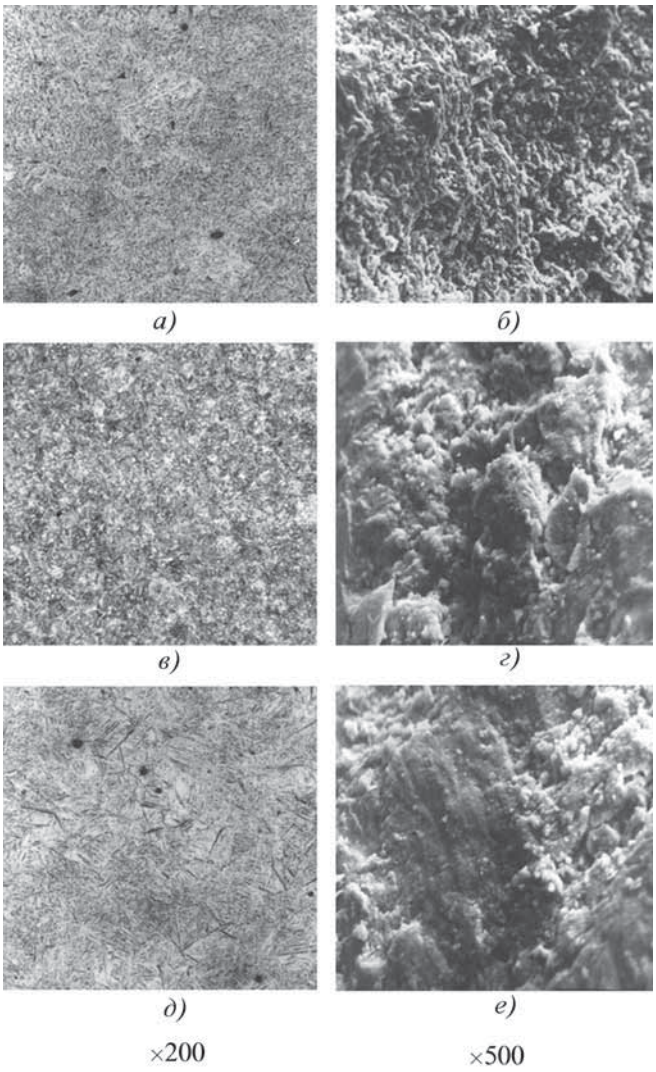


Рис. 1. Микроструктура стали 38ХН3МФА и распределение карбидов на изломах:
а, *б* – улучшение; *в*, *г* – радиальная ковка (ε = 20 %, *T* = 20 °С); *д*, *е* – деформация взрывом (ε = 20 %, *T* = 850 °С)

сорбита отмечается развитая дислокационная структура с наличием фрагментации за счет фазового наклепа (рис. 2, *а*, *б*).

Пластическая деформация при радиальной ковке ускоряет перлитное превращение, так как деформированный переохлажденный аустенит менее устойчив. С увеличением степени деформации и понижением температуры изотермической выдержки эффективность процесса повышается. Пластическая деформация сказывается на ходе кинетических кривых в момент начала деформации [3]. Пластическая деформация при радиальной ковке повышает плотность дислокационных конфигураций и их скопление у карбидных частиц (рис. 2, *в*, *г*).

Высокоскоростная деформация при температуре $\alpha \rightarrow \gamma$-превращений характеризуется ускорением переноса атомов [3, 4]. Энергия взаимодействия подвижных дислокаций в пластической волне близка свободной энергии образования карбидов, что приводит к растворению карбидов и их диффузионному переносу в матрице.

Высокоскоростная пластическая деформация сопровождается формированием мартенситных пластин при охлаждении с фрагментацией поверхности и следами переместившихся дислокаций (рис. 2, *д*, *е*).

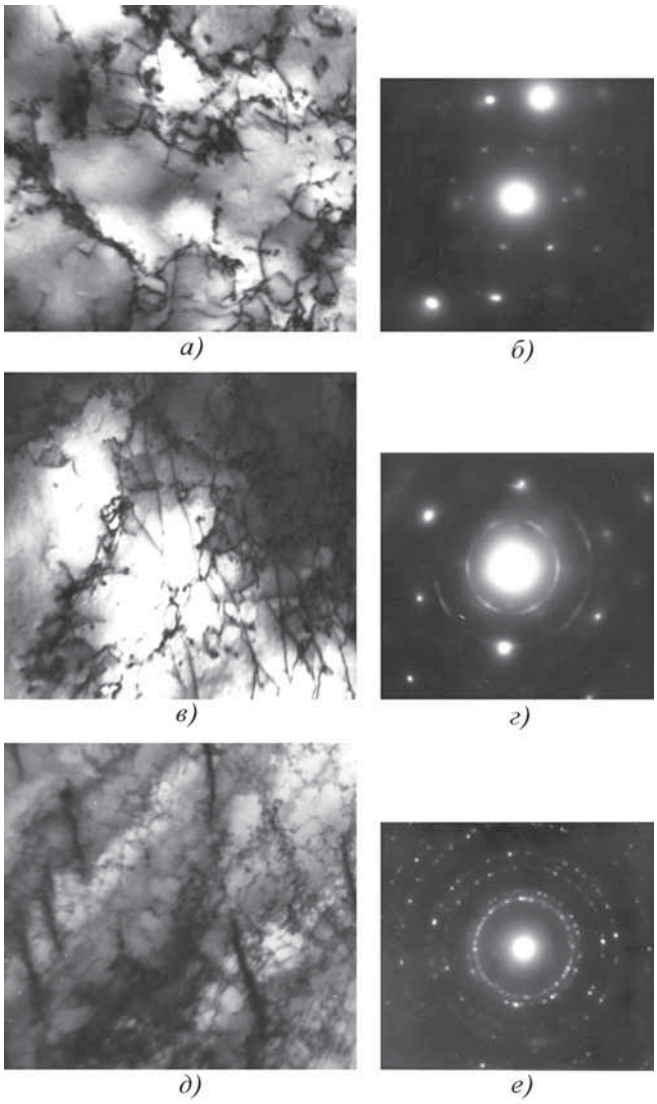


Рис. 2. Тонкая структура стали 38ХН3МФА с электронограммами (×60 000):
а – улучшение, фрагментация за счет фазового наклепа; *в* – радиальная ковка, скопление дислокационных конфигураций у карбидных частиц; *д* – высокоскоростная деформация, фрагментация мартенситных пластин; *б*, *г*, *е* – электронограммы

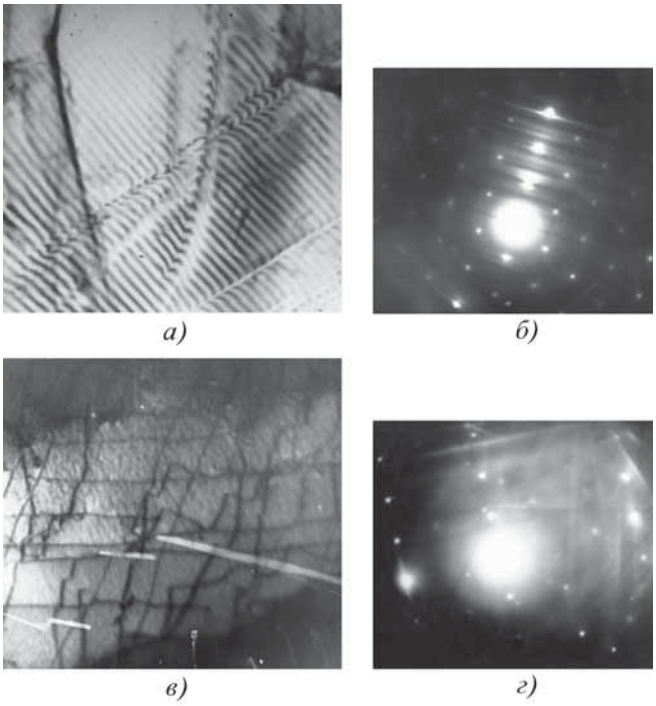


Рис. 3. Тонкая структура пластин мартенсита в стали 38ХН3МФА после высокоскоростной деформации с электронограммами (×60 000):
а – линии деформации; *в* – следы переместившихся дислокаций; *б*, *г* – электронограммы

Доля образовавшегося мартенсита в бейнитной структуре зависит от степени деформации и температуры обработки. Наряду с образованием мартенсита по двойниковому механизму в структуре протекают процессы старения пересыщенного раствора с выделением вторичной дисперсной фазы (преимущественно карбидной).

Присутствие дисперсной фазы стабилизирует структуру и препятствует миграции болышеугловых границ, способствуя торможению рекристаллизации горячедеформированного аустенита [5]. Как на мартенситных пластинах, так и на бейнитной матрице отчетливо видны следы переместившихся дислокаций (рис. 3, *а–г*).

Кроме диффузионного распада можно наблюдать механические повороты и перенос включений карбидной фазы в направлении пластической деформации.

Выполненные исследования показали, что при горячей высокоскоростной пластической деформации формируется структура дефектов, которая способствует образованию мартенситных пластин небольших размеров и мелкодисперсного бейнита при последующем охлаждении. Сформированный мартенсит наследует структурные превращения аустенита, вызванные горячей деформацией, с образованием фрагментации на поверхности.

Взрывная (импульсная) термомеханическая обработка стали 38ХН3МФА. Опытная технология взрывной термомеханической обработки характеризуется предварительным нагревом материала и защитой заряда ВВ от воздействия температуры. Практическое применение нашли два способа обработки взрывом нагретых заготовок:

– нагрев в печи контейнера с трубными заготовками и автоматическая транспортировка его к заряду, который размещен в теплоизоляционной оболочке;

– скоростной нагрев от оправки, когда в качестве оправки используется графитовый нагреватель, через который пропускается электрический ток.

По первому варианту следует учитывать тепловые потери при транспортировке контейнера путем соответствующего повышения температуры и создания теплозащитной оболочки. По второму варианту следует оценить время воздействия нагретой заготовки на заряд и возможность повышения температуры деформированной заготовки при длительном контакте ее с нагревателем, что может частично привести к перегреву и рекристаллизационным процессам, снижающим эффект упрочнения.

Изменение механических свойств 38ХН3МФА после термомеханической обработки приведено в табл. 2.

Таблица 2

Механические свойства стали 38ХН3МФА после термообработки и импульсного деформирования

Термообработка	HRC	Последующая технологическая операция	HRC	KCV, Дж/см^2	$\sigma_в$	$\sigma_{0,2}$	δ, %
					МПа		
Нагрев 850 °С (нормализация)	42	Нагрев 900 °С, деформирование, охлаждение в масле	47	59,2	1990	1850	10
Закалка 850 °С в масле	46	Нагрев 900 °С, деформирование, охлаждение в масле, в воде	43	68,7	2090	1950	7
Закалка трехкратная 850 °С в масле	46	Нагрев 700 °С, охлаждение в масле	30	168	1110	1060	14

Окончание табл. 2

Термообработка	HRC	Последующая технологическая операция	HRC	KCV, Дж/см^2	$\sigma_в$	$\sigma_{0,2}$	δ, %
					МПа		
Закалка трехкратная 850 °С в масле, 600 °С, охлаждение в воде	36	Нагрев 900 °С, деформирование – охлаждение в масле (под слоем песка), охлаждение в воде	43	86,5	2110	1930	9
Закалка трехкратная 850 °С в масле	46	Нагрев 900 °С, деформирование, охлаждение в масле, в воде	48	85	2180	2110	10

Высокоскоростная деформация при температуре, превышающей $\alpha \rightarrow \gamma$, сопровождалась горячим наклепом аустенита, образованием ячеистой структуры. При этом рост прочностных характеристик ограничивается процессами динамического возврата. Высокоскоростная деформация при температуре Ac_3 сопровождается процессами рекристаллизации и формированием полигонов на основе ячеистой структуры. Такая структура находится в динамическом равновесии. Выбор режимов термомеханической обработки осуществлялся исходя из диаграммы изотермического распада переохлажденного аустенита (рис. 4) и термокинетической диаграммы распада аустенита (рис. 5).

Для стали 38ХН3МФА при скорости нагрева 10 °С/мин Ac_1 – 725, Ac_3 – 775 °С. Нагрев выбирали на 30...50 °С выше полной аустенизации для диффузионного выравнивания распределения карбидов и легирующих элементов. Перед термомеханической обработкой проводили трехкратную закалку, при которой за счет высокого градиента температур происходит более равномерное распределение карбидов с повышением степени их дисперсности и уменьшением размеров мартенситных пластин за счет наследования ими мелкозернистой структуры аустенита. Величина остаточного аустенита лежит в пределах 3,5...6,5 %. Уровень искажения кристаллической решетки α-фазы по β-уширению рентгеновских линий (110), (211), (200) составил для (110) – 3,7...7,2 ; для (211) – 8,1...19,0; для (220) – 15,0...40,2, рад×10^{-3}.

Температуру 800 °С выбирали исходя из возможности создания в структуре в процессе термоциклирования, наряду с аустенитом, ферритного зерна, которое способствует образованию более мелкого бейнита в процессе охлаждения. Температуру 400 °С назначали из условия, обеспечивающего отсутствие закалочных трещин (Мн = 320/300 °С). Параметры тонкой структуры после термообработки и горячей высокоскоростной деформации стали представлены в табл. 3.

Важную роль в формировании структуры при взрывной обработке играет исходная зернистость. Термическая обработка стали 38ХН3МФА (трехкратная закалка) позволяет не только перераспределить легирующие элементы и повысить дисперсность упрочняющих фаз, но и способствует получению малого зерна аустенита и уменьшению размеров мартенситных пластин.

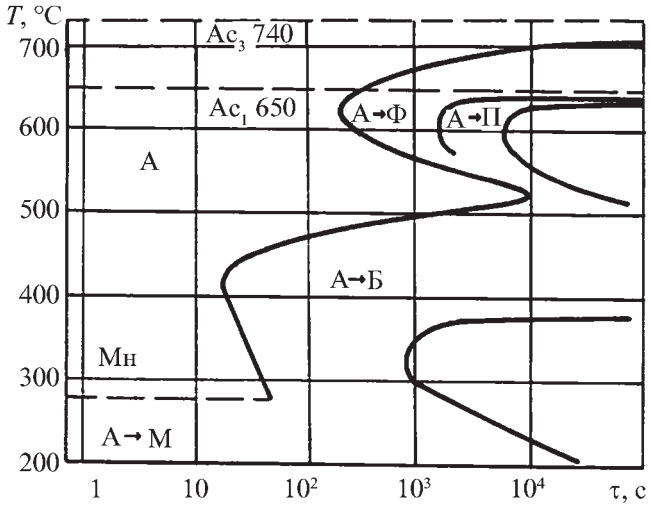


Рис. 4. Диаграмма изотермического распада переохлажденного аустенита

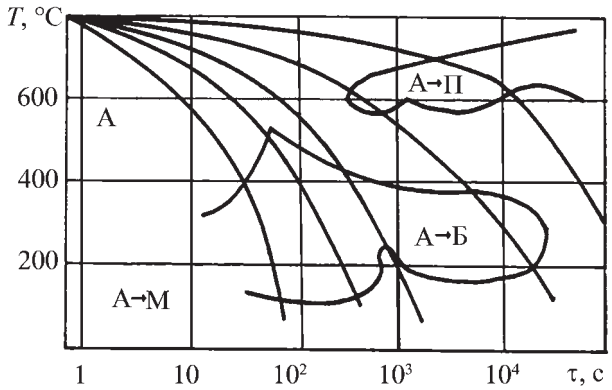


Рис. 5. Термокинетический распад переохлажденного аустенита

Таблица 3

Механические свойства и параметры тонкой структуры после термообработки и импульсного горячего деформирования стали 38ХН3МФА

Режим обработки	KCU, Дж/см^2	$\sigma_в$, МПа	δ, %	Уширение линии β, рад. (220)	Параметр кристаллической решетки a, Å	Межплоскостные расстояния карбидов, Å			
						M_3C (322)	M_7C_3 (820)	$M_{23}C_6$ (660+322)	MC (311)
1	48	860	14	9,2	2,870	1,216	1,316	1,241	1,251
2	58	1920	7	36,2	2,871	Не выявлен	–	–	–
3	61	–	–	40,3	2,871		1,320	1,246	1,257
4	65	1910	7	42,4	2,873		1,320	1,247	1,257
5	73	2180	10	38,5	2,872	1,220	1,317	1,245	1,253
6	68	2090	7	38,6	2,870	1,220	1,315	1,246	1,253
7	63	1510	12	28,7	2,869	1,217	1,318	1,243	1,252
8	59	1990	10	39,3	2,869	–	–	–	–

Примечание. 1 – исходный; 2 – нормализация; 3 – закалка в масле; 4 – закалка трехкратная; 5 – закалка трехкратная+ +деформирование; 6 – закалка+деформирование; 7 – исходный + деформирование; 8 – нормализация+деформирование.

Наибольший эффект упрочнения проявляется в сплавах с ГЦК-решеткой, имеющей большее число возможных плоскостей скольжения, которые реализуются при высокоскоростной деформации, что увеличивает поперечное скольжение и приводит к образованию ячеистой структуры. Высокая температура деформации (850 °С) способствует протеканию процессов рекристаллизации и формирует мелкозернистую структуру аустенита. Горячий наклеп вновь образовавшихся зерен ведет к повышению дисперсности блоков и дефектности структуры, образованию ячеистых формирований с возможным выстраиванием их в полигоны. Наряду с этими процессами протекают процессы динамического возврата, которые способствуют снижению эффекта упрочнения.

Выводы

Проверенные исследования позволяют построить следующую схему, обеспечивающую эффект упрочнения с сохранением высоких характеристик пластичности и ударной вязкости:

– получить исходную мелкозернистую структуру;

– добиться равномерного и более дисперсного распределения упрочняющих фаз;

– вести деформацию в условиях объемного пластического деформирования, обеспечивающих реализацию максимального числа плоскостей скольжения;

– выбрать оптимальные степени деформации, позволяющие формировать высокий уровень плотности дефектов, ячеистую структуру с возможной полигонизацией, с минимальным эффектом динамического возврата;

– выбрать температуру обработки и последующие режимы охлаждения, позволяющие зафиксировать требуемую структуру стали;

– для сталей, обладающих повышенной чувствительностью к формированию текстуры и соответствующей анизотропии свойств от пластической деформации, выполнить термообработку на равноосное зерно;

– при назначении последующей термической обработки исходить из нового состояния структуры и субструктуры материала.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Процессы** обработки, металлов взрывом текст / А.В. Крупин, С.Н. Калюжин, Е.У. Атабеков и др. М.: Металлургия, 1996. 336 с.

2. **Дерибас А.А.** Физика упрочнения и сварки взрывом текст. Новосибирск: Наука, 1980. 222 с.

3. **Каракозов Э.С.** Сварка, металлов давлением. М.: Машиностроение, 1986. 378 с.

4. **Лысак В.И., Кузьмин С.В.** Сварка взрывом. М.: Машиностроение, 2005. 544 с.

5. **Физика** взрыва /под ред. Л.П. Орленко. Изд. 3-е, перераб. В 2 т. М.: ФИЗМАТЛИТ, 2002. 1488 с.

УДК 621.791.72

Т.П. Колина, В.В. Брюханов, А.Н. Тарасов
(Калининградский государственный технический университет, г. Калининград)
E-mail: kolinatamara@mail.ru

Формирование структур с повышенной износостойкостью при лазерном воздействии на быстрорежущую сталь, предварительно карбонитрированную в активированных древесно-угольных смесях

Обобщен опыт применения лазерной обработки инструмента и оснастки применительно к производству электрических реактивных двигателей малой тяги (ЭРД МТ) и технологических источников плазмы (ТИП). Лазерная обработка проведена после карбонитрирования в порошковых древесно-угольных смесях.
Ключевые слова: *лазерное упрочнение, вакуумный нагрев, карбонитрирование, быстрорежущие стали.*

This paper summarizes the experience of usinq laser treatment of tools and auxiliaries (with reqard to) as applied to manufacturinq of electric jet enqine of microthrust and technoloqical piasm sources. Laser treatment carried out after carbonitridinq in activated wood coal mixtures.
Keywords: *laser strengthening, vacuum heating, carbonitriding, high-speed steels.*

Введение

При проведении зонной термической обработки тонких режущих кромок инструмента, поверхностей контактного износа оснастки и конструкционных деталей вакуумный нагрев и химико-термическая обработка открывают новые возможности повышения износостойкости тонких часовых сверл, фрез малой толщины [1–3]. Такая обработка перед лазерным упрочнением существенно влияет на свойства высоколегированных сталей, например, порошковых быстрорежущих, в зависимости от проведения лазерного нагрева с оплавлением или без оплавления поверхности при удельных подводимых мощностях $10^4...10^8$ Вт/см^2 [4].

Разработанный способ лазерного упрочнения инструмента деталей ТИП, катодных деталей ЭРД МТ, а также технологии лазерной обработки мелкоразмерного специального инструмента и оснастки из порошковых быстрорежущих сталей могут быть применены в приборостроении.

Методы проведения

В табл. 1 приведен химический состав, размеры заготовок при изготовлении мелкоразмерных резцовых вставок, режущих элементов ротационного резания термостойкой керамики, а также некоторых деталей ЭРД МТ.

Одновременно с инструментом, деталями катодов изготавливали и обрабатывали образцы для металлографического анализа, механических испытаний и рентгеноструктурного анализа.

Вакуумную термическую и химико-термическую обработку перед дополнительным лазерным упрочнением проводили в колпаковых печах СГВ-2.4/15-И2

Таблица 1

Химический состав заготовок режущих элементов ротационного резания для обработки деталей ЭРД МТ

Сталь	Изготовляемая деталь	Содержание элементов, %						
		C	Mo	W	Cr	V	Mn	Si
Пластины Р6М5-МП	Резцовые вставки, электроды	0,81	5,33	6,09	4,22	1,70	0,28	0,23
Р6М5-П, серебрянка ∅6	Микрорезцы и вставки	0,78	5,41	5,89	3,94	1,82	0,19	0,21
Примечание. Сера и фосфор менее 0,014 %.								

Таблица 2

Режимы предварительной вакуумной термической и химико-термической обработки

Сталь		Режимы вакуумной термической и химико-термической обработки			Свойства поверхности перед лазерной обработкой		
		$t^*_{зак}$, °С	$\tau_{выд}$, мин	$v_{охл}$, °С/с	Твердость HRC	Оптические	
						A_s	E
1	РОМ6Ф3-МП	1180	4,0...4,5	1,3...1,5	61...62	0,61	0,55
2	Р6М5-МП	1200	4,0...4,5	1,5...1,8	60...61	0,62	0,57
3	Р6М5-П	1200	4,0...4,5	1,5...1,8	59...61	0,60	0,51
4	РОМ6Ф3-МП	940	3,5...4,0	20...25	63...64	0,74	0,69
5	Р6М5-МП	940	3,5...4,0	20...25	61...64	0,77	0,64
6	Р6М5-П	940	3,5...4,0	130...150	62...64	0,79	0,70

* Закалка 1180...1200 °С в колпаковой печи СГВ (1–3), закалка 940 °С после окончания карбонитрирования в печи СШОЛ-ВНЦ, охлаждение в реторте с переносом в масло (4–6);

отпуск в печи СГВ без разгерметизации 520 °С, а для карбонитрированных – 350...370 °С в шкафах СНОЛ-3.3.3/3,5 – 1,5 ч.

П р и м е ч а н и е. A_s – степень черноты; E – светопоглощение.

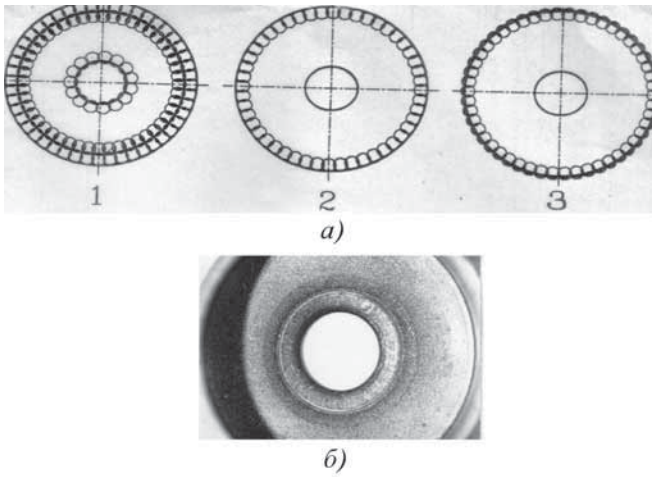


Рис. 1. Схемы обработки инструмента лазером (*а*) и внешний вид зон лазерного воздействия и оплавления (*б*)

с расположением инструмента на этажерочных приспособлениях и на пластинах из алюмооксидной керамики ВК-94-1. Вакуумное карбонитрирование вели в твердых активизированных карбюризаторах в модернизированных печах СШОЛ-ВНЦ. Режимы предварительной вакуумной термической и химико-термической обработки приведены в табл. 2.

Для лазерной обработки использовали установки "Квант-15", "Квант-16" (λ = 1,06 мк) с приспособлениями для вращения и линейного перемещения с различной скоростью обрабатываемых образцов и деталей. На рис. 1, *а* показаны схемы обработки лазером дискового инструмента, а на рис. 1, *б* приведен внешний вид зон лазерного воздействия и оплавления.

В табл. 3 приведены свойства порошковых сталей при лазерной обработке с оплавлением поверхностного слоя.

Таблица 3

Свойства порошковых сталей при лазерной обработке с оплавлением поверхностного слоя

Сталь	Лазерная обработка	Микротвердость, H_{50}	Тип карбидов	$\sigma_{изг}$, Н/мм^2	$A_{б.н}$, Дж/см^2
Вакуумная закалка					
РОМ6Ф3-МП	Диаметр пятна 0,4 мм: оплавление при скорости сканирования 5 мм/с, аргон	970...990	M_6C	3300	25
Р6М5-МП		1080...1100	MC	3400	28
Р6М5-П		1002...1045	M_2C	3600	29

Окончание табл. 3

Сталь	Лазерная обработка	Микротвердость, H_{50}	Тип карбидов	$\sigma_{изг}$, Н/мм^2	$A_{б.н}$, Дж/см^2
Карбонитрирование, закалка из вакуумной реторты					
РОМ6Ф3-МП	Два прохода с перекрытием 0,6 мм; скорость сканирования 3 мм/с, воздух	890...920	M_6C	2900	18
Р6М5-МП		870...900	МС, M_7C_3	3000	20
Р6М5-П		845...870	$M_{23}C_6$	3100	22

Примечания: 1. $A_{б.н}$ – работа сталей без напыления.
2. Структура – мартенсит и аустенит.

Результаты исследований и их обсуждение

Металлографическим анализом установлено наличие в зоне лазерного оплавления светлотравящихся слоев различной конфигурации деформированного аустенита на фоне карбонитридов после лазерной обработки всех испытанных порошковых быстрорежущих сталей. В микроструктуре зон лазерного упрочнения количество аустенита в слоях 0,12...0,18 мм после охлаждения на воздухе или в токе аргона составляет 35...40 %, четкой границы и подслоя повышенного травления при переходе к основному металлу не наблюдается до отпуска и после отпуска при температурах 350...520 °С. На рис. 2 показано изменение твердости по толщине слоя лазерной обработки непосредственно после охлаждения от температур оплавления и после отпуска.

Результаты испытаний показали, что при лазерной обработке предварительно закаленных и карбонитрированных в вакууме сталей Р6М5-МП и Р6М5-П образуются слои толщиной 100...250 мкм с повышенной твердостью и износостойкостью. При этом прочностные характеристики при статических и динамических испытаниях не снижаются в сравнении с обычно закаленными и отпущенными сталями. Стабильность распределения зоны повышенной твердости по всей протяженности лазерного сканирования, а также глубины слоев структурных превращений повышаются при лучших оптических свойствах (A_s, Е) поверхности деталей и инструмента после вакуумной термической и химико-термической обработок.

Практическую оценку износостойкости упрочненных лазером карбонитрированных сталей Р6М5-МП и Р6М5-П проводили при изготовлении керамических разрядных камер (ЭРД МТ) из боркремнийнитридных керамик БГП, БГП-10. Скорости резания составляли до 40 м/мин при глубине резания 0,3...0,5 мм, при поперечных подачах 0,02...0,03 мм·ход. Сравнительная износостойкость резцовых вставок из предварительно закаленных в вакууме и упрочненных лазером сталей приведена в табл. 4, где также показаны данные по стойкости аналогично обработанных пусковых электродов ЭРД МТ при работе в ионной плазме вследствие повышения класса чистоты поверхности изготовленных электродов.

Из таблицы видно, что эффективное время и износостойкость инструмента и деталей без обработки лазером (числитель) значительно меньше, чем после лазерного упрочнения (знаменатель).

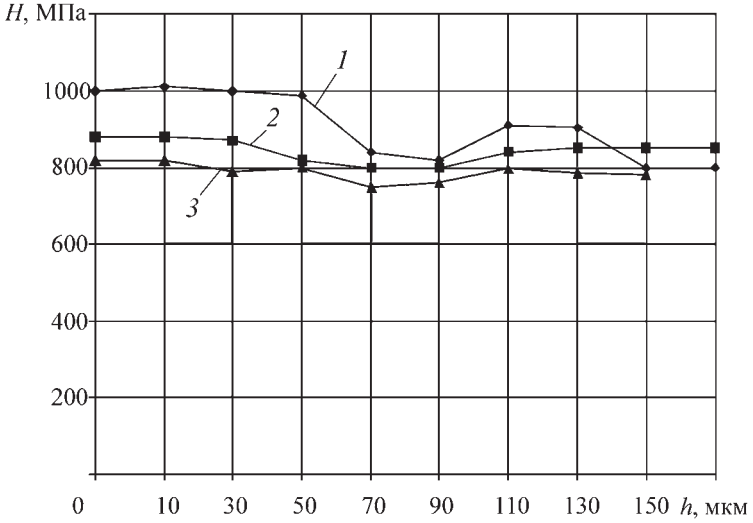


Рис. 2. Изменение микротвердости по толщине слоя лазерной обработки непосредственно после охлаждения от температур оплавления и после отпуска стали Р6М5-МП:
1 – после отпуска при 520 °С, 30 мин; *2* – после обработки лазером; *3* – после определения теплостойкости при 620 °С

Таблица 4

Сравнительная износостойкость резцовых вставок после лазерной обработки

Марка стали, способ обработки	Время работы до износа 0,2 мм по передней режущей грани, мин	Удельное изменение массы резцов при аналогичной обработке в ионной плазме, 4·10 Вт·м^2,×10 мг/см^2
Р0М6Ф3-МП, вакуумная закалка, оплавление лазером, отпуск	410...430/500...520	0,75...0,76/1,20...1,30
Р6М5-МП, вакуумное карбонитрирование, закалка, оплавление лазером, отпуск	470...480/530...560	0,56...0,62/1,30...1,40
Р6М5-П, вакуумная закалка, оплавление лазером, отпуск	440...460/510...540	0,60...0,70/1,15...1,25

Выводы

Таким образом, полученные результаты ресурсных испытаний и практического применения лазерного воздействия позволяют сделать выводы об эффективности и целесообразности лазерной обработки порошковых быстрорежущих сталей с целью существенного повышения износостойкости инструмента при различных условиях эксплуатации. Износостойкость мелкоразмерного инструмента чистовой обработки мягких керамик и прецизионных сплавов после вакуумной термической обработки и лазерного упрочнения достигает уровня вольфрамокобальтовых твердых сплавов.

Обработка поверхностей режущего инструмента лазерным излучением, предварительно закаленных или карбонитрированных сталей Р6М5-МП, Р6М5-П позволяет формировать структуру с повышенной износостойкостью при контактно-абразивном воздействии, например при резании керамических и огнеупорных термостойких материалов.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Тарасов А.Н.** Анализ характера термического воздействия плазменного потока технологических источников плазмы и ЭРД МТ на металлические элементы и приспособления вакуумных камер и стендов // Перспективные материалы. 1998. № 3. С. 86–89.

2. **Колина Т.П., Тарасов А.Н., Томашевская В.В.** Плазменное и лазерное упрочнение режущего инструмента для обработки конструкционных керамик // Перспективные материалы. 2000. № 6. С. 81–86.

3. **Колина Т.П., Тарасов А.Н., Нятин А.Г.** Вакуумная термическая и химико-термическая обработка инструмента для резания и обработки прецизионных деталей // Технология машиностроения. 2001. № 2 (8). С. 27–32.

4. **Колина Т.П., Брюханов В.В., Приданников Д.С.** Технология комбинированного упрочнения мелкоразмерного инструмента лазерной и химико-термической обработкой: Сб. тр. XXX Российской школы развития науки и технологий. Миасс. 2010. С. 125–126.

ИЗДАТЕЛЬСТВО МАШИНОСТРОЕНИЕ

ДИАГНОСТИКА АВТОМАТИЗИРОВАННОГО ПРОИЗВОДСТВА

С.Н. Григорьев, В.Д. Гурин, М.П. Козочкин Под редакцией: С.Н. Григорьева

2011. – 600 с. ISBN 978-5-94275-578-2 ЦЕНА 600 р.

Систематизирован теоретический и экспериментальный материал, касающийся вопросов диагностики автоматизированного машиностроительного производства. Структура монографии соответствует предложенному алгоритму, устанавливающему последовательность задач, которые необходимо решать при разработке систем диагностирования режущего инструмента и станка. Таким образом, излагается система знаний о повреждениях в объектах диагностирования, измерениях повреждений, принятии решений по их устранению и управлению процессом.

Для инженерно-технических и научных работников, занимающихся воросами разработки, исследования и практического применения в автоматизированном производстве различных систем диагностирования, аспирантов, а также для студентов машиностроительных специальностей вузов.

Приобрести книгу в издательстве можно, прислав заявку:
по почте: 107076, г. Москва, Стромынский пер., 4; по факсу: (499) 269-48-97; по e-mail: realiz@mashin.ru
Дополнительная информация по телефонам: (499) 269-52-98, 269-66-00 и на сайте WWW.MASHIN.RU

УДК 621.787:621.7.011:620.179.17

И.В. Мирошин *(Кузбасский государственный технический университет им. Т.Ф. Горбачева)*
E-mail: imiroshin@rambler.ru

Исследование влияния программы нагружения на сигналы акустической эмиссии

Приведены результаты исследования влияния программ нагружения (ПН) поверхностного слоя металла на сигналы акустической эмиссии (АЭ), полученные в результате дополнительного нагружения. Показано, что ПН влияет на интенсивность энергии сигналов АЭ.

Ключевые слова: *акустическая эмиссия, поверхностный слой, технологическое наследование, программы нагружения, упрочнение, поверхностное пластическое деформирование.*

In the article are given the results of the study of the influence of the programs of the load of the surface layer of metal on the signals of acoustic emission (AE), obtained as a result of additional load. It is shown that the program of load influences the intensity of energy of signals AE.

Keywords: *acoustic emission, surface layer, technological inheritance, the program of load, strengthening, the surface plastic deformation.*

Известно, что накопление механических свойств материала, в том числе исчерпание запаса пластичности, происходит под действием программ нагружения. Исследования показали, что получить определенное (одинаковое) значение ψ можно, нагружая поверхностный слой по различным программам, что существенно изменяет эксплуатационные свойства деталей машин [1].

Эксперимент проводили на алюминиевых образцах из сплава Д16Т с использованием пресса Бринелля. Повторному нагружению подвергали образцы, которые после предварительного нагружения полностью исчерпали запас пластичности $\psi = 1$ по разным ПН, описание которых приведено в таблице [2]. Зависимость энергии сигнала АЭ от программы предварительного нагружения приведена на рис. 1. Полу-

Таблица

Результаты испытаний на пластичность призматических образцов в щелевом штампе

Номер программы нагружения	Описание ПН	Накопленная деформация ε_i			СИЗП		
		Этапы		Суммарная	Этапы		Суммарная
		I	II		I	II	
1	Осадка образца по оси *z* до размера 20 мм; поворот вокруг оси *x* на 90°; повторная осадка до разрушения	0,2853	0,1440	0,4293	0,6415	0,3238	0,9653
2	Одноэтапное нагружение образцов с размерами 20×20×30 до разрушения; сжатие осуществляется по оси *z* вдоль размера 30 мм	0,4447	–	0,4447	1,0000	–	1,0000
3	Осадка образца по оси *z* до размера 20 мм; обработка образца по оси *x* до размера 20 мм; поворот вокруг оси *z* на 90°; повторная осадка до разрушения	0,1752	0,2814	0,4566	0,3940	0,6328	1,0268

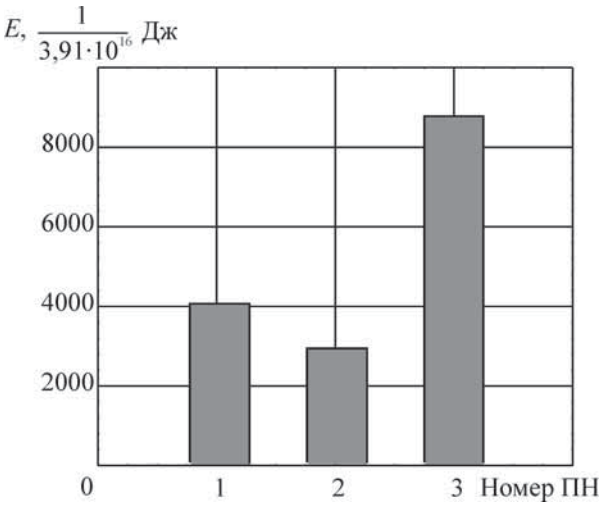


Рис. 1. Зависимость накопленной энергии сигнала акустической эмиссии *E* от ПН (приведены средние значения от выборки – по три образца для каждой ПН)

ченная диаграмма дает качественную картину распределения накопленной энергии *E* и позволяет судить о влиянии ПН на сигнал АЭ.

Анализ полученных данных показал, что при равных значениях *степени использования запаса пластичности* (СИЗП) для всех экспериментальных образцов накопленная степень деформации сдвига Λ была различной [3].

Исходя из полученных результатов, принята гипотеза, в соответствии с которой изменение программы нагружения может быть определено по изменению энергии сигнала АЭ, а именно:

$$\left(\frac{d\Lambda}{d\Pi}\right) = f(E), \qquad (1)$$

где $d\Pi$ – приращение показателя напряженно-деформированного состояния.

Исследования показали, что аналитическое описание будет существенно упрощено, если программу нагружения представить в виде соотношения $\frac{\Delta\Lambda}{\Delta\Pi}$, где $\Delta\Lambda$ и $\Delta\Pi$ представляют собой диапазоны изменения

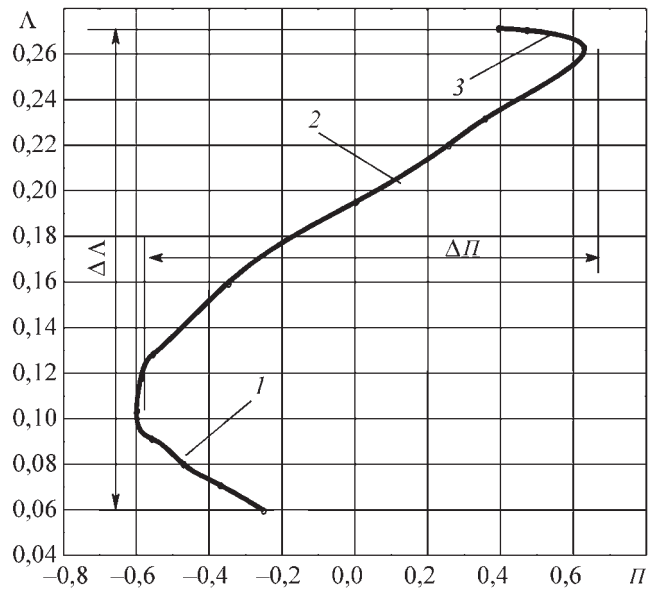


Рис. 2. Программа нагружения поверхностного слоя:
1, *2*, *3* – этапы квазимонотонной деформации

данных параметров по соответствующим осям координат (рис. 2). В этом случае (1) примет вид

$$\frac{\Delta\Lambda}{\Delta\Pi} = f(E). \qquad (2)$$

Соотношение сторон не отражает в явном виде траекторию нагружения, однако характеризует скорость накопления поврежденности (интенсивность накопления деформаций) в очаге деформации.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Блюменштейн В.Ю., Смелянский В.М.** Механика технологического наследования на стадиях обработки и эксплуатации деталей машин. М.: Машиностроение-1, 2007. 400 с.

2. **Калпин Ю.Г., Филиппов Ю.К., Беззубов Н.Н.** Оценка деформационной способности металлов в процессах холодной объемной штамповки // Технология, оборудование, организация и экономика машиностроительного производства. 1988. № 10. С. 1–16.

3. **Мирошин И.В.** Технологическое обеспечение наследуемых параметров качества при упрочняющей обработке на основе выбора рациональных режимов методом акустической эмиссии: дисс. ... канд. техн. наук. Барнаул. 2008.

ООО "Издательство **Машиностроение**", 107076, Москва, Стромынский пер., 4.
Учредитель ООО "Издательство Машиностроение".
E-mail: utp@mashin.ru.
Web-site: www.mashin.ru.
Телефоны редакции журнала: (499) 268-40-77, 269-54-96; факс: (499) 268-85-26, 269-48-97.
Дизайнер *Подживотов К.Ю.* Технический редактор *Жиркина С.А.*
Корректоры *Сажина Л.И., Сонюшкина Л.Е.*
Сдано в набор 05.09.12 г. Подписано в печать 17.10.12 г. Формат 60×88 1/8.
Усл. печ. л. 5,88. Уч.-изд. л. 6,70. Свободная цена.
Оригинал-макет и электронная версия подготовлены в ООО "Издательство "Машиностроение".
Отпечатано в ООО "Белый ветер ", 115407, Нагатинская наб., д. 54, пом. 4