ЕЖЕМЕСЯЧНЫЙ НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ И ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ ЖУРНАЛ

УПРОЧНЯЮЩИЕ ТЕХНОЛОГИИ И ПОКРЫТИЯ

№ 10 (46)
октябрь
2008

Издается с января 2005 г.

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

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

Заместители главного редактора:
И.Н. ЖЕСТКОВА
д-р физ.-мат. наук
В.Ю. ФОМИНСКИЙ

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

Редакционный совет:
Ю.П. АНКУДИМОВ
А.П. БАБИЧЕВ
В.П. БАЛКОВ
С.Н. ГРИГОРЬЕВ
В.Ю. ЗАМЯТИН
В.А. ЗЕМСКОВ
С.А. КЛИМЕНКО
В.А. ЛАШКО
В.А. ЛЕБЕДЕВ
В.В. ЛЮБИМОВ
Ф.И. ПАНТЕЛЕЕНКО
Ю.В. ПАНФИЛОВ
Х.М. РАХИМЯНОВ
Б.П. САУШКИН
В.П. СМОЛЕНЦЕВ
А.М. СМЫСЛОВ
Г.А. СУХОЧЕВ
В.П. ТАБАКОВ
В.А. ШУЛОВ
М.Л. ХЕЙФЕЦ

Редакция:
И.В. СИНЦОВА
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.: (495) 269-52-98, 269-66-00, 268-40-77.
Факс: (495) 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

Фроленков К.Ю., Шоркин В.С., Фроленкова Л.Ю. Модель дефектообразования в тонкопленочных покрытиях . . . 3

Антонюк В.С., Сорока Е.Б. Конструирование дискретно-модифицированных износостойких поверхностей . . . 8

Камышанченко Н.В., Гальцев А.В., Гончаров И.Ю., Неклюдов И.М. Влияние эффекта Баушингера на механические свойства никеля от исходного структурного состояния . . . 14

МЕХАНИЧЕСКАЯ УПРОЧНЯЮЩАЯ ОБРАБОТКА

Бабичев А.П., Мотренко П.Д., Пастухов Ф.А., Максимов Д.В., Кайнбанда В., Медведев М.В. Технологическое применение ударно-волновых процессов при виброударной обработке . . . 23

Степанов Ю.С., Катунин А.А. Моделирование процесса ротационной обкатки неполных сферических поверхностей шаровых пальцев . . . 28

ХИМИЧЕСКАЯ, ХИМИКО-ТЕРМИЧЕСКАЯ И ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА

Гармаева И.А., Лыгденов Б.Д., Гурьев А.М., Власова О.А. Исследование влияния различных факторов при борировании на механические свойства стали с применением математической модели . . . 30

Блюменштейн В.Ю., Земскова Е.П. Исследование коррозионной стойкости МДО-покрытий . . . 33

МЕТОДЫ НАНЕСЕНИЯ ФУНКЦИОНАЛЬНЫХ ПОКРЫТИЙ

Белоцерковский М.А. Структурные аномалии в стальных газотермических покрытиях и возможности их использования . . . 39

КОНТРОЛЬ КАЧЕСТВА УПРОЧНЯЮЩЕЙ ОБРАБОТКИ

Гребенщиков А.В., Смоленцев В.П. Поверхностный слой материалов после импульсной обработки . . . 45

Левин Э.Л., Сайфуллин Р.Н. Оценка прочности сцепления ленты с основным металлом при восстановлении деталей электроконтактной приваркой . . . 48

ИНФОРМАЦИЯ. ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ ОПЫТ

Стрижов А.Н. Технология восстановления гребешков фланцев лабиринта . . . 50

Бабенко Э.Г., Лихачев Е.А., Колесников М.А. Применение новых флюсов из минерального сырья для электрошлаковой наплавки и переплава . . . 52

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

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

THE MONTHLY SCIENTIFIC AND PRODUCTION JOURNAL

STRENGTHENING TECHNOLOGIES AND COATINGS

№ 10 (46)
October
2008

Since 2005, January

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

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

Editorial Assistants:
I.N. ZHESTKOVA
Dr of Phys. Math. Sci.
V.Yu. FOMINSKY

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

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

Edition:
I.V. SINTSOVA
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.: (495) 269-52-98, 269-66-00, 268-40-77. Fax: (495) 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

Frolenkov K.Yu., Shorkin V.S., Frolenkova L.Yu. Model of the defect formation in thin-film coatings . . . 3

Antonjuk V.S., Soroka E.B. Design of discontinuous wear-resistant surfaces . . . 8

Kamyshanchenko N.V., Galtzev A.V., Goncharov I.J., Neklyudov I.M. The influence of Baushinger's effect on the stress-strain properties of the nickel from the initial structural state . . . 14

MECHANICAL STRENGTHENING PROCESSING

Babichev A.P., Motrenko P.D., Pastukhov F.A., Maksimov D.V., Kayibanda V., Medvedev M.V. Technological application waveshock processes at vibroimpact to processing . . . 23

Stepanov Yu. S., Katunin A.A. Modelling of rotation rolling of incomplete spherical surfaces of ball pins . . . 28

CHEMICAL, CHEMICO-THERMAL AND ELECTROCHEMICAL PROCESSING

Garmaeva I.A., Guriev A.M., Ligdenov B.D., Vlasova O.A. The research of influence of the different factors of boration on steel's solidity using its mathematical model . . . 30

Blyumenshtein V.Yu., Zemskova E.P. Research into corrosion resistance of microarch oxidation coating . . . 33

METHODS OF DEPOSITION OF FUNCTIONAL COATINGS

Belotserkovsky M.A. The structural anomalies in sprayed steel coatings and potentialities of their applications . . . 39

QUALITY CONTROL OF STRENGTHENING PROCESSING

Grebenschikov A.V., Smolentsev V.P. Surface layer of materials after impulse treatment . . . 45

Levin E.L., Sayfullin R.N. Evaluation of the strength of the band coupling with the main metal in restoring components by electro-contact welding . . . 48

INFORMATION. PRODUCTION EXPERIENCE

Strizhov A.N. Technology of restoration of flanges ridges of labyrinth . . . 50

Babenko E.G., Lihachev E.A., Kolesnikov M.A. Using of new fluxes from mineral for electroslag hard-facing and refining . . . 52

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

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

УДК 539.216.2: 620.191.36

К.Ю. Фроленков, В.С. Шоркин, Л.Ю. Фроленкова *(Орловский ГТУ)*

Модель дефектообразования в тонкопленочных покрытиях*

Рассмотрены основные причины старения тонкопленочных вакуумных конденсатов на стеклянной основе. Выдвинута гипотеза о взаимосвязи изменения относительной дефектной площади тонкопленочных покрытий и уменьшения в них внутренних напряжений с течением времени. Материал пленки считается вязкоупругим, подчиняющимся реологическому соотношению Максвелла–Томсона, на основании этой гипотезы получили и экспериментально проверили математическую модель кинетики дефектообразования в тонкопленочных вакуумных конденсатах при нормальных условиях их хранения и эксплуатации. Удовлетворительное согласие расчетных и экспериментальных данных позволяет рекомендовать разработанную модель для качественной и количественной оценки процесса старения тонкопленочных покрытий, полученных методом конденсации в вакууме.

Ключевые слова: *тонкие пленки, напряженно-деформированное состояние пленок, дефекты, дислокации, вязко-упругое течение, старение.*

Principal causes of ageing of thin-film vacuum condensates on a glass base are concided. The hypothesis about interconnection of change of the relative imperfect area of thin-film coating with decrease of internal stresses is put forward. The author considers film material is viscoelastic, film material is submitted to a rheological ratio of the Maxwell–Thomson, on the basis of this hypothesis there is obtained and tested experimentally a mathematical model of kinetics of a defect formation in thin-film vacuum condensates under normal conditions their storage and operation. The satisfactory consent of design and experimental data is allowed to recommend the designed model for qualitative and a quantitative assessment of aging process in thin-film coatings that was obtained through a condensation method in vacuum.

Key words: *thin films, intense-deformed state of films, imprefections, dislocations, visco-elastic current, aging.*

Введение

В тонкопленочных структурах с течением времени происходит самопроизвольное изменение физических свойств при неизменных внешних условиях. Этот процесс называется старением. Старение в конечном итоге приводит к увеличению дефектности тонкопленочных покрытий и, как правило, ухудшению их эксплуатационных характеристик. Под дефектом покрытия в соответствии с [1] в дальнейшем будем понимать любое несовершенство сплошности и однородности материала в системе покрытие–основа, возникшее в процессе получения и эксплуатации покрытия.

В работе рассматривали только те дефекты, которые можно определить путем оптических наблюдений за состоянием поверхности напыленных пленок.

Поскольку межатомные расстояния в пленке и основе, как правило, различаются, а при вакуумном напылении пленки ее пограничная структура такова, что продолжает структуру основы, то, как в покрытии, так и в основе, возникают напряженные состояния [2]. Этот фактор является одной из причин внутренней нестабильности конструкции основа–напыленная пленка. Другой причиной возникновения макронапряженного состояния пленки служит появление температурных напряжений, являющихся следствием разности термических коэффициентов линейного расширения материала пленки и основы [2]. Известно [3–5], что наличие начально напряженного состояния в тонкопленочных структурах, полученных методом конденсации в вакууме, приводит к образованию дислокаций, их скоплению и, в конечном счете, появлению дефектов в напыленной пленке. Вместе с тем этот процесс сопровождается релаксацией начальных напряжений.

Целью работы явилась разработка и экспериментальная проверка математической модели, позволяющей прогнозировать на длительный срок процесс дефектообразования в тонкопленочных вакуумных конденсатах на стеклянной основе при нормальных условиях их эксплуатации и хранения.

*Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ (проект № 03-01-96479-р2003цчр_а), а также при финансовой поддержке Орловского филиала Института проблем информатики РАН.

Физические основы старения тонкопленочных покрытий

Как показывают исследования, при формировании конденсированных пленок в них возникает ряд неравновесных состояний. Различают следующие основные виды неравновесности: фазовую и структурную [5–9].

К числу факторов, определяющих появление преимущественно того или иного вида неравновесности, относятся: температура испарения наносимого вещества, температура основы и ее природа (аморфность или кристалличность основы), скорость конденсации, угол падения молекулярного пучка на основу, давление и состав остаточных газов, физическая природа самого испаряемого вещества и т.д. Кроме того, на наличие метастабильных неравновесных состояний в пленке значительное влияние оказывает ее толщина.

К неравновесным фазам относятся аморфные (стеклообразные) фазы типа *Me–X* (Ag–S, Cu–Se и т.д.), пересыщенные твердые растворы типа Al–Cu и др. Стеклообразные пленки образуются в случаях, когда их формирование осуществляется по механизму пар–жидкость. Обычно по такому механизму формируются пленки при температурах основы бóльших, чем 2/3 температуры плавления наносимого металла или соединения.

Пересыщенные растворы возникают при образовании пленок по механизму пар–жидкость–кристалл из резко переохлажденных жидких растворов, когда в твердом состоянии наблюдается ограниченная растворимость, а в жидком состоянии компоненты растворяются друг в друге неограниченно.

К числу структурной неравновесности относят высокую (коллоидную) степень дисперсности кристаллов, наличие в пленке текстуры или внутренних напряжений, которые в некоторых случаях приводят к ее растрескиванию и даже отслаиванию от основы. Структурная неравновесность чаще всего возникает при температурах основы меньших 1/3 температуры плавления наносимого вещества или соединения. Наблюдаются следующие формы этой неравновесности: высокая дисперсность блоков-кристаллов с размерами $1 \cdot 10^{-9}$ м; большие углы разориентировки блоков, доходящие даже до десятков градусов; высокая плотность дислокаций (порядка $1 \cdot 10^{17}$ м$^{-2}$); высокая концентрация вакансий (до 0,1 %) и наличие микропор; высокий уровень микронапряжений, иногда превосходящий предел прочности вещества в массивном состоянии.

Вслед за образованием пленки начинается процесс ее естественного старения, который сводится к полному или частичному исчезновению разных видов неравновесности и взаимодействию материала пленки с активными компонентами окружающей среды. Процессы старения существенно ускоряются при повышении температуры и влажности окружающей среды – при так называемом искусственном старении. К искусственному старению относят обычно старение, проводимое под действием магнитного и (или) электрического поля, а также под действием определенных механических напряжений.

Из теоретических соображений и экспериментальных данных [5–9] следует, что старение тонких пленок сводится прежде всего к различным формам упорядочения: упорядочение в твердых растворах; упорядочение в форме перехода от ближнего порядка к дальнему, т.е. перехода из аморфного состояния к кристаллическому; упорядочение пространственного расположения кристаллов, что ведет к появлению в пленке текстуры; упорядочение расположения микродефектов, таких как вакансии, примесные атомы, дислокации, что приводит к образованию дисков вакансий, их оседанию на дислокациях.

Все виды старения конденсированных пленок – фазовое и структурное, естественное и искусственное – связаны с многообразием неравновесных состояний и часто протекают в несколько этапов путем ступенчатых переходов [6]. К числу таких ступенчатых переходов относятся: микрокристаллизация – переориентировка в одну общую кристаллическую решетку разноориентированных коалесцирующих частиц; образование текстуры коалесценции; образование поливакансий, микропор и пор по механизму диффузии вакансий; огранка пор (образование отрицательных кристаллов); полигонизация, т.е. перемещение дислокаций с образованием границ и субграниц между блоками; образование и релаксация микро- и макронапряжений.

Гипотезы о дефектности напыления, напряженно-деформированном состоянии в пленке и их взаимосвязь

Природа дефектообразования в тонкопленочных композициях не может быть определена без развития представлений о закономерностях совместного роста больших совокупностей кристаллов [1]. На основе этих, а также общих представлений о механизме роста кристаллов, созданы первые понятия о механизме дефектообразования в поверхностных композициях. Одной из первых обобщающих работ, посвященных определенному типу дефектов пленок и покрытий – порам, является работа [10]. Однако поры – далеко не единственный тип дефектов, которые наблюдаются в поверхностных композициях.

Использование при изучении роста монокристаллических пленок методов электронной дифракции и электронной микроскопии обеспечило получение подробных сведений о дефектах решетки, возникающих в процессе роста пленок. Основные типы структурных дефектов следующие [5]: дефекты упаковки; двойники; малоугловые границы; дефекты, обуслов-

ленные накоплением точечных дефектов (петли дислокаций, тетраэдры дефектов упаковки и другие конфигурации). Такие дефекты решетки наблюдают в эпитаксиальных пленках различных материалов, таких как металлы, сплавы, полупроводники и диэлектрики.

Механизмы образования дефектов в монокристаллических пленках рассмотрены рядом исследователей. В целом их можно представить следующим образом [5]:

развитие дефектов, существующих на поверхности основы;

аккомодация разориентаций зародышей и напряжение несоответствий;

скопление точечных дефектов;

пластическая деформация в процессе роста;

роль поверхностного загрязнения в образовании дефектов;

генерация дислокаций, вызывающих несоответствие решеток во время псевдоморфного роста.

Однако механизм образования дефектов в тонкопленочных вакуумных конденсатах недостаточно ясен. В литературе [1, 5, 6, 9, 10] хотя и рассмотрен ряд механизмов, однако экспериментального подтверждения ни один из них не получил. В частности, установлено, что "жидкостная" коалесценция приводит к рекристаллизации и переориентации первоначальных зародышей, особенно если они небольшие. Это учитывается при рассмотрении любого механизма генерирования дефектов решетки в растущих пленках. Коалесценция зародышей и "островков" увеличивает дефекты, сглаживающие несоответствие параметров решеток пленки и основы. Образование дислокаций несоответствия и дефектов упаковки происходит в результате появления напряжений осажденного слоя.

В качестве количественной характеристики дефектности тонкопленочных покрытий была принята относительная дефектная площадь S, равная отношению суммарной дефектной площади к общей площади исследуемого покрытия. Исходя из гипотезы о равномерности распределения дефектов по поверхности пленки, которая была проверена экспериментально в работе [11], считаем, что указанная величина является постоянной в данный момент времени для любого участка изучаемого покрытия.

Опыт показывает, что значение S с течением времени только увеличивается [12]. Исходя из гипотезы о равномерности распределения дефектов по поверхности пленки, в первом приближении, можно предположить, что размеры всех дефектов одинаковы и равны среднему диаметру дефекта $< d >$, а междефектные расстояния, измеренные между любой парой ближайших дефектов в произвольно выбранном направлении, равны среднему междефектному расстоянию $< r >$. Таким образом, можно записать

$$S = \frac{< d >^2}{(< d > + < r >)^2}. \qquad (1)$$

Поскольку пленка наносится на основу методом конденсации в вакууме, то в момент окончания процесса температура T_0 пленки и основы, как правило, существенно выше температуры T, при которой эксплуатируется покрытие. После охлаждения системы покрытие–основа до температуры эксплуатации ввиду разницы термических коэффициентов линейного расширения материалов пленки и основы в них возникают механические напряжения. Пусть для пленки оно равно σ_T.

Поскольку время охлаждения системы покрытие–основа после окончания процесса напыления мало по сравнению со временем τ релаксации напряжений в пленке, можно принять, что температурные напряжения σ_T появляются мгновенно (это соответствует моменту $\tau = 0$). Для любого $\tau \geq 0$ считается, что в любом направлении, параллельном плоскости контакта пленки с основой, пленка имеет постоянное относительное удлинение:

$$\varepsilon_0 = (\alpha_{пл} - \alpha_{осн})(T_0 - T), \qquad (2)$$

где $\alpha_{пл}$, $\alpha_{осн}$ – термические коэффициенты линейного расширения материала пленки и основы соответственно, K^{-1}.

Наряду с наличием температурных напряжений σ_T для пленки, как уже указывалось, характерно наличие собственных напряжений σ_S [2, 5], существование которых можно связать с отличием атомарной структуры материала в слоях, прилегающих к граничным поверхностям, от структуры того же материала вдали от межфазных границ.

Таким образом, начальное напряжение σ_0, возникающее в покрытии, можно определить как

$$\sigma_0 = \sigma_T + \sigma_S. \qquad (3)$$

Допустим, что по всей толщине покрытия продольные деформации одни и те же в любом направлении, т.е. материал пленки равномерно деформирован (растянут или сжат), сдвиговые деформации отсутствуют, а напряженное состояние $\sigma(\tau)$ в любом направлении, параллельном поверхности основы, можно считать одномерным, зависящим только от времени τ. Одномерный случай выбран с целью упрощения математических рассуждений с учетом предполагаемой изотропии свойств материала по всем направлениям, параллельным плоскости контакта пленки и основы.

Известно, что вязкоупругое течение материала реализуется за счет движения имеющихся в нем дислокаций. В процессе своего движения они способны сливаться между собой, выходить за границы включений, скапливаться у дефектов структуры. В этой ситуации возможно нарушение сплошности материала пленки – появление рассматриваемых в данной рабо-

те дефектов. С учетом этой связи напряженного состояния с возможным появлением дефектов предполагаем следующее [4]: уменьшение напряжений в пленке в процессе релаксации ее напряженного состояния пропорционально увеличению ее относительной дефектной площади ΔS; скорость уменьшения относительного напряжения $[\sigma(\tau) - \sigma_0]/\sigma_0$ совпадает со скоростью увеличения относительной дефектной площади, отнесенной к ее начальному значению S_0. Из этих предположений вытекает, что относительное изменение внутренних напряжений в тонкопленочном покрытии равно изменению его относительной дефектной площади, т.е.:

$$\frac{\sigma_0 - \sigma(\tau)}{\sigma_0 - \sigma_к} = \Delta S, \qquad (4)$$

где $\sigma_к$ – конечное напряжение в покрытии при $\tau \to \infty$, Н/м^2.

Вывод математической модели кинетики дефектообразования тонкопленочного покрытия, полученного методом конденсации в вакууме

Считая материал пленки вязкоупругим, процесс релаксации напряжений можно описать в рамках теории, построенной на основании реологического соотношения Максвелла–Томсона [8], которое в рассматриваемой ситуации сводится к виду:

$$Hn\dot{\varepsilon} + E\varepsilon = \sigma + n\dot{\sigma}, \qquad (5)$$

где n – время релаксации, характеризующее внутренние механические свойства материала пленки, с;

E – длительный модуль упругости, Н/м^2;

H – мгновенный модуль упругости, Н/м^2;

ε – относительное удлинение;

$\dot{\varepsilon}$ – скорость изменения относительного удлинения, с$^{-1}$;

σ – механическое напряжение в пленке, Н/м^2;

$\dot{\sigma}$ – скорость изменения механического напряжения в пленке, Н/(м^2·с).

Поскольку с течением времени деформация покрытия остается неизменной, то можно записать:

$$\varepsilon = \varepsilon_0 = \text{const}. \qquad (6)$$

С учетом (6) выражение (5) принимает вид:

$$\sigma + n\dot{\sigma} = E\varepsilon_0 \text{ или } \sigma + n\frac{d\sigma}{d\tau} = E\varepsilon_0. \qquad (7)$$

Это соответствует случаю, когда после осаждения на основу и охлаждения пленка получила постоянную во времени деформацию ε_0, а возникшие в ней механические напряжения уменьшаются в связи с развитием дислокаций.

Решением уравнения (7) является зависимость:

$$\sigma(\tau) = E\varepsilon_0 + (H - E)\varepsilon_0 e^{-\tau/n}. \qquad (8)$$

Из (8) следует, что в начальный момент времени ($\tau = 0$) напряжение σ_0 определяется равенством:

$$\sigma_0 = H\varepsilon_0, \qquad (9)$$

а конечное напряжение $\sigma_к$ в покрытии (при $\tau \to \infty$) задается выражением:

$$\sigma_к = E\varepsilon_0. \qquad (10)$$

С учетом (8), (9) и (10), а также гипотезы (4), для количественной оценки увеличения относительной дефектной площади ΔS можно записать:

$$\Delta S = \frac{\sigma_0 - \sigma(\tau)}{\sigma_0 - \sigma_к} = \frac{H\varepsilon_0 - [E\varepsilon_0 + (H - E)\varepsilon_0 e^{-\tau/n}]}{H\varepsilon_0 - E\varepsilon_0} = 1 - e^{-\tau/n}. \qquad (11)$$

Для практических расчетов по (11) необходимо знать численное значение параметра n, который можно считать показателем интенсивности старения исследуемого покрытия. Специфика тонкопленочных структур, получаемых методом конденсации в вакууме (фазовая и структурная неравновесность, адгезионная связь с основой, релаксация механических напряжений и т.п.), не предоставляет возможности определения этой величины аналитическими методами. Очевидно, что для каждого конкретного случая она принимает собственное значение. Параметр n можно рассчитать по относительной дефектной площади покрытия в начальный после напыления момент времени $\tau = 0$ и в момент времени $\tau = \tau_1 > 0$. При этом должны быть определены относительные дефектные площади $S(0) = S_0$ и $S(\tau_1) = S_1$. После этого записываем уравнение для определения n:

$$\Delta S_1 = S_1 - S_0 = 1 - e^{-\tau_1/n}. \qquad (12)$$

Отсюда можно получить:

$$n = -\frac{\tau_1}{\ln(1 - \Delta S_1)}. \qquad (13)$$

Величины S, а следовательно, и ΔS обычно малы по сравнению с единицей. Учитывая это, для n можно получить приближенное выражение:

$$n = \frac{\tau_1}{\Delta S_1}, \qquad (14)$$

(разложив в степенной ряд $\ln(1 - \Delta S_1) = -[\Delta S_1 + \Delta S_1^2/2 + \Delta S_1^3/3 \ldots]$, при $\Delta S_1 \ll 1$ правомерно пренебречь членами второго и более высоких порядков малости).

С учетом (14) из выражения (11) можно вывести:

$$\Delta S = 1 - \exp\left(-\Delta S_1 \frac{\tau}{\tau_1}\right). \qquad (15)$$

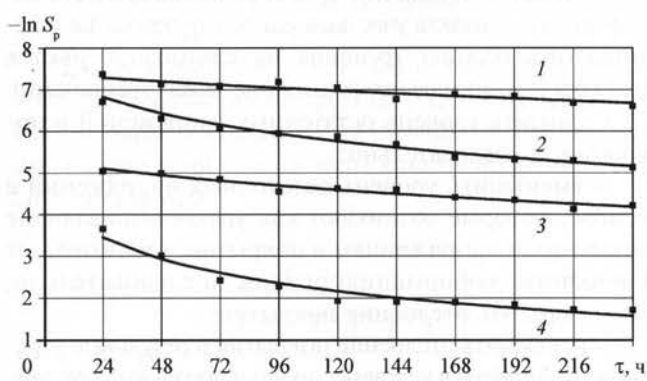
С помощью последнего выражения предлагается осуществлять оценку изменения относительной дефектной площади тонкопленочных покрытий с течением времени.

Справедливость полученного выражения была проверена путем сравнения приведенных в работе [12] результатов экспериментов по определению относительной дефектной площади тонкопленочных покрытий из Cr, Ni (нанесение выполняли методом косвенного катодного нагрева), GeO (нанесение выполняли методом магнетронного реактивного распыления) и трехслойного покрытия, представляющего собой композицию из последовательных слоев Cu–CoNi–GeO (Cu и CoNi – наносили методом электронно-лучевого испарения, GeO – методом косвенного катодного нагрева) до (S_0) и после ($S_{эксп}$) экспресс-испытаний на старение с данными расчетов по указанной формуле. Расчетное значение $S_р$ относительной дефектной площади при этом определяли из выражения:

$$S_р = S_0 + \Delta S. \qquad (16)$$

Для определения эмпирической ΔS_1, входящей в выражение (15), дополнительно, в соответствии с методикой, изложенной в [12], была определена относительная дефектная площадь S_1 исследуемых образцов при их выдержке в условиях экспресс-испытаний на старение в течение времени τ_1 = 24 ч. Полное время τ выдержки образцов составляло 240 ч. Результаты сравнения экспериментальных и расчетных данных приведены на рисунке.

Анализ полученных данных свидетельствует об удовлетворительном согласии расчетных и экспериментальных результатов оценки развития дефектности тонкопленочных покрытий с течением времени, что позволяет рекомендовать разработанную математическую модель для качественной и количественной оценки процесса старения тонкопленочных покрытий, полученных методом конденсации в вакууме на стеклянную основу.



Изменение дефектности (относительной дефектной площади $S_р$) тонкопленочных покрытий с течением времени τ (сплошные линии – результаты расчета; ■ – экспериментальные данные): *1* – Cr; *2* – Ni; *3* – Cu–CoNi–GeO; *4* – GeO

Выводы

Предложена и экспериментально проверена аналитическая зависимость кинетики изменения относительной дефектной площади тонкопленочных покрытий в процессе их старения. Эта зависимость получена на основании предположения о том, что изменение относительной дефектной площади пленки пропорционально уменьшению в процессе релаксации внутренних напряжений в ней. Материал пленки считается вязкоупругим, подчиняющимся реологическому соотношению Максвелла–Томсона.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Бабад-Захряпин А.А.** Дефекты покрытий. М.: Энергоатомиздат, 1987. 152 с.

2. **Горелик С.С., Дашевский М.Я.** Материаловедение полупроводников и диэлектриков. М.: Металлургия, 1988. 576 с.

3. **Александров Л.Н.** Кинетика образования и структура твердых слоев. Новосибирск: Наука. Сиб. отд-ние, 1972. 228 с.

4. **Шоркин В.С.** Контроль дефектности тонкопленочных покрытий // Тр. 5-й Междунар. конф. "Пленки и покрытия' 98"; под ред. В.С. Клубникина. СПб.: Полиплазма, 1998. С. 380–383.

5. **Технология** тонких пленок: справ. / под ред. Л. Майссела, Р. Глэнга. Т. 2. М: Советское радио, 1977. 768 с.

6. **Палатник Л.С., Фукс М.Я., Косевич В.М.** Механизм образования и субструктура конденсированных пленок. М.: Наука, 1972. 320 с.

7. **Дистлер Г.И.** Электрическая структура реальных поверхностей твердых тел и формирование граничных слоев с особыми свойствами, обеспечивающими передачу дальнодействующего влияния твердых тел: В кн. Поверхностные силы в тонких пленках и дисперсных системах. М.: Наука, 1972. С. 245–261.

8. **Огибалов П.М., Ломакин В.А., Кишкин Б.П.** Механика полимеров. М.: Изд-во МГУ, 1975. 528 с.

9. **Тонкие** пленки. Взаимная диффузия и реакции / под ред. Дж. Поута, К. Ту, Дж. Мейера. М.: Мир, 1982. 576 с.

10. **Палатник Л.С., Черемской П.Г., Фукс М.Я.** Поры в пленках. М.: Энергоатомиздат, 1982. 214 с.

11. **Исследование** и разработка накопителя информации на оптическом диске с однократной записью и многократным воспроизведением: (отчет о НИР) / Рук. В.А. Корниенко, ОФ ИПИ АН СССР № Г.Р. 01.8.80 066348. Инв. № 02.900.034528; 02.900.038669. Орел, 1989. 450 с.

12. **Контроль** дефектности тонкопленочных вакуумных конденсаторов / К.Ю. Фроленков, В.С. Шоркин, Н.М. Ростовцев и др. // Упрочняющие технологии и покрытия. 2006. № 8. С. 43–46.

УДК 621.793

В.С. Антонюк *(Киевский политехнический институт, Украина),*
Е.Б. Сорока *(Институт проблем прочности им. Г.С. Писаренко, Киев, Украина)*

Конструирование дискретно-модифицированных износостойких поверхностей

Рассмотрены методы определения конструкционных параметров износостойкого дискретного поверхностного слоя. Показано, что выбор этих параметров зависит от типа модифицированной поверхности и условий эксплуатации деталей и инструмента. В основу определения конструкционных параметров упрочненной поверхности положены минимизация напряженного состояния и условия деформирования в системе основа–покрытие.

Ключевые слова: *система основа–покрытие, модифицированный поверхностный слой дискретного типа, напряженно-деформированное состояние, адгезионная и когезионная прочность.*

Methods to determine constructive parameters for wear-resistant discrete layer are observed. It is shown that choice of these parameters depends on the type of modified surface and exploitation conditions. The basic principles to determine constructive parameters for wear-resistant surface are minimization of stress state and conditions of straining in the composition substrate–coating.

Key words: *system basis–coating, modified surface layer of discrete type, stressedly-deformed state, adhesion and cohesion strength.*

Введение

Состояние и свойства поверхности во многом определяют ряд механических характеристик материалов. Роль поверхности особенно важна для деталей машин, механизмов и инструментов, работающих в условиях изнашивания при больших нагрузках. С этой точки зрения, высокое качество продукции машиностроения и инструментального производства обеспечивается различными методами модификации поверхностных слоев, среди которых все большее распространение получают такие, которые позволяют создавать дискретную топографию поверхности [1]. Например, упрочненные износостойкие зоны формируются при помощи высококонцентрированных источников нагрева лазерным лучом или плазменной струей [2], а также методом электроискрового легирования. Такие методы являются дискретными по своей природе и позволяют сочетать износостойкость и твердость упрочненных участков с повышенной пластичностью неупрочненных зон. При этом регулирование параметров нанесения дает возможность получать участки различных размеров и глубины.

Большинство методов поверхностного упрочнения формируют сплошной поверхностный слой. Широко распространен метод вакуум-плазменного нанесения, который традиционно используется для создания сплошных однослойных или многослойных покрытий. Однако модернизация установок для нанесения покрытий также позволяет получать вакуум-плазменные покрытия дискретного типа [3].

Кроме сочетания в системе основа–покрытие дискретного типа таких, на первый взгляд, взаимоисключающих свойств, как твердость и пластичность, эти композиции позволяют:

- исключить когезионное растрескивание покрытия при нагружении детали изгибающим моментом или растягивающими усилиями, которые передаются покрытию через поверхность адгезионного контакта;
- исключить адгезионное отслоение покрытия нормальным отрывом по краям участков при контактном нагружении;
- снизить вероятность отслоения в результате сдвига в зоне адгезионного контакта от действия касательных напряжений, особенно в условиях контактного нагружения с трением;
- ограничить развитие трещины по поверхности адгезионного контакта участком одного дискрета, т.е. предотвратить переход трещины на следующий участок (дискрет – минимальное расстояние между трещинами);
- снизить уровень остаточных напряжений в покрытии, а следовательно:

– уменьшить уровень остаточных напряжений в основе, которые возникают как уравновешивающие остаточным напряжениям в покрытии, что позволяет уменьшить деформацию основы, а следовательно, предотвратить отслоение покрытия;

– исключить отслоение покрытия в результате утраты устойчивости в условиях продольного изгиба от действия значительных остаточных напряжений сжатия;

– снизить уровень суммарных эквивалентных напряжений в покрытии в условиях эксплуатационного нагружения.

Таким образом, предполагается, что покрытия дискретного типа являются достаточно стойкими к когезионному растрескиванию и адгезионному отслоению при различных видах нагружения. Использовать в полной мере преимущества таких покрытий можно, если правильно выбрать параметры поверхностного слоя, в частности такие, как размеры и форма дискретных участков, а также сплошность покрытия.

Целью настоящей работы является изложение и анализ предложенных подходов к конструированию дискретно-модифицированных износостойких поверхностей, т.е. к определению параметров износостойкого поверхностного слоя на основе минимизации напряженно-деформированного состояния в системе основа–покрытие.

Обеспечение когезионной прочности

Предотвратить когезионное растрескивание покрытия предложено на основе принципа самоорганизации системы путем создания дискретного поверхностного слоя, идентичного тому, который возник бы при растрескивании в условиях нагружения основы растягивающим усилием [4]. Размер дискретного участка ограничивается шагом трещины (рис. 1).

Максимальный приведенный размер C участка покрытия дискретного типа определяется по формуле:

$$C = -\frac{1}{k}\ln\left(0{,}1 + \frac{\sigma_{\text{п}}^{T} + \sigma_{\text{п}}^{\text{ост}}}{\varepsilon_{\text{кр}} E_{\text{п}}}\left(1 + \frac{E_{\text{п}} h_{\text{п}}}{E_{\text{о}} H_{\text{о}}}\right)\right), \qquad (1)$$

где $\sigma_{\text{п}}^{T}$, $\sigma_{\text{п}}^{\text{ост}}$ – температурные и остаточные напряжения в покрытии;

$\varepsilon_{\text{кр}}$ – критическая деформация основы, превышение которой приводит к когезионному растрескиванию;

$H_{\text{о}}$ – полутолщина основы;

$h_{\text{п}}$ – толщина покрытия;

$E_{\text{о}}$, $E_{\text{п}}$ – модули упругости основы и покрытия;

k – коэффициент, который зависит от модулей упругости основы и покрытия.

Предложенная методика дает возможность спрогнозировать размеры дискретных участков покрытия с учетом эксплуатационных, остаточных и температурных напряжений еще на этапе конструирования детали с покрытием.

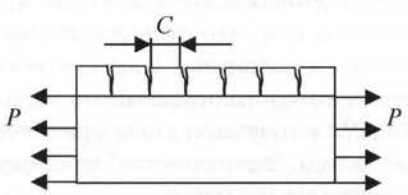


Рис. 1. Схема растрескивания покрытия под действием эксплуатационного нагружения *P*

Роль остаточных напряжений

Важную роль в обеспечении прочности поверхности играет уровень остаточных напряжений. Остаточные напряжения коррелируют практически со всеми эксплуатационными свойствами деталей с покрытиями. Так, напряжения растяжения отрицательно влияют на эксплуатационные характеристики покрытия, в частности на когезионную прочность.

Анализ формулы (1), а также результаты экспериментальных исследований показывают, что покрытия, которым присущ высокий уровень остаточных напряжений сжатия, напротив, проявляют стойкость к когезионному растрескиванию. Вместе с тем высокий уровень остаточных напряжений сжатия может приводить к адгезионному отслоению покрытия в результате утраты стойкости элементом покрытия еще до начала его эксплуатации [5]. Кроме того, следует учитывать, что напряжениям сжатия в покрытиях соответствуют растягивающие напряжения в основном материале. Так, в работе [6] показано, что для системы с вакуум-плазменным покрытием на основе нитрида титана напряжения в поверхностных слоях основы из инструментальной стали достигают порядка 100...200 МПа, что соответствует началу пластического течения в приповерхностных слоях основного материала, вследствие чего наблюдается отслоение покрытия. В условиях значительных контактных нагрузок совместное действие сжимающих контактных напряжений и остаточных напряжений сжатия является причиной нарушения контактной прочности покрытия и его разрушения.

С целью установить характер влияния размеров дискретных участков и сплошности вакуум-плазменных покрытий на остаточные напряжения были проведены экспериментальные исследования с последующим расчетом остаточных напряжений [7]. Покрытия (Ti; Al)N разной толщины наносили на образцы размером 120×5×0,5 мм из быстрорежущей стали Р6М5 методом конденсации из плазменной фазы в условиях ионной бомбардировки поверхности. Перед нанесением покрытия образец закрепляли в специальном кондукторе, а после нанесения покрытия зажимы кондуктора снимали и измеряли прогиб образца.

Для определения остаточных напряжений в покрытиях использовали тот факт, что при напылении покрытия на основу небольшой толщины остаточные напряжения в покрытии приводят к деформации основы в виде дуги окружности. Измеряя прогиб деформированной таким методом пластинки, по фор-

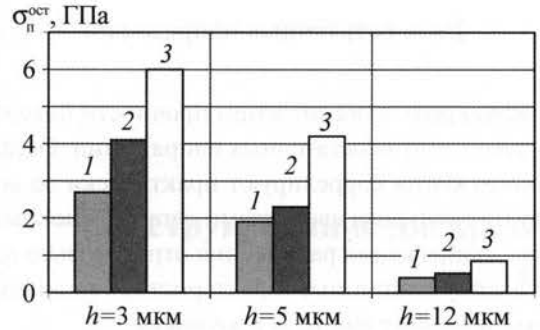


Рис. 2. Абсолютные значения остаточных напряжений сжатия $\sigma_п^{ост}$ для покрытий сплошностью ψ = 45 % с размером дискретного участка:
1 – 0,045×0,045 мм; *2* – 0,2×0,2 мм; *3* – 0,4×0,4 мм; *h* – толщина дискретного участка

мулам, основанным на использовании уравнения упругой линии, определяли остаточные напряжения:

$$\sigma_п^{ост} = \frac{32 E_о H_о^3 f}{3a^2 h_п (1-\mu_о)(2H_о + h_п)}, \qquad (2)$$

где $\mu_о$ – коэффициент Пуассона материала основы;
f – прогиб образца;
a – длина образца.

В результате было установлено, что в покрытиях дискретного типа наблюдается снижение остаточных напряжений в сравнении со сплошными покрытиями. При одинаковой сплошности покрытия эти напряжения снижаются с уменьшением размеров дискретных участков, что позволяет ограничить остаточные напряжения сжатия и понизить вероятность разрушения в условиях контактного нагружения при сохранении высокой сплошности (рис. 2), а также уменьшить напряжения растяжения в основном материале.

Обеспечение адгезионной прочности

Адгезионное отслоение от основы может происходить в результате нормального отрыва при нагружении поверхности с покрытием сосредоточенной силой *P*. Рассматривая участок покрытия как балку на упругом основании, можно решить задачу о расчете прогиба такого участка [8]. При этом элемент электроискрового покрытия (включения) рассматривается как балка с жестко закрепленными концами (рис. 3, *а*), а дискретный участок вакуум-плазменного покрытия – как балка со свободными концами (рис. 3, *б*).

Проинтегрировав дифференциальные уравнения упругой линии для балки на упругом основании, по-

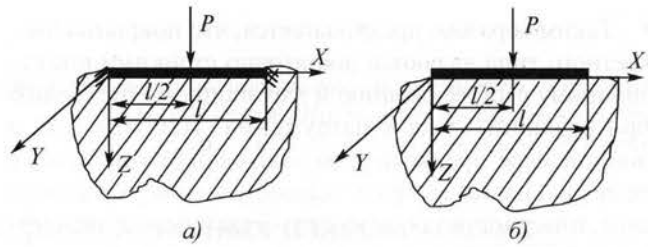


Рис. 3. Схема дискретного участка электроискрового покрытия (*а*) и вакуум-плазменного покрытия (*б*) под действием нагружения сосредоточенной силой *P*

лучили выражения для прогибов $w(x)$ участка электроискрового покрытия:

$$w(x) = -\frac{1}{E_п I} \times \left\{ M_0 L^3 Y_3\left(\frac{x}{L}\right) + Q_0 L^3 Y_4\left(\frac{x}{L}\right) - L^3 P Y_4\left(\frac{x - l/2}{L}\right)\right\} \qquad (3)$$

и вакуум-плазменного покрытия:

$$w(x) = w_0 Y_1\left(\frac{x}{L}\right) + \theta_0 Y_2\left(\frac{x}{L}\right) + \frac{L^3}{E_п I} P Y_4\left(\frac{x - \frac{l}{2}}{L}\right), \qquad (4)$$

где M_0 и Q_0 – изгибающий момент и перерезывающая сила в начале координат;
w_0, θ_0 – прогиб и угол поворота в начале координат;
Y_1, Y_2, Y_3, Y_4 – функции А.Н. Крылова;
$L = \sqrt[4]{\frac{4E_п I}{\alpha}}$ – расстояние между дискретами;
$E_п$ – модуль упругости материала покрытия;
I – момент инерции сечения балки относительно оси *Y*.

Для определения параметров электроискрового покрытия проводили расчеты для твердого сплава ВК8 ($E_п = 7{,}1 \cdot 10^5$ МПа), нанесенного на быстрорежущую сталь Р6М5 ($E_о = 2{,}2 \cdot 10^5$ МПа). Параметры вакуум-плазменного покрытия определяли на примере покрытия TiN ($E_п = 4{,}4 \cdot 10^5$ МПа), нанесенного на титановую основу ВТ3–1 ($E_о = 1{,}1 \cdot 10^5$ МПа).

Анализ полученных результатов (рис. 4) позволяет сделать вывод о том, что существует соотношение между длиной *l* и толщиной *h* дискретного участка, ниже значения которого покрытие по всей длине под действием сосредоточенной силы приобретает положительный прогиб: "вдавливается" в основу и адгезионное отслоение не наступает.

Для электроискрового покрытия ВК8 на Р6М5 это соотношение составляет $l \le 7h$, а для TiN на титано-

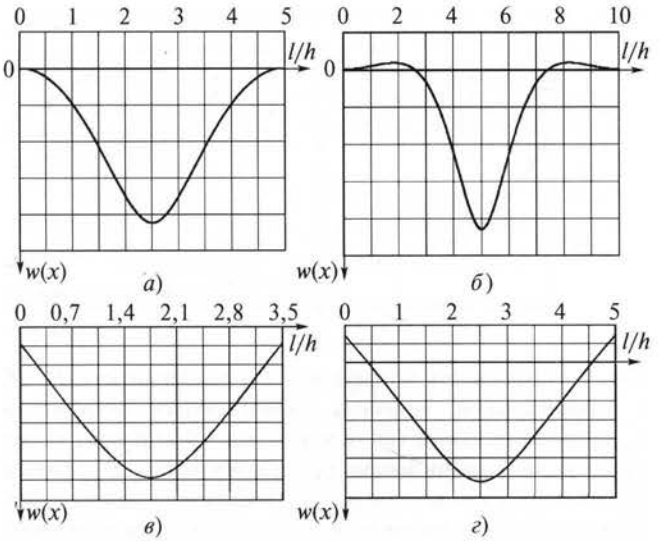


Рис. 4. Формы прогиба под действием силы *P* дискретных участков покрытия ВК8 (*а, б*) и TiN (*в, г*) с разным соотношением *l/h*:
а, г – 5; *б* – 10; *в* – 3,5

вом сплаве – $l \leq 3{,}5h$. Для длины $l > 7h$ участка ВК8 и участка TiN с $l > 3{,}5h$ наблюдаются зоны с отрицательным прогибом, для которых вероятно адгезионное отслоение покрытия от основы. Здесь уместна аналогия об элементе (например, стекло), на который сверху приложена равномерно распределенная нагрузка. Если этот элемент протяженный, то он сломается (потрескается) или отойдет от основы по краям. Если ограничить его размер, он вдавится в основу, не разрушаясь (например, кусочек стекла в песке).

Адгезионное отслоение покрытия от основы может происходить так же, как сдвиг на поверхности адгезионного контакта под действием касательных напряжений, которые являются следствием эксплуатационных нагрузок. Влияние параметров покрытия дискретного типа на напряженное состояние поверхности адгезионного контакта, а значит, и на прочность сцепления в условиях контактных нагрузок и интенсивного трения исследовали с применением метода конечных элементов [9]. Это позволило рассчитать напряженно-деформированное состояние системы основа–покрытие дискретного типа, в частности установить зависимость касательных напряжений на поверхности адгезионного контакта в условиях контактного нагружения при наличии трения (рис. 5).

Для рассмотрения был выбран элемент твердотельной модели режущего инструмента из твердого сплава ВК8 с вакуум-плазменным покрытием дискретного типа. Анализ полученных результатов показывает, что возрастание коэффициента трения приводит к перераспределению касательных напряжений. Так, с ростом силы трения максимальные

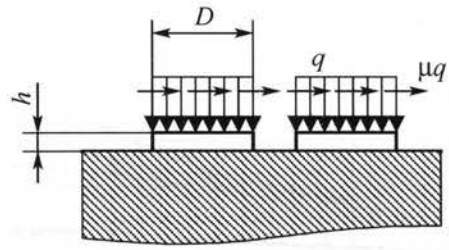


Рис. 5. Схема контактного нагружения элемента с покрытием дискретного типа при наличии касательной составляющей нагружения

касательные напряжения наблюдаются ближе к поверхности адгезионного контакта, далее максимум переходит в сам дискретный участок покрытия, а затем и на его поверхность. Увеличение коэффициента трения приводит также к тому, что максимум касательных напряжений смещается в направлении действия силы трения, а в плоскости адгезионного контакта касательные напряжения распределены вдоль всей поверхности контакта.

На основе расчетных данных построены зависимости отношения максимальных касательных напряжений на поверхности адгезионного контакта $\tau_{адг}$ к интенсивности приложенной нагрузки q для различных размеров дискретного участка и коэффициентов трения (рис. 6, 7). Учтено, что коэффициент трения зависит от типа покрытий и материала контртела [10, 11].

Анализ полученных зависимостей показывает, что выбор геометрических параметров износостойкой дискретной поверхности должен осуществляться с учетом материалов фрикционной пары. Показано, что напряженность адгезионного контакта для участков размером до 40 мкм практически не зависит от коэффициента трения, а с увеличением размеров дискретного участка влияние коэффициента трения на напряженность адгезионного контакта возрастает.

Определение шага расположения упрочненных зон и сплошности покрытия

Шаг расположения упрочненных зон (размер относительно пластичного междискретного промежутка-перемычки) при формировании дискретного слоя при помощи плазменной струи предложено выбирать из условия минимального уровня напряжений в этой зоне [12]. Глубина и ширина зоны определяются самой технологией упрочнения.

Так, плазменная обработка чугуна вызывает образование упрочненной зоны с поперечным сечением в форме сегмента круга глубиной 2,4...3,4 мм и шириной 8...12 мм. Анализ результатов численных расчетов напряженно-деформированного состояния по-

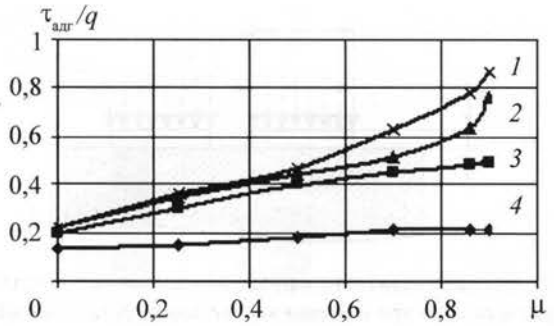


Рис. 6. Зависимость значений относительных касательных напряжений $\tau_{адг}/q$ на поверхности адгезионного контакта от коэффициента трения μ для дискретных участков размером *D*, мкм: *1* – 240; *2* – 120; *3* – 60; *4* – 40

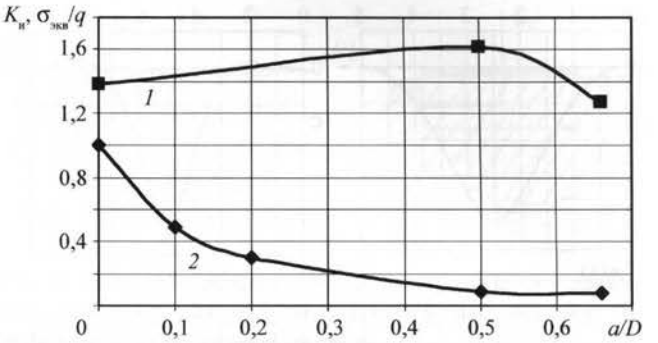


Рис. 7. Зависимость коэффициента износостойкости $K_и$ (*1*) и относительной величины эквивалентных напряжений $\sigma_{экв}/q$ в центре зазора (*2*) от относительной величины зазора между упрочненными зонами (*a* – размер зазора, *D* – размер упрочненной зоны) при плазменной обработке в направлении, перпендикулярном направлению изнашивания с микрооплавлением

верхности чугуна ВЧ80 с упрочненными участками шириной 10 мм в условиях контактного нагружения показал, что при ширине междискретного промежутка $a = 1...2$ мм эквивалентные напряжения (по Мизесу) в центре неупрочненной зоны достаточно высоки и уменьшаются с ростом *a*, достигая некоторого значения при $a = 4...5$ мм, что составляет половину ширины упрочненной зоны (см. рис. 7). Дальнейшее увеличение размера *a* не приводит к разгрузке пространства перемычки, кроме того, размер "мягкого" участка ограничен сверху технологическими требованиями, связанными с размерами зон термического влияния. Экспериментально показано также, что увеличение расстояния между упрочненными дорожками свыше половины ширины последних приводит к снижению износостойкости.

Наиболее высокие значения износостойкости наблюдались при $a = D/2 \approx 4...5$ мм, что согласуется с минимальным уровнем напряжений в материале перемычки.

Предложен подход [13] для определения сплошности вакуум-плазменных покрытий из условия того, что эквивалентное напряжение от действия контактного нагружения и остаточных напряжений должно быть меньше допустимого напряжения при сжатии для материала покрытия:

$$\frac{\sigma_{п.экв} k_1(D, h)}{\psi} \le [q_п], \qquad (5)$$

где $\sigma_{п.экв}$ – эквивалентные напряжения на поверхности сплошного покрытия от действия контактного нагружения и остаточных напряжений;

$k_1(D, h)$ – коэффициент, показывающий долю остаточных напряжений в покрытии дискретного типа заданного размера *D* и толщины *h* от остаточных напряжений в сплошном покрытии;

ψ – сплошность покрытия дискретного типа;

$[q_п]$ – допустимое напряжение при сжатии для материала покрытия.

Очевидно, покрытие, сплошность которого удовлетворяет условию (5), будет устойчиво к контактному нагружению. При этом будут учтены две противоположные тенденции: увеличение контактного давления на дискретный участок покрытия и снижение остаточных напряжений в покрытии дискретного типа.

Выводы

Показано, что выбор параметров износостойкого поверхностного слоя зависит от типа модифицированной поверхности и условий эксплуатации. В основу выбора параметров упрочненной поверхности положена минимизация напряженного состояния при различных условиях нагружения в системе основа–покрытие. Рассмотрены возможности предотвращения адгезионного, когезионного и контактного разрушения поверхностного слоя в зависимости от условий нагружения:

- определена величина участка (площадь или размер *D*) покрытия исходя из расчета шага трещины под действием внешнего силового и температурного нагружения, а также остаточных напряжений;
- анализ формы прогиба участка электроискровых и вакуум-плазменных покрытий при нагружении сосредоточенной силой позволил выбрать такие соотношения параметров покрытий, которые исключают их нормальный отрыв от основы;
- полученные зависимости касательных напряжений на поверхности адгезионного контакта при контактном нагружении с учетом силы трения от размеров участков покрытия позволяют определить

параметры покрытий, при которых отсутствует адгезионное отслоение;

• условие соблюдения контактной прочности поверхности с покрытием позволило определить сплошность покрытия;

• анализ напряженно-деформированного состояния поверхности после плазменной обработки высокопрочного чугуна дал возможность выбрать шаг расположения упрочненных зон.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Ляшенко Б.А., Мовшович А.Я., Долматов А.И.** Упрочняющие покрытия дискретной структуры // Технологические системы. 2001, № 4 (10). С. 17–25.

2. **Самотугин С.С., Малинов Л.С., Самотугина Ю.С., Ляшенко Б.А.** Повышение износостойкости чугунных деталей дифференцированной (дискретной) плазменной обработкой // Инженерия поверхности и реновация изделий: матер. междунар. науч.-техн. конф. Киев: АТМ Украины. 2002. С. 158–161.

3. **Технологическое** обеспечение вакуум-плазменных покрытий дискретной структуры / Е.К. Соловых, Б.А. Ляшенко, А.В. Рутковский и др. // Технологические системы. 2007. № 2. С. 22–27.

4. **Антонюк В.С., Ляшенко Б.А., Сорока Е.Б.** Выбор параметров покрытий дискретной структуры при модификации поверхности режущего инструмента // Упрочняющие технологии и покрытия. 2005. № 3. С. 49–50.

5. **К анализу** напряженного состояния покрытий / Б.А. Ляшенко, В.В. Ришин, С.Ю. Шаривкер и др. // Жаростойкие и теплостойкие покрытия: тр. 4-го всесоюзн. совещ. Ленинград: Наука. 1969. С. 454–456.

6. **Rickerby D.S.** Internal stress and adherence of titanium nitride coatings // J. Vac. Sci. Technol. A4 (6). No. 11/12. 1986. P. 2809–2814.

7. **Ляшенко Б.А., Антонюк В.С., Сорока Е.Б., Рутковский А.В.** О снижении остаточных напряжений в вакуум-плазменных покрытиях дискретной структуры // Сверхтвердые материалы. 2005. № 2. С. 72–75.

8. **Антонюк В.С., Сорока О.Б.** Забезпечення міцності поверхонь із зносостійкими покриттями // Зб. наук. праць ЖДТУ. 2007. Вип. 5. Ч. 1. С. 197–206.

9. **Сорока О.Б.** Напруженість поверхні адгезійного контакту в системі "основа–покриття" // Вестник двигателестроения. 2007. № 2. С. 8–10.

10. **Андреев А.А., Саблев Л.П., Шулаев В.М., Григорьев С.Н.** Вакуумно-дуговые устройства и покрытия, Харьков: ННЦ ХФТИ, 2005. 236 с.

11. **TiN, TiC and Ti(C, N)** film characterisation and its relationship to tribological behaviour / R. Bertroncello, A. Gasagrande, M. Casarin, et al. // Surface and Interface Analysis. 1992. Vol. 18. P. 525–531.

12. **Ляшенко Б.А., Самотугина Ю.С., Сорока Е.Б., Калиниченко В.И.** Расчетная оценка напряженного состояния покрытий дискретного строения на высокопрочном чугуне // Захист металургійних машин від поломок. 2006. Вип. 9. С. 221–225.

13. **Антонюк В.С., Сорока О.Б., Ляшенко Б.А., Рутковский А.В.** Дискретні покриття на різальному інструменті // Проблемы прочности. 2007. № 1. С. 138–143.

Мельник В.А. **Торцовые уплотнения валов**: справочник. (Библиотека конструктора). 2008. – 320 с., тв. пер., 70×100 1/16

ISBN 978-5-217-03383-6

Цена с НДС 484 руб.

Приведен механизм работы торцовых уплотнений, включая процессы протекающие в уплотняющей щели, гипотезы уплотняющей и несущей способности торцовых уплотнений и известные методы их расчета. Представлены новые сведения по исследованиям и расчетам торцовых уплотнений, управлению работой торцового уплотнения и связанными с этим возможностями расчетного проектирования торцовых уплотнений с заданными рабочими характеристиками. Приведены технические решения, которые могут успешно использоваться в конструкторской практике.

Впервые даны конструктивные исполнения газовых торцовых уплотнений, описание их работы, необходимое дополнительное оборудование, наиболее распространенные схемы и методы расчета уплотняющих пар.

Для специалистов, занимающихся разработкой и эксплуатацией узлов уплотнений валов, может быть полезна преподавателям и студентам втузов.

Приобрести книгу можно непосредственно в издательстве "Машиностроение", прислав заявку в отдел реализации по факсу: (495) 269-48-97; по e-mail: realiz@mashin.ru; по почте: 107076, Москва, Стромынский пер., 4. ООО "Издательство Машиностроение". Справки по тел. (495) 269-66-00. http://www.mashin.ru

Н.В. Камышанченко, А.В. Гальцев, И.Ю. Гончаров
(Белгородский государственный университет),
И.М. Неклюдов *(ННЦ ХФТИ, Украина)*

Влияние эффекта Баушингера на механические свойства никеля от исходного структурного состояния

Приведены результаты исследования влияния эффекта Баушингера на механические свойства никеля марки Н0 от исходного структурного состояния. Все образцы были разделены на три исследовательские партии. Обработанные по разным технологиям образцы подвергали изгибному знакопеременному нагружению с постоянной амплитудой вдоль цилиндрической поверхности при комнатной температуре. Во всех партиях независимо от исходного состояния структуры и остаточной деформации выявлены следы скольжения, плотность которых увеличивается с числом циклов знакопеременного нагружения. В образцах первой и второй партий с увеличением плотности следов скольжения образуются полосы скольжения с явно выраженными экструзивными и интрузивными характеристиками. Образцы третьей партии отличаются не только шероховатостью поверхности, но и глубиной следов скольжения. Полученные значения предела текучести позволяют утверждать, что предложенная технология деформационного старения способствует подавлению эффекта Баушингера и улучшает эксплуатационные характеристики, в частности долговечность.

Ключевые слова: *эффект Баушингера, никель, деформационное старение, барьеры Ломера–Коттрелла*

The research results of the influence of Bauschinger's effect on the stress-strain properties of the nickel of mark H0 from the initial structural state are presented. All the samples were divided into three research lots. The samples, treated according different methods, were exposed to the bend alternating loading with the constant amplitude along the radial surface at the room temperature. In all the lots, regardless of the initial structural state and permanent deformation value, the sliding marks are discovered, the density of which increases with the number of cycles of the alternating loading. In the samples of the first and the second lots with the increase of the sliding density marks the strips of sliding with clear extrusive and intrusive features are revealed. The samples from the third lot are different in comparison with the first and the second not only by the roughness of the surface but also by the depth of the sliding marks. The obtained values of the yield stress allow to claim that the suggested method of strain ageing promotes the suppression of the Bauschinger's effect and improves the field-performance data, durability, in particular.

Key words: *Baushinger effect, nickel, strain ageing, Lomer–Cottrell's barriers.*

Введение

Одним из наиболее важных достижений металлофизики в XX веке является достижение практически полного понимания микропричин эффекта Баушингера. Эффект Баушингера к настоящему времени обнаружен во всех металлах и сплавах, как в монокристаллах, так и в поликристаллах. Эффект Баушингера связывают с наличием остаточных напряжений в наиболее деформированных зернах металла, которые, складываясь с рабочими напряжениями при изменении знака нагружения, вызывают понижение пределов пропорциональности, упругости и текучести материалов.

Однако эффект не может быть объяснен только влиянием напряжений, существующих в зернах. Несомненно, определенную роль в поликристаллах играют напряжения, возникающие у границ зерен. Согласно современным представлениям, наблюдаемое деформационное упрочнение при знакопеременном нагружении может быть только в случае, если упрочнение при первоначальной деформации будет больше, чем упрочнение в противоположном направлении.

Проблеме увеличения долговечности и уменьшения влияния эффекта Баушингера при знакопеременных нагружениях на механические параметры уделялось и до настоящего времени уделяется постоянное внимание.

Одни из первых исследований, проведенные Хей и Джонесом [1], были посвящены изучению влияния среды на долговечность свинцовых образцов. Было показано, что долговечность свинцовых образцов при циклическом нагружении возрастает примерно в 10 раз в том случае, если их поверхность покрыть маслом или водой.

Гай и Сопвей исследовали другие металлы в вакууме и обнаружили сходные результаты. Проведенные Водсвортом и Хатчингсом испытания меди и алюминия в вакууме при $1 \cdot 10^{-5}$ мм рт.ст. показали увеличение долговечности соответственно в 20 и 5 раз.

Если подвергнуть образец на стадии знакопеременного деформирования без упрочнения отжигу, то после проведенного отжига возникает новое упрочненное состояние. Если проводить отжиг достаточно часто, то можно получить непрерывно возрастающее упрочнение, при этом в образце больше не развиваются типичные усталостные полосы скольжения [1].

Авторы считают [2], что в металлах, обладающих способностью проявления эффекта Баушингера, на-

копленную деформацию в процессе монотонного растяжения (сжатия) можно определить аналитическим расчетом.

Разработаны и нашли применение технологические способы обработки, позволяющие если не погасить эффект Баушингера, то заметно подавить его влияние [3–5].

Настоящая работа посвящена изучению влияния структурного состояния на подавление эффекта Баушингера.

Методика эксперимента. Материал и оборудование исследования

Образцы из никеля чистотой 99,998 % в виде полосы были вырезаны из листа вдоль проката размером 50×10×1,5 мм и проходили отжиг при температуре 1273 К в течение 60 мин в вакууме (не ниже $\approx 10^{-3}$ мм рт.ст.) с последующим остыванием с печью. Эти образцы в дальнейшем будут составлять первую исследовательскую партию. Вторую партию подвергали закалке от температуры 1373 К в воду с последующим погружением в жидкий азот до начала проведения эксперимента. Третья партия отожженных образцов подвергалась закалке с последующим деформированием с остаточной деформацией 2,0 % и последующим деформационным старением при комнатной температуре под нагрузкой $\sigma_н = 0{,}5\sigma_{0,2}$ в течение 180 мин.

Образцы всех трех партий подвергали изгибному знакопеременному деформированию на цилиндрическом приспособлении с радиусом обжатия 35 мм в одностороннем направлении с цикловой нагрузкой от 1 до 14 циклов при комнатной температуре. Зерно исследовали при помощи оптического микроскопа ПОЛАМ с увеличением ×170000. Поверхность исследовали при помощи сканирующего зондового микроскопа Smena-A.

Результаты эксперимента

Условия упрочнения при изгибе отличаются от условий упрочнения при сдвиге, растяжении и сжатии. Прежде всего, при изгибе упрочнение идет весьма быстро в начале деформации. Дальнейшее охватывающее сгибание образца вдоль цилиндрической поверхности с равномерной скоростью распространяет перемещение существующих и вновь образованных дислокаций до свободного торца.

Для всех трех партий характерны следующие особенности изменения предела текучести $\sigma_{0,2}$ (табл. 1):

1) повышение прироста предела текучести наблюдается при нагружении до определенного числа циклов;

2) при достижении максимального значения прироста предела текучести происходит его снижение с дальнейшим увеличением числа циклов знакопеременного нагружения;

3) во всех партиях прирост предела текучести при равенстве числа циклов знакопеременного нагружения различается: больший прирост отмечается в третьей партии в сравнении со второй и особенно первой;

4) дальнейшее увеличение числа циклов знакопеременного нагружения приводит к интенсивному спаду приращения предела текучести в первой партии и уменьшению предела текучести во второй и особенно в третьей партии.

Образовавшаяся остаточная деформация в результате изгиба позволяет утверждать, что процессы воздействия на структуру исследуемых образцов при выбранных условиях знакопеременного циклического нагружения происходят при больших амплитудах напряжения (табл. 2).

Под действием знакопеременного нагружения в отдельных зернах независимо от способа обработки появляются тонкие следы скольжения и число их растет с увеличением числа циклов нагружения и амплитуды напряжения. При равенстве числа циклов нагружения число следов скольжения меняется в зависимости от исходного состояния: минимальное значение соответствует первой партии и возрастает для второй и третьей партий.

На рис. 1 представлены данные о состоянии поверхности трех партий при исходных значениях знакопеременного нагружения.

Видно, что во всех партиях, независимо от исходного состояния структуры и остаточной деформации, которая пропорционально возрастает по мере увеличения числа циклов при одинаковом радиусе изгиба 35 мм, выявлены устойчивые следы скольжения, плотность которых увеличивается во второй партии и особенно в образцах третьей партии. В первой партии некоторые следы скольжения имеют вид ряда точек, а не сплошных линий. В образцах третьей партии увеличивается не только плотность линий скольжения, а также следы скольжения различаются глубиной и шероховатостью поверхности. Отсутствуют и полосы скольжения, которые появляются уже в начальный период в партиях 1 и 2, на образцах которых линии и полосы скольжения часто лишены непрерывного характера и заканчиваются или начинаются зачастую на границах зерен. Такие полосы скольжения обычно служат источниками усталостных трещин.

Таблица 1

Изменение приращения предела текучести $\sigma_{0,2}$ от числа циклов знакопеременного нагружения (радиус изгиба – 35 мм), МПа

n'/n''	Партия 1			Партия 2			Партия 3		
	$\sigma'_{0,2}$	$\sigma''_{0,2}$	$\Delta\sigma = \sigma''_{0,2} - \sigma'_{0,2}$	$\sigma'_{0,2}$	$\sigma''_{0,2}$	$\Delta\sigma = \sigma''_{0,2} - \sigma'_{0,2}$	$\sigma'_{0,2}$	$\sigma''_{0,2}$	$\Delta\sigma = \sigma''_{0,2} - \sigma'_{0,2}$
3/2	14,25	14,50	0,25	16,50	17,25	0,75	19,75	20,75	1,00
4/3	14,50	15,75	1,25	17,25	19,25	2,00	20,75	23,75	1,00
5/4	15,75	17,75	2,00	19,25	20,50	1,25	23,75	25,00	1,25
6/5	17,75	20,75	3,00	20,50	22,25	1,75	25,00	26,75	1,75
7/6	20,75	21,50	0,75	22,25	24,75	2,50	26,75	27,25	0,50
8/7	21,50	22,75	1,25	24,75	25,50	0,75	27,25	28,25	1,00
9/8	22,75	22,75	0	25,50	25,50	0	28,25	28,28	0,03
10/9	22,75	21,75	–1,00	25,50	25,00	–0,50	28,28	28,00	–0,28
12/10	21,75	20,50	–1,25	25,00	24,25	–0,75	28,00	27,50	–0,50
14/12	20,50	19,75	–0,75	24,25	23,00	–1,25	27,50	26,50	–1,00
16/14	19,75	16,65	–3,10	23,00	21,75	–1,25	26,50	25,25	–1,25
17/16	16,65	19,00	–2,35	21,75	20,00	–1,75	25,25	23,75	–1,50
20/17	19,00	16,05	–2,95	20,00	18,05	–1,95	23,75	22,00	–1,75

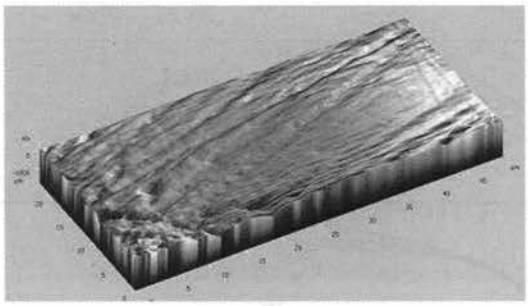
Обозначения: $\sigma'_{0,2}$ и $\sigma''_{0,2}$ – пределы текучести на предыдущем n' и последующем n'' циклах нагружения; $\Delta\sigma$ – изменение $\sigma_{0,2}$ соответствующих циклов.

Таблица 2

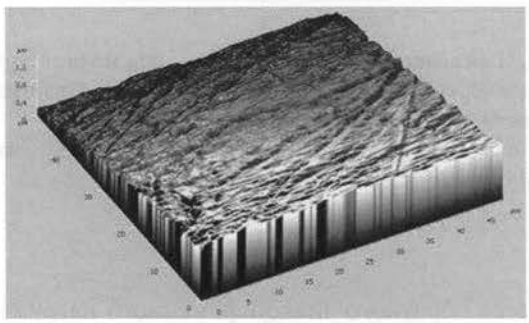
Остаточная деформация, образовавшаяся при знакопеременном изгибном нагружении (радиус изгиба – 35 мм)

n	Партия 1			Партия 2			Партия 3		
	$\sigma_a^{верх}$, МПа	ε, %	$\sigma_a^{ниж}$, МПа	$\sigma_a^{верх}$, МПа	ε, %	$\sigma_a^{ниж}$, МПа	$\sigma_a^{верх}$, МПа	ε, %	$\sigma_a^{ниж}$, МПа
2	14,25	10,10	12,00	16,50	9,13	11,77	19,75	6,91	11,55
4	15,75	10,33	11,65	19,25	9,56	11,35	23,75	7,15	11,35
6	20,75	10,06	10,78	22,25	9,84	10,75	26,75	7,25	10,60
8	22,75	11,03	10,56	25,50	10,41	10,45	28,25	7,80	10,34
10	21,75	11,39	9,75	25,00	10,79	10,05	28,00	8,17	10,00
12	20,50	11,39	9,55	24,25	11,02	10,00	27,50	8,40	9,88
14	19,75	11,81	9,25	23,00	11,54	9,90	26,50	8,90	9,55
16	16,65	12,24	8,99	21,75	11,52	9,88	25,25	9,19	8,98
20	16,50	13,23	8,78	20,00	12,17	9,55	23,75	9,52	8,75

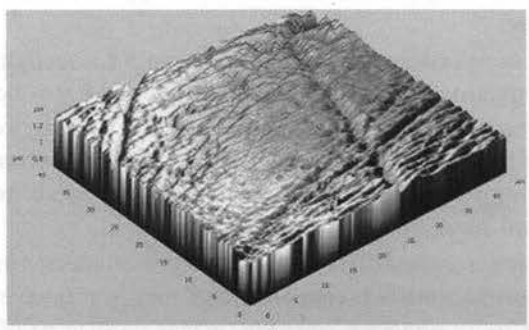
Обозначения: $\sigma_a^{верх}$ и $\sigma_a^{ниж}$ – верхнее и нижнее значения напряжения $\sigma_{0,2}$ механического гистерезиса при полном нагружении; ε – остаточная деформация при полном нагружении.



а)



б)



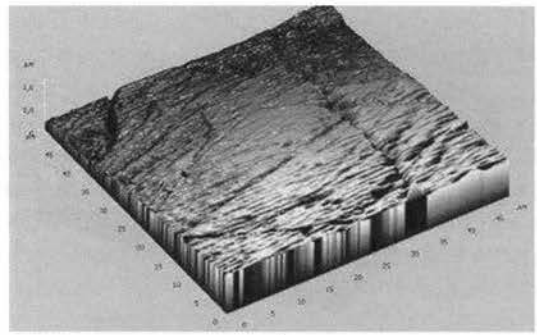
в)

Рис. 1. Сравнение состояния поверхности (×170000) макроструктуры со следами следов скольжения в образцах первой (*а*), второй (*б*) и третьей (*в*) партий при знакопеременном изгибном деформировании

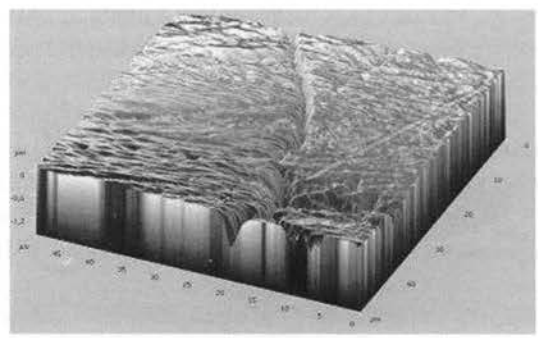
По мере увеличения числа циклов нагружения число следов и полос скольжения увеличивается, что ведет к существенному нарушению рельефа поверхности. Особенно это характерно для первой партии (рис. 2).

После достаточно большого числа циклов полосы сдвига приводят к образованию поверхностных трещин зерна. Это характерно для всех партий, но глубина их зависит от исходного структурного состояния (рис. 3).

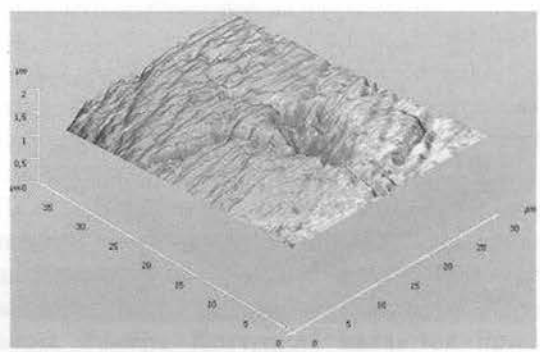
Как видно из рис. 1 и 2, плотность линий скольжения и полос сдвига на них имеет одинаковый порядок. Следовательно, если плотность линий скольжения и полос сдвига достаточна для создания заметного упрочнения в одной партии, она оказывается



а)



б)

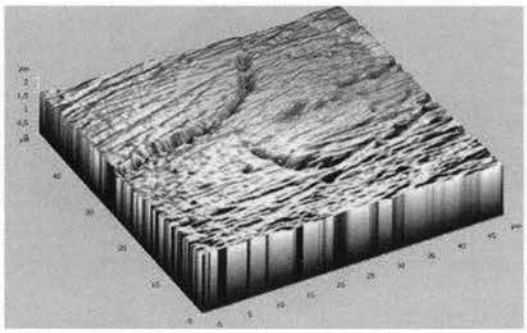


в)

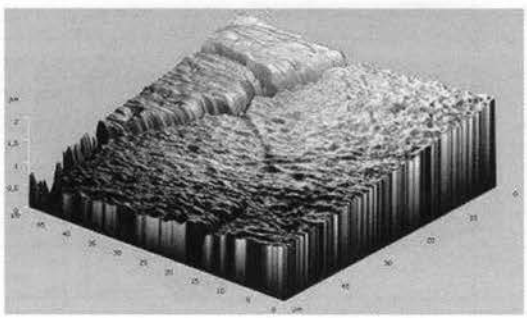
Рис. 2. Сравнение состояния поверхности (×170000) макроструктуры со следами и полосами скольжения в образцах первой (*а*), второй (*б*) и третьей (*в*) партий при знакопеременном изгибном деформировании (число циклов n = 10)

достаточной для такого же упрочнения и другой партии (см. табл. 1). Однако с увеличением амплитуды напряжения полосы сдвига развиваются быстрее в образцах второй партии. Сопоставив состояние поверхности никеля после одинакового числа циклов изгибного нагружения (см. рис. 1 и 2), можно заметить увеличение ширины и числа полос скольжения в образцах первой партии в сравнении со второй и особенно третьей партиями.

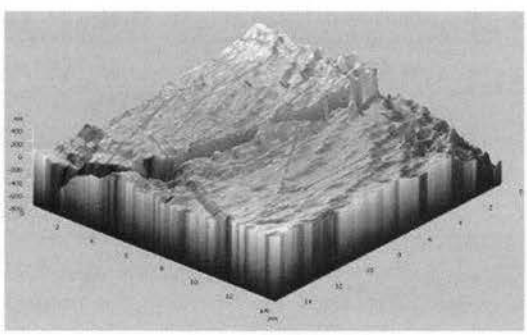
Как следует из полученных данных, прирост предела текучести соответствует физическому процессу деформационного упрочнения на всех этапах знако-



а)



б)



в)

Рис. 3. Сравнение состояния поверхности (×17000) структуры в поликристаллическом никеле при знакопеременном циклическом изгибе при повышенных амплитудных напряжениях в образцах первой (*а*), второй (*б*) и третьей (*в*) партий (*n* = 10)

переменного нагружения, по мере развития и накопления полос сдвига в зернах никеля происходит затухание прироста упрочнения (рис. 4).

В образцах третьей партии, в отличие от первой и второй, с увеличением числа циклов нагружения увеличивается только плотность следов скольжения, что позволяет утверждать об уменьшении внутренних напряжений и стабилизации структуры в процессе деформационного старения. Полосы скольжения начинают выделяться на поверхности образца только при приближении к разрушению.

Приведенный график (см. рис. 4) отражает влияние действия дислокационных барьеров, образованных в

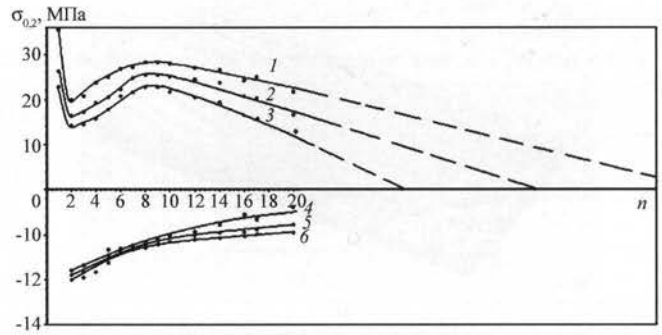


Рис. 4. Изменение предела текучести $\sigma_{0,2}$ при температуре 77 К образцов первой (*3*, *6*), второй (*2*, *5*) и третьей (*1*, *4*) партий в зависимости от числа циклов нагружения *n*:
1–3 – с учетом эффекта Баушингера; *4–6* – после знакопеременного нагружения

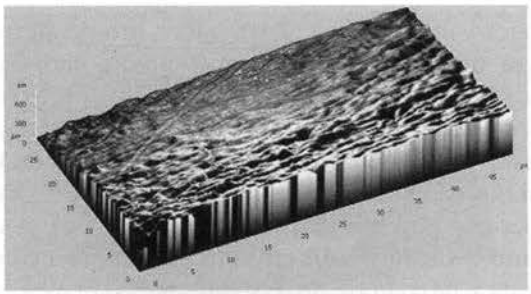
процессе обратного знакопеременного нагружения, на результирующее изменение $\sigma_{0,2}$ исследуемого никеля.

С возникновением полос сдвига на поверхности исследуемого никеля и увеличением их плотности в процессе знакопеременного изгибного нагружения в образцах первой и второй партии происходит заметное нарушение рельефа. Проявляется даже выход трещин на поверхность образца (рис. 5).

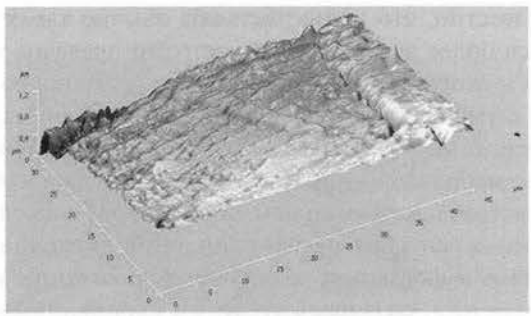
Первоначальный микрорельеф в области типичных интенсивных полос скольжения представляет собой тонкие полоски металла, выдавленные из образца. Дальнейшее знакопеременное нагружение приводит не только к интенсивному развитию линий скольжения (особенно в партии 3), но и увеличивает в размерах полосы сдвига в первой и второй партиях (рис. 6).

Однако ширина многих полос сдвига в первой и особенно второй партиях заметно увеличивается. В пределах этих полос образуются канавки и гребни заметных размеров, а именно: высота экструзии достигает 10 мкм, ширина – около 10 мкм, что приводит впоследствии к образованию трещин. Трещины, продвигаясь по поверхности образца, приводят к усталостному разрушению. Долговечность при усталости определяется в основном этим процессом.

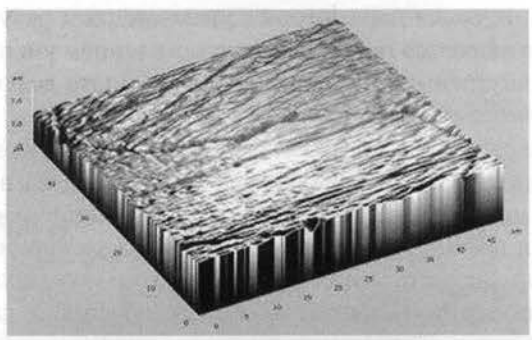
Образовавшиеся на поверхности в области интрузий микротрещины продвигаются вдоль интенсивных полос скольжения и перерастают в разрыв. При дальнейшем циклическом нагружении эти разрывы по полосам скольжения, "перескакивая" от одного разрыва к другому, превращаются в более широко развитые трещины, проходящие нерегулярно через зерно, а иногда и по границам зерен.



а)



б)



в)

Рис. 5. Поверхности образцов (×170000) первой (*а*), второй (*б*) и третьей (*в*) партий, наблюдаемые при знакопеременном нагружении до достижения максимального прироста предела текучести

Обсуждение экспериментальных результатов

Для объяснения наблюдаемого упрочнения в ГЦК-кристаллах при знакопеременном нагружении Коттрелл и Ломер ввели понятие барьеров, которые представляют собой весьма стабильные препятствия для перемещающихся дислокаций.

Согласно представлениям Ломера и Коттрелла дислокации распространяются от источника и передовая дислокация, стопорясь на существующих дефектах, образует барьер. Перед этим барьером последующие дислокации выстраиваются до тех пор, пока обратное напряжение не остановит действие источника или вновь образованные дислокации не перейдут в другую плоскость скольжения. Данная модель предполагает наличие возможности скольжения в других плоскостях скольжения, кроме первичной. Теория позволяет связать величину деформации, напряжение течения, коэффициент деформационного упрочнения и наблюдаемые линии скольжения в единую взаимозависимую структуру. Она также объясняет возникновение эффекта Баушингера и возможные пути уменьшения влияния эффекта на механические параметры металла, так как при снятии приложенного напряжения дислокации в каждой выстроенной группе стремятся вернуться обратно к своему источнику. Для объяснения причины возврата к источникам лишь небольшого числа дислокаций предполагают, что в других системах скольжения происходит достаточное число скольжений для того, чтобы закрепить большинство дислокаций.

Под влиянием внешних сил источники дислокаций испускают новые порции дислокаций, которые поджимаются к барьеру действием поля напряжений от внешних сил. У барьеров при этом образуются скопления почти параллельных дислокаций одинакового знака. Для сжатия скопления и присоединения к нему новых дислокаций требуются все бóльшие усилия, и поэтому увеличение деформации требует существенного увеличения внешних сил – имеет место заметное упрочнение металла.

Поведение образовавшихся у этих препятствий скоплений дислокаций при нагрузке и разгрузке образца зависит от последствий эффекта Баушингера и релаксационных процессов в металлах. Поэтому барьеры Ломера–Коттрелла являются причиной внутрикристаллического упрочнения еще в период "легкого" скольжения.

В однофазных материалах сопротивление деформированию может быть приближенно описано соотношением

$$\tau_R = \tau_j + \alpha G b \rho^{1/2}. \qquad (1)$$

Здесь τ_R – статическое сопротивление движению дислокаций;

τ_j – касательные напряжения, вызванные механизмами недислокационного сопротивления скольжению дислокаций;

$\alpha G b \rho^{1/2}$ – все механизмы торможения дислокаций, обусловленные междислокационными взаимодействиями;

$\alpha \approx 1$ – коэффициент;

G – модуль сдвига;

ρ – плотность дислокаций.

Условие, при котором дислокации после их генерации будут двигаться на значительные расстояния в объеме кристалла,

$$\tau \geq \tau_R \text{ или } \tau \geq \tau_j + \alpha G b \rho^{1/2}. \quad (2)$$

Таким образом, плотность дислокаций, напряжение течения и структура в какой-то степени связаны между собой, причем эти параметры влияют на макроскопические свойства пластической деформации. Основными носителями пластической деформации и посредниками между макроскопическим деформирующим воздействием и элементарными механизмами, протекающими на атомном и субатомном уровнях, являются процессы скольжения, в результате которых по мере увеличения циклов нагружения возникают устойчивые полосы скольжения [6, 7].

Пластическая деформация металлов в широком диапазоне условий деформирования осуществляется главным образом в результате скольжения дислокаций в зонах сдвига. Другими словами, скольжение начинается у источников дислокаций, расположенных наиболее благоприятно, а затем распространяется через кристалл, оставляя на своем пути скопления дислокаций перед барьерами в кристалле.

При сравнении плотности вышедших на поверхность следов скольжения в образцах трех партий в начальный период знакопеременного нагружения видно, что она растет во второй и, особенно, в третьей партиях. Хемпель показал, что первые следы скольжения могут быть обнаружены на очень ранней стадии процесса усталости. Так, в кристаллах α-железа следы скольжения обнаруживались при ≈3 % долговечности.

С увеличением числа линий скольжения происходят образование и расширение существующих полос деформации, которые не вносят большого вклада в общее упрочнение кристалла.

Известно, что третий участок кривой напряжение–деформация для металлов с ГЦК-структурой характеризуется соединением линий скольжения и образованием более или менее сплошных полос скольжения. Некоторые из этих полос растут по высоте (см. рис. 5, *б*).

При этом в результате поперечного скольжения происходит взаимная аннигиляция винтовых участков соседних линий скольжения. Оставшиеся краевые участки в последующем объединяются и образуют длинные параллельные краевые дислокации, имеющие тенденцию к полигонизации скольжения и, таким образом, к образованию новых параллельных полос сброса.

Высокая скорость упрочнения на третьей стадии кривой деформации никеля связана с образованием большого числа линий скольжения, что происходит с ростом числа циклов знакопеременного нагружения, дислокации которых создают скопления перед барьерами внутри кристалла (см. рис. 5, *в*). Можно предположить, что такой процесс вызван возможностью более легкого перехода дислокаций на другие плоскости скольжения внутри кристалла. А это в свою очередь связано с улучшением внутрикристаллического состояния в результате деформационного старения под напряжением.

Известно, что поликристаллы обычно характеризуются более высокими параметрами пределов упругости и скоростью упрочнения. Эти различия возрастают с уменьшением размера зерна поликристаллов. Полученные экспериментальные данные подтверждают небольшое уменьшение размера зерна в образцах третьей партии в сравнении с первой, поскольку у границ зерен образуются скопления дислокаций и большие деформации возникают только тогда, когда напряжения, создаваемые этими скоплениями, релаксированы. Полученные более высокие значения механических параметров с уменьшением размеров зерна являются побочным подтверждением уменьшения внутренних напряжений в результате деформационного старения образцов третьей партии.

Вследствие взаимодействия между зернами в некоторых из них возникают дополнительные изгибающие моменты, которые исчезают в результате образования полос сброса. Если такой пластической релаксации недостаточно, около границ появляются трещины, что и подтверждается полученными снимками поверхности исследуемого никеля (см. рис. 6).

Внутри поликристаллической структуры напряжения, возникающие в результате скопления дислокаций на границе зерен в конце полос сдвига, будут частично сниматься на протяжении обратной половины цикла. В первой и второй партиях такое возвращение происходит по тем же плоскостям, по которым дислокации перемещались при прямом знакопеременном нагружении. Такой процесс перемещения дислокаций при обратном знакопеременном нагружении приводит к уменьшению механических параметров металла.

В деформационно состаренном под напряжением никеле вследствие уменьшения внутренних напряжений созданы условия для перемещения дислокаций внутри зерен. При этом заметно не увеличивается число полос сдвига при интенсивном увеличении следов скольжения, поэтому трещины наблюдаются на границах зерен. Аналогичные явления были обнаружены в образцах меди.

Установлено, что в меди при низких напряжениях циклическое нагружение ведет к появлению трещин в местах наиболее плотного скопления полос скольже-

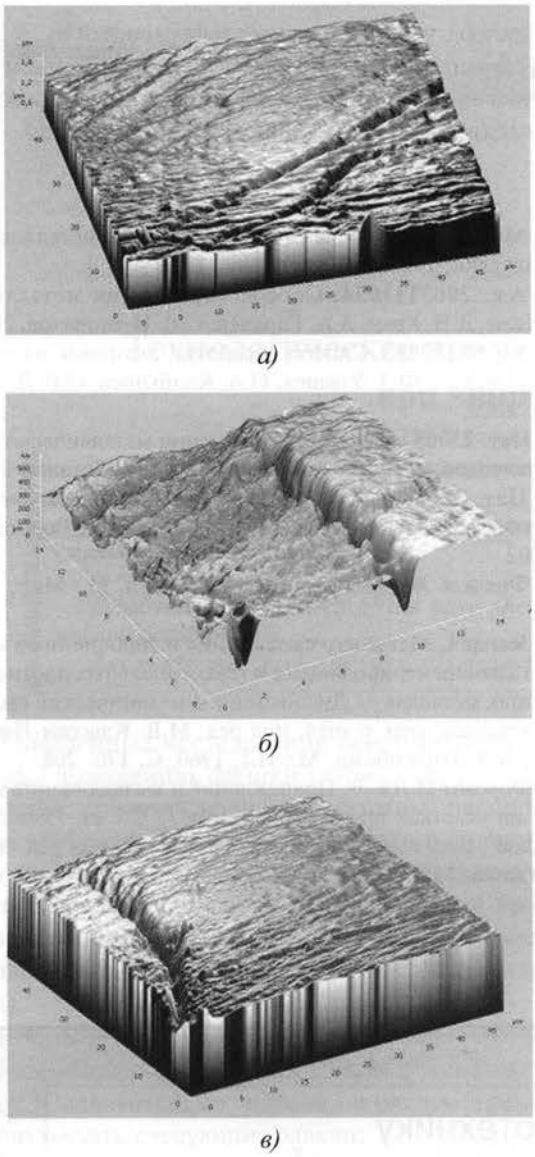


Рис. 6. Поверхности образцов (×170000) первой (*а*), второй (*б*) и третьей (*в*) партий, наблюдаемые при знакопеременном нагружении после достижения максимального прироста предела текучести и уменьшение его прироста при дальнейшем увеличении числа циклов

ния и по границам двойников, тогда как при высоких напряжениях образование трещин прежде всего наблюдается на границах зерен. Границы зерен могут также облегчить распространение трещин в результате слабого сцепления между зернами.

В процессе проведенных испытаний на усталость в условиях изгиба медных образцов, ориентированных таким образом, что первичное скольжение образовывало ступеньки на поверхности кристалла, установлено появление канавок и гребней на поверхности кристаллов вдоль системы скольжения.

Образование канавок и гребней на поверхности поликристалла являются прямым следствием знакопеременных повторных сдвиговых перемещений, т. е. проявлением тенденции к перемещению сдвига в каком-либо одном направлении по определенным плоскостям. Число активных плоскостей, участвующих в этом процессе переменного по направлению сдвига, определяет степень местной деформации. Так, если в этот процесс вовлекается много плоскостей, то на поверхности кристалла образуются мелкие и волнистые канавки и гребни. Если же явление происходит лишь в нескольких соседних плоскостях, то возникают резко выраженные углубления и выступы.

Проведенные Томсоном, а также Эбнером и Бакофеном исследования распределения экструзий в кристалле меди показали, что экструзии преимущественно образуются в местах выхода краевых дислокаций, образующих ступеньки скольжения.

Образование трещин на границе раздела зерен говорит о том, что дислокации в процессе знакопеременного нагружения скапливаются на границах зерен, чем и способствуют увеличению внутренних напряжений. Поскольку усталостные трещины появляются на границах зерен, можно предполагать, что в исследуемом никеле начальные трещины усталости возникают в виде углублений (интрузии), образующихся в процессе циклического сдвига [8].

Выводы

1. При сравнении зависимостей предела текучести от числа циклов знакопеременного нагружения видно, что характер изменения во всех трех партиях имеет практически одинаковую закономерность. Однако прирост предела текучести существенно различается по мере увеличения знакопеременного изгибового нагружения: максимальный – в образцах, подвергнутых деформационному старению, и минимальный – в отожженных образцах.

2. Образцы всех партий имеют максимум прироста предела текучести, после достижения которого происходит резкий спад значений предела текучести. При этом существенный спад отмечается в отожженных и закаленных образцах.

3. Для всех исследуемых образцов никеля характерен спад прироста предела текучести в начале знакопеременного изгибного нагружения, что соответствует максимальному воздействию эффекта Баушингера. При этом максимальное воздействие испытывают отожженные образцы и в меньшей мере – деформационно-состаренные.

4. После прохождения максимального воздействия эффекта Баушингера во всех образцах наблюдает-

ся прирост предела текучести с поэтапным уменьшением его с увеличением циклов знакопеременного нагружения. При этом в отожженных образцах процесс достижения максимального значения предела текучести достигается раньше в сравнении с партиями 2 и 3.

5. Полосы скольжения наблюдаются в отожженных образцах практически с первых циклов знакопеременного нагружения. С небольшим отставанием полосы скольжения проявляются и в закаленных образцах. В деформационно-состаренных образцах с увеличением числа циклов знакопеременного нагружения увеличивается плотность линий скольжения.

6. Увеличение ширины полос скольжения и интенсивности линий скольжения при знакопеременном изгибном нагружении совпадает со стадией затухания быстрого упрочнения.

7. С развитием полос скольжения и при увеличении интенсивности линий скольжения наблюдается появление шероховатости на поверхности всех образцов трех партий исследуемого никеля. При этом в полосах скольжения вдоль их распространения с ростом числа циклов обнаружены тонкие полоски металлов, выдавливаемые из образца.

8. В результате проведенной технологической обработки закаленного от предплавильной температуры никеля с последующими деформированием при комнатной температуре с остаточной деформацией $\varepsilon_{ост} \leq 2{,}0$ % и деформационным старением под напряжением воздействие эффекта Баушингера на механические свойства исследуемого никеля существенно подавлено.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Мак-Лиин Д.** Механические свойства металлов. М.: Металлургия, 1963. С. 384.
2. **А.с. 2003111054.** Способ упрочнения металлов // А.Д. Хван, Д.В. Хван, А.А. Горячев, С.В. Пустовалов. 2004.
3. **А.с. 98117983.** Способ обработки заготовок из металлов и сплавов / Ф.З. Утяшев, О.А. Кайбышев, О.Р. Валиахметов. 2000.
4. **Пат. 2300574.** Способ упрочнения металлической цилиндрической трубы / В.А. Шерстнев, М.А. Могалов. 2005.
5. **Пат. 2217508.** Способ улучшения технологических свойств металлов / Д.В. Хван, А.Д. Хван, А.А. Воропаев и др. 2002.
6. **Фридель Ж.** Дислокации: пер. с англ. М.: Мир, 1967. 643 с.
7. **Зеегер А.** Механизм скольжения и упрочнения в кубических гранецентрированных и гексогональных плотноупакованных металлах // Дислокации и механические свойства кристаллов; пер. с англ. под ред. М.В. Классен-Неклюдовой, В.Л. Инденбома. М.: ИЛ, 1960. С. 170–268.
8. **Форсайт П.Дж.Э.** Повреждение и выдавливание материала на участках полос скольжения // Сб. ст. "Усталость металлов": пер. с англ. В.К. Житомирского; под ред. проф. Г.В. Ужика. М.: ИЛ, 1961. С. 34–38.

Введение в нанотехнику

Головин Ю.И. 2007. – 496 с., тв. пер., 70×100 1/16

ISBN 978-5-217-03378-2

Цена с НДС 495 руб.

Кратко изложены термины, принципы, достижения и перспективы стремительно развивающейся области науки, техники и бизнеса – нанотехники и нанотехнологии. Представлены все важнейшие направления работ в этой сфере.

Параллельно с русской терминологией приведена англоязычная, так как, во-первых, часть терминов сначала появилась в английском языке и не всегда русские термины удачно передают их смысл. Во-вторых, даже английская терминология в области нанонауки не установилась окончательно, а русскоязычная тем более, что требует разъяснений и комментариев.

Пособие имеет целью в общедоступной форме познакомить студентов, аспирантов, инженеров различных специальностей, которые должны заниматься вопросами освоения нанотехнологии и нанотехники в своих предметных областях, с основными идеями и подходами, а также существующими и перспективными разработками в максимально концентрированном виде.

Приобрести книгу можно непосредственно в издательстве "Машиностроение", прислав заявку в отдел реализации по факсу: (495) 269-48-97; по e-mail: realiz@mashin.ru; по почте: 107076, Москва, Стромынский пер., 4. ООО "Издательство Машиностроение". Справки по тел. (495) 269-66-00. http://www.mashin.ru

А.П. Бабичев, П.Д. Мотренко, Ф.А. Пастухов, Д.В. Максимов, В. Кайнбанда, М.В. Медведев *(Донской ГТУ)*

Технологическое применение ударно-волновых процессов при виброударной обработке

Представлены результаты исследования волновых явлений при виброударном воздействии для решения технологических задач.

Ключевые слова: *ударно-волновые процессы, виброударная обработка, ударный импульс, обработка в среде стальных шаров.*

Some results of research of the wave phenomena are submitted at vibroimpact influence for the decision of technological problems.

Key words: *waveshock processes, vibroimpact processing, impulse, processing in steel balls medium.*

Проведенные исследования основывались на известных положениях физики ударных процессов (образование сложной волновой картины; распространение и интерференция ударных волн в сплошной и гранулированной средах, их взаимодействие с материалом среды распространения; высокий уровень энергии на фронте ударной волны; структурные преобразования материала при прохождении ударных волн).

Динамические свойства ударных волн связаны с внутренним строением и состоянием волнонесущей среды. Следовательно, изучая их распространение, можно решать следующие задачи:

1. Изменение характера распространения волн в зависимости от свойств и состояния среды;

2. Влияние волн, распространяющихся в той или иной среде, на изменение состояния последней;

3. Дистанционная передача энергии ударного импульса с помощью механического волновода.

С точки зрения технологического применения, в первом случае обосновывается возможность разработки методов и средств контроля состояния материала или среды; во втором – целенаправленное воздействие волн на состояние среды распространения в целях придания соответствующих свойств последней; в третьем – создание инструментов и устройств для виброударной обработки с вынесением источника ударных импульсов из зоны обработки и его изоляции [1–4].

Ниже представлены результаты экспериментальных исследований волновых процессов при решении технологических задач.

Распространение ударного импульса в уплотненной среде стальных шаров

На примере предполагали выявить возможности всесторонней упрочняющей обработки деталей и проявления эффекта обработки на наружной и внутренней поверхностях заготовки. Контроль распространения и реализации ударных импульсов осуществляли по числу пластических отпечатков.

Проведены экспериментальные исследования распространения ударного импульса в среде стальных шаров, помещенных в замкнутом объеме в свободном состоянии и с уплотнением в специальном устройстве (рис. 1).

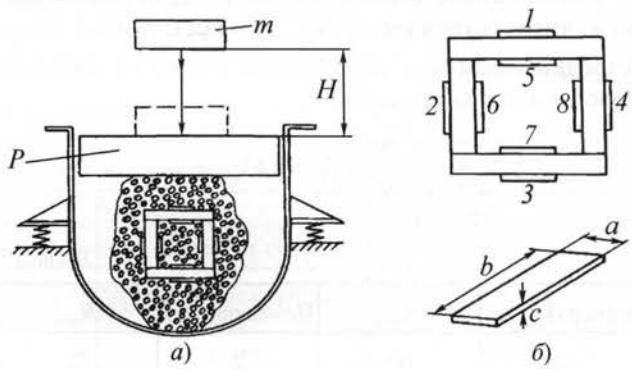


Рис. 1. Схема экспериментального устройства для исследования распространения ударного импульса в замкнутом объеме стальных шаров (*а*), схема крепления образцов (*б*):
m – масса падающего груза, *H* – высота, *M* – масса, поджимающая среду, *1–8* – образцы, *а, в, с* – размеры образца

В рабочую камеру, заполненную стальными шарами диаметром 6 мм, помещали стальной корпус коробчатой формы с закрепленными на его стенках образцами (медные пластины с полированной поверхностью). Уплотнение рабочей среды осуществляли путем приложения к подвижной торцевой стенке рабочей камеры груза массой M = 10; 20 и 30 кг. Ударное нагружение проводили путем сбрасывания на крышку камеры груза массой 1; 2; 5 и 30 кг с высоты 1 м. Фиксированное число ударов принято равным 1; 5; 10; и 30.

В табл. 1 представлены результаты исследования влияния числа сообщаемых ударов $N_{уд}$ на число образующихся отпечатков $N_{отп}$ на поверхности образцов, расположенных по линии удара и перпендикулярно к ней на наружных и внутренних поверхностях корпуса [3, 5–7].

Отметим, что с увеличением числа наносимых ударов пропорционально растет и число образующихся отпечатков на всех образцах. При этом отмечается четкое различие количественного распределения отпечатков по линии удара и перпендикулярно к ней, а также на внешних образцах и внутренних поверхностях детали.

Относительно небольшое различие $N_{отп}$ в пределах групп образцов, расположенных по линии удара и перпендикулярно к ней, а также на внешних и внутренних поверхностях.

Исключения составляют $N_{уд}$ для образцов с наружными поверхностями, расположенных по линии удара. На образце 1, расположенном ближе к источнику ударного импульса, отмечается наибольшее значение $N_{отп}$, отличающееся от аналогичного значения для образца 3, расположенного на противоположной к внешней стороне, на 34,5 %. Ниже представлены соотношения $N_{отп}$ для различно ориентированных относительно источника ударных импульсов образцов.

Соотношение числа отпечатков $N_{отп}$ по линии удара к числу отпечатков $N'_{отп}$ поперек линии удара (стрелки указывают направление удара) на внешних поверхностях составляет

$$\frac{N_{отп}\downarrow}{N'_{отп}\rightarrow}=2{,}13;$$

Таблица 1

Номер образца	$N_{отп}$	Номер образца	$N_{отп}$
1	163	2	72
3	107	4	55
5	47	6	39
7	35	8	29

на внутренних поверхностях

$$\frac{N_{отп}\downarrow}{N'_{отп}\rightarrow}=1{,}9.$$

Соотношение $N_{отп.н}$ на наружных поверхностях и числа отпечатков $N_{отп.вн}$ на внутренних поверхностях: по линии удара

$$\frac{N_{отп.н}}{N_{отп.вн}}=3{,}3;$$

поперек линии удара

$$\frac{N_{отп.н}}{N_{отп.вн}}=1{,}88.$$

Исследовано также влияние энергии ударного импульса и исходной плотности среды на число образующихся отпечатков: с увеличением энергии ударного импульса и плотности среды отмечается рост числа пластических отпечатков $N_{отп}$.

Выполненные исследования показали, что в закрытом объеме, заполненном средой стальных шаров, распространение ударного импульса от одного источника происходит по всем направлениям. Показано количественное различие воздействия ударного импульса по линии удара и перпендикулярно к нему, а также на наружные и внутренние поверхности.

На основе полученных результатов разработана технологическая схема виброударной упрочняющей обработки детали трубчатой формы поверхностным пластическим деформированием в уплотненной среде стальных шаров (рис. 2).

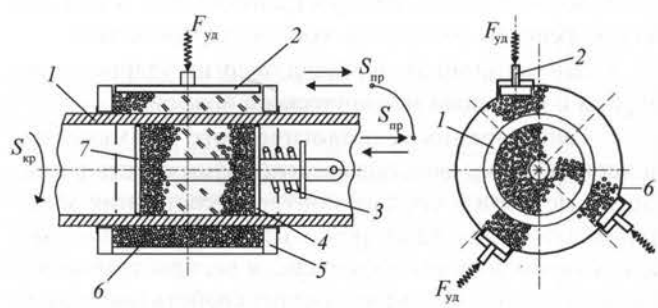


Рис. 2. Схема одновременной виброударной обработки наружной и внутренней поверхности:
1 – обрабатываемая деталь; *2* – поршень (ударник); *3* – пружина; *4* – ограничитель (подвижный); *5* – корпус внешней рабочей камеры; *6* – рабочая среда; *7* – ограничитель (неподвижный); $F_{уд}$ – сила удара; $S_{кр}$ – круговая подача; $S_{пр}$ – продольная подача

Передача ударных импульсов механическим волноводом

Исследована возможность дистанционной передачи ударных импульсов с помощью стержневого и поэлементного (шарикового) волноводов. Схема опытного устройства с использованием стержневого волновода представлена в работе [8].

Диаметр и длина стержневого волновода составляли соответственно $d = 8$ и 14 мм и $l = 1000$ мм; материал стержня – сталь 30ХГСА отожженная. Пластические отпечатки наносили в 5 точках и по результатам измерений определяли средний диаметр $d_{ср}$ отпечатков.

Сообщение ударного импульса осуществляли пневмоударником в противоположном относительно обрабатываемой поверхности направлении, что исключало возможность перемещения стержня (волновода) за счет его деформации и зазоров (или недостаточного закрепления) в ударной системе. Плоские образцы изготовляли из стали 30ХГСАХ, алюминиевого сплава АК-6 и меди. Фиксировали также момент первичного касания контактного элемента волновода с поверхностного образца по наличию и размерам пластического отпечатка. Измерение размеров пластических отпечатков осуществляли с помощью бинокулярного микроскопа [5, 9, 10].

В результате эксперимента отмечено образование пластических отпечатков на поверхности образца, что является следствием прохождения ударной волны по волноводу. В табл. 1 и 2 представлены результаты измерений $d_{ср}$. На основании полученных результатов предложена технологическая схема виброударной обработки ППД с вынесенным из зоны обработки источником ударных импульсов [8].

При этом возможны: многоконтактная схема распространения ударного импульса для обработки различных участков поверхности, разных деталей на соответствующем оборудовании, осуществление многоинструментальной обработки. Такие источники могут быть эффективно изолированы, что особенно важно вследствие их высоких шумовых характеристик.

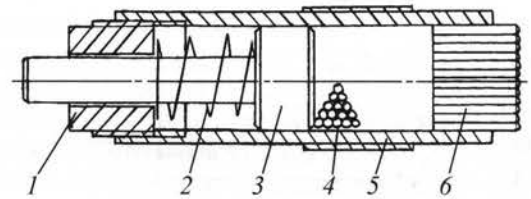


Рис. 3. Схема многоконтактного виброударного инструмента – шарико-стержневого упрочнителя:
1 – гайка; *2* – пружина; *3* – поршень; *4* – стальные шары; *5* – корпус; *6* – стержни

Исследовано распространение ударного импульса в объемной среде стальных шаров с жесткими границами (поэлементный шариковый волновод). Схема процесса представлена на рис. 3. Для сообщения ударной нагрузки использован маятниковый копер.

В процессе регистрации и измерения отпечатков, полученных на алюминиевых образцах, отмечены следующие особенности анализа результатов эксперимента:

- независимо от типа исследуемого волновода (прямого или изогнутого) на поверхности исследуемых образцов отмечалось не более 65 % отпечатков от числа шаров в одном слое;
- значения максимальных и минимальных диаметров отпечатков, образовавшихся на поверхности одного образца, отличались в 2...3 раза, причем основная часть отпечатков наибольшего диаметра расположена на периферии образца, и с приближением к его центру размер отпечатков заметно уменьшается;

Таблица 2

Результаты измерений $d_{ср}$ образцов

Материал и диаметр образца	Диаметр пластических отпечатков $d_{ср}$, мм, при			
	касании стержня	ударе пневмоударником в течение 30 с	ударе пневмоударником в течение 60 с	ударе пневмоударником в течение 120 с
Дюраль,				
$d = 8$ мм	0,380	1,265	1,409	1,679
$d = 14$ мм	0,409	1,439	2,008	2,462
Сталь, $d = 8$ мм	0,444	0,975	–	–
Медь, $d = 8$ мм	0,448	1,040	–	–

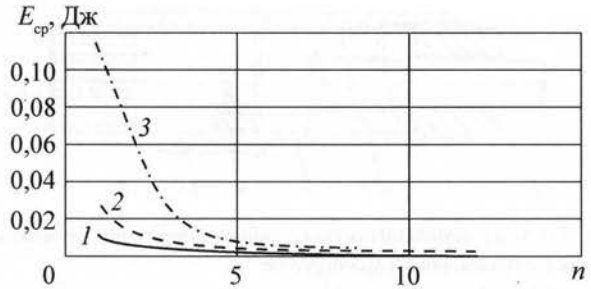


Рис. 4. Зависимость переданной волноводом энергии $E_{ср}$ от числа слоев *n* и диаметра шаров (энергия падающего груза $E_{гр}$ =13 Дж):
1 – *d* = 2 мм, *2* – *d* = 3 мм, *3* – *d* = 4 мм

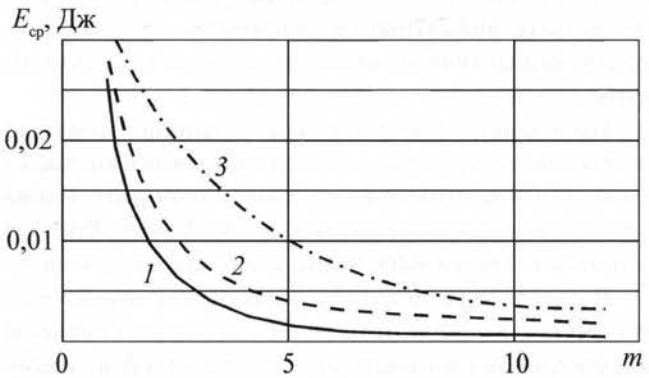


Рис. 5. Зависимость переданной волноводом энергии $E_{ср}$ от числа слоев *n* шаров (диаметром 3 мм) и энергии падающего груза $E_{гр}$, Дж:
1 – 6,5; *2* – 13; *3* – 19,4

• с уменьшением скорости падающего груза массой *m* = 2,84 кг от 3,7 до 2,1 м/с число пластических отпечатков уменьшилось от 65 до 41 %;

• с уменьшением массы падающего груза при равных скоростях число отпечатков уменьшилось от 65 до 32 %.

Влияние роста скорости соударения на число отпечатков объясняется увеличением кинетической энергии ударника и, как следствие, энергии, передаваемой упаковке шаров (рис. 4).

Отмечено также, что увеличение числа слоев шаров различного диаметра приводит к снижению энергии, передаваемой волноводом (см. рис. 4). Интенсивность потерь энергии по всей длине волновода неравномерна. Наибольший спад отмечается в интервале от одного до 4...6 слоев. При большем числе слоев спад энергии идет менее интенсивно. Чем меньше энергия, вводимая в систему, тем меньше ее затухание в первых слоях шаров (от 1 до 6).

Доля кинетической энергии, получаемой объемом шаров от падающего груза, зависит от вязкоупругих свойств этого объема. Так, при падении груза с энергией 13 Дж каждый шар диаметром 4 мм первого ряда получает 0,116 Дж, соответственно диаметром 3 мм – 0,028 Дж, диаметром 2 мм – 0,011 Дж (рис. 5).

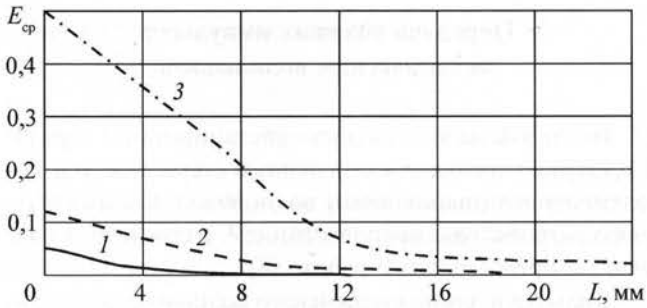


Рис. 6. Зависимость переданной энергии восьмислойным волноводом от расстояния *L* для различных диаметров шаров (энергия падающего груза $E_{гр}$ =13 Дж):
1 – *d* = 2 мм; *2* – *d* = 3 мм; *3* – *d* = 4 мм

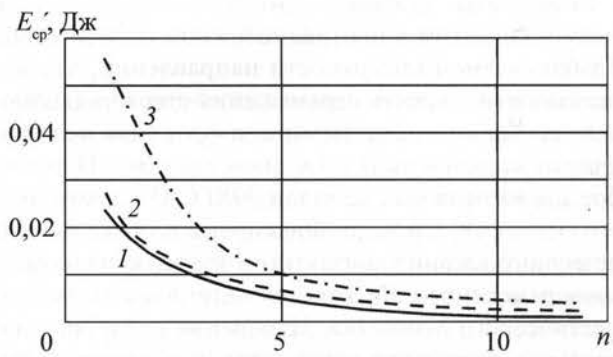


Рис. 7. Зависимость переданной волноводом энергии $E'_{ср}$ (одним шаром) от числа слоев *n* шаров (диаметром 3 мм) для различной массы падающего груза *M* с одинаковой энергией $E_{гр}$ = 13 Дж:
1 – *m* = 1,125 кг; *2* – *m* = 2,84 кг; *3* – *m* = 6,6 кг

Величина подводимой к системе энергии (массы падающего груза) не оказывает существенного влияния на степень ее затухания при прохождении через механический волновод (рис. 5), а влияет лишь на положение кривой относительно оси абсцисс.

Степень затухания энергии удара в зависимости от длины пути, а не числа слоев шаров, еще сильнее зависит от диаметра шаров. Например, энергия шаров 8-го слоя у шаров большего диаметра передается дальше и с меньшими потерями, чем у шаров меньшего диаметра (рис. 6).

Установлено, что увеличение массы падающего груза увеличивает значение передаваемой энергии лишь в первых слоях волновода (до 4...6 слоев). Передача энергии после 6-го слоя происходит одинаково для различных исследуемых масс падающего груза (рис. 7).

Исследована возможность передачи ударных импульсов в изогнутом цилиндрическом волноводе диа-

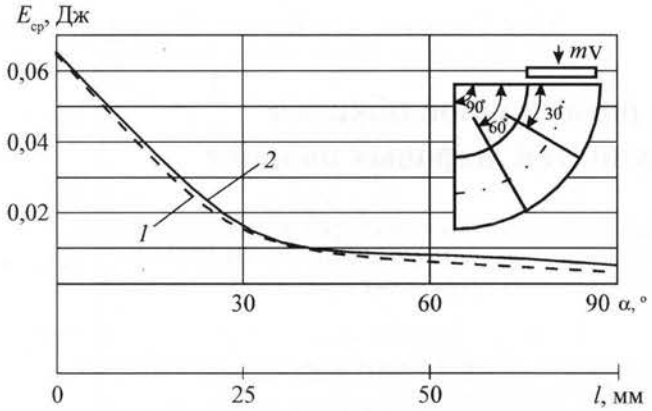


Рис. 8. Зависимость передаваемой кинетической энергии от угла поворота волновода α (длины участка *l*) (масса падающего груза *m* = 2,84 кг, энергия в момент удара *E* = 38,965 Дж, диаметр шаров *d* = 3 мм, внутренний диаметр волновода *D* = 40 мм):
1 – прямой волновод; *2* – изогнутый волновод; *m*v – импульс силы, *l* – длина участка

метром 40 мм с радиусом оси 60 мм. Исследуемые упаковки шаров подвергали одинаковому ударному нагружению как в прямом, так и в изогнутом волноводах. На рис. 8 представлены результаты исследований для шаров диаметром 3 мм. Установлено, что в условиях проводимого эксперимента равные упаковки шаров при одинаковых условиях нагружения обладают одинаковыми свойствами. Число отпечатков на поверхности образцов при прохождении ударного импульса в прямом и изогнутом волноводах отличается не более чем на 2...5 %.

Предпринята попытка исследования многократного импульсного нагружения упаковок шаров диаметром 3 мм и 2 мм с частотой 40 Гц и энергией удара около 2,5 Дж. Установлено, что обе исследуемые упаковки шаров передают ударную нагрузку, что подтверждается образованием пластических отпечатков на поверхности образца. При этом с увеличением времени виброударного нагружения число и размер этих отпечатков увеличивались.

Заключение

В результате выполненных экспериментальных исследований получено подтверждение ранее высказанных предпосылок о возможности виброударной упрочняющей обработки в уплотненной среде стальных шаров. Распространение ударного импульса в указанной среде осуществляется по всем направлениям, обеспечивая при этом обработку поверхности различной кривизны и ориентации относительно источника ударных импульсов [5, 11, 12].

Подтверждена возможность осуществления виброударной обработки деталей с вынесением источника ударных импульсов из зоны обработки и его изоляции в целях снижения шумовых характеристик и неблагоприятного влияния вибраций, при этом обеспечивается минимизация различных параметров контактных элементов инструментов и возможность обработки труднодоступных мест деталей сложной формы.

Полученные результаты могут быть использованы для совершенствования и разработки новых технологических схем виброударной обработки и технологического оснащения в виде вибрационных станков и инструментов.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Бабичев А.П., Бабичев И.А.** Основы вибрационной технологии. Ростов-н/Д.: ДГТУ, 1999. 621 с.

2. **Баскаков В.А.** Анализ распространения и динамического воздействия ударных волн на деформируемое твердое тело: автореф. дис. ... д-ра физ.-мат. наук. Чебоксары, 1991. 37 с.

3. **Александров Е.В., Соколянский В.Б.** Прикладная теория и расчеты ударных систем. М.: Наука, 1969. 200 с.

4. **Бабичев А.П., Пастухов Ф.А., Мотренко П.Д., Чучукалов А.П.** Анализ технологических схем виброударной упрочняющей обработки длинномерных деталей // Упрочняющие технологии и покрытия. 2006. № 5. С. 3–6.

5. **Отделочно-упрочняющая** обработка деталей многоконтактным виброударным инструментом / А.П. Бабичев, П.Д. Мотренко и др. ДГТУ, Ростов-н/Д., 2003. 191 с.

6. **Баскаков В.А.** Взаимодействие ударных волн в упругопластической среде с упрочнением // ПМТФ. 1979. № 6.

7. **Палатник Л.С., Равицкая Т.М., Любарский И.М.** О механизме образования вторичных структур при импульсном нагружении // ДАН. 1070. Т. 191. № 3. С. 568–571.

8. **Бабичев А.П., Месхи Б.Ч., Медведев М.В., Кайнбанда В.** Снижение шумовых характеристик и улучшение экологических показателей виброударной обработки крупногабаритных деталей // Упрочняющие технологии и покрытия. 2008. № 7. С. 46–49.

9. **Ивлев Д.Д., Быковцев Г.И.** Теория упрочняющегося пластического тела. М.: Наука, 1971. 231 с.

10. **Мурр Л.Е.** Микроструктура и механические свойства металлов и сплавов после нагружения ударными волнами // Ударные волны и явления высокоскоростной деформации металлов. М.: Металлургия, 1984. 512 с.

11. **Нигматулин Р.И.** О полезности ударной волны // Техника молодежи. 1974. № 10. С. 6–7.

12. **Баскаков В.А.** Анализ распространения и динамического воздействия ударных волн на деформируемое твердое тело: дис. ... д-ра физ.-мат. наук. Чебоксары, 1991. 385 с.

Ю.С. Степанов, А.А. Катунин *(Орловский ГТУ)*

Моделирование процесса ротационной обкатки неполных сферических поверхностей шаровых пальцев

Разработана методика моделирования процесса ротационной обкатки неполных сферических поверхностей большой группы конструктивно подобных деталей с использованием программного комплекса DEFORM 3D.

Ключевые слова: *ротационная обкатка, шаровый палец, неполная сферическая поверхность, моделирование в DEFORM 3D.*

The modelling method of the rotation rolling process of the incomplete spherical surfaces of the large group of similar constructed works with the use of the program complex DEFORM 3D is developed.

Key words: *rotation rolling, ball pin, incomplete spherical surface, modelling in DEFORM 3D.*

В машиностроении и автомобилестроении широко используются детали, конструктивным элементом которых является неполная сферическая поверхность: шаровые пальцы автомобильных шаровых шарниров, наконечники рулевых тяг, опоры мехатронных модулей, запорные элементы шаровых кранов и др. Так как они применяются в ответственных элементах конструкций, к ним предъявляются повышенные требования по точности, форме, взаимному расположению поверхностей, шероховатости, микротвердости.

Наиболее характерным представителем деталей этой группы является автомобильный шаровый палец. В качестве операции чистовой размерно-упрочняющей обработки неполной сферы шарового пальца большое распространение получила ротационная обкатка шариками, схема которой представлена в [1]. Это объясняется рядом ее преимуществ:

1) высокая производительность;

2) относительная простота реализации (даже на универсальном оборудовании);

3) надежность инструментов;

4) высокое качество обработки;

5) относительно низкая себестоимость.

Сочетанием вращательного и поступательного перемещений детали и деформирующих элементов достигаются требуемые параметры по точности, шероховатости и микротвердости.

Вместе с тем, наряду с преимуществами, способам ротационной обкатки неполных сферических поверхностей присущ общий недостаток – неравномерность обкатки различных участков неполной сферической головки пальца, заключающаяся в значительном увеличении кратности обработки полюсной части по сравнению с другими зонами. Следствием этого (при определенном сочетании действующих факторов) может явиться ухудшение качества головки пальца и даже отделение (отслаивание) упрочненного поверхностного слоя на полюсной части сферической поверхности. В связи с этим выявление причин и условий, при которых могут происходить указанные явления, а также определение формирующихся на различных стадиях процесса ротационной обкатки и при различных режимах характеристик качества неполных сферических поверхностей представляются важными и актуальными задачами.

Для их решения используется конечно-элементный программный комплекс DEFORM (компания-разработчик – SFTC (США)), предназначенный для моделирования и анализа сложных процессов обработки металлов давлением, термической и механической обработки. Он является мощным инструментом для решения технологических задач и позволяет оптимизировать технологические процессы, избегая многочисленных затратных экспериментальных исследований.

Моделирование процесса ротационной обкатки осуществляется с применением базового модуля DEFORM 3D, предназначенного для анализа трехмерного (3D) течения металла.

На рис. 1 (см. обложку) показана объемная модель шарового пальца, используемая для реализации ротационной обкатки неполной сферы инструментом (обкатником), в котором для наглядности оставлены два деформирующих шарика.

К числу многочисленных преимуществ комплекса DEFORM 3D относится возможность моделирования кинематики сложных относительных движений инструмента и заготовки при ротационной обкатке неполных сферических поверхностей. Это позволяет в наглядной форме воспроизводить последовательность прокатывания головки шарового пальца во времени и выполнять подробный анализ формирующихся характеристик процесса.

На рис. 2 (см. обложку) показана модель шарового пальца с распределением деформации по поверхности головки. На неполной сфере видны очаги деформации в полюсной части, а также следы

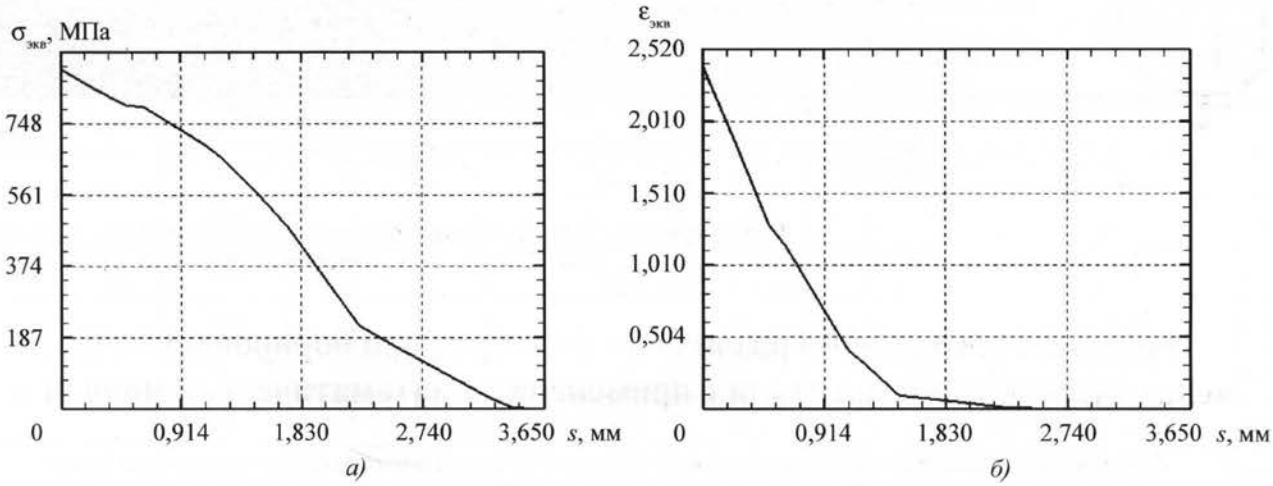


Рис. 4. Распределение эквивалентных напряжений $\sigma_{экв}$ (*а*) и деформаций $\sigma_{экв}$ (*б*) в полюсной части сферы

от прокатывания шариков, по которым удобно судить о подаче и степени завершенности процесса обкатки.

Встроенные функции комплекса позволяют в любой момент времени в интересующей точке обкатываемой сферы определить целый комплекс параметров, характеризующих процесс ее пластического деформирования. В качестве примера на рис. 3 (см. обложку) изображен продольный разрез головки шарового пальца, на котором показано распределение эквивалентных напряжений в зоне контакта инструмента и заготовки.

На рис. 4 представлены графики распределения эквивалентных напряжений и деформаций в полюсной части неполной сферы.

Разработанная методика моделирования процесса ротационной обкатки неполных сферических поверхностей является удобным средством для его анализа и оптимизации.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Катунин А.А.** Анализ способов планетарной обкатки неполных сферических поверхностей // Упрочняющие технологии и покрытия. 2008. № 7. С. 24–26.

Уважаемые читатели!

Продолжается подписка

на научно-технический и производственный журнал

"УПРОЧНЯЮЩИЕ ТЕХНОЛОГИИ И ПОКРЫТИЯ"

Подписные индексы по каталогам:

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

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

Россия, 107076, Москва, Стромынский пер., д. 4,
ООО "Издательство Машиностроение"
Тел.: (495) 269-66-00 (отдел реализации), (495) 268-40-77 (редакция);
e-mail: realiz@mashin.ru, utp@mashin.ru

И.А. Гармаева, Б.Д. Лыгденов *(Восточно-Сибирский ГТУ, Улан-Удэ),*
А.М. Гурьев, О.А. Власова *(Алтайский ГТУ, Барнаул)*

Исследование влияния различных факторов при борировании на механические свойства стали с применением математической модели

Проведены исследования по установлению интенсивности влияния различных факторов на качество борирования стали с помощью математического аппарата теории планирования эксперимента. Применены метод случайного баланса и ортогональные матрицы для решения важной практической задачи при определении полиномиальной математической модели объекта исследования.

Ключевые слова: *борирование, микротвердость, математическая модель, факторы, матрица эксперимента, диаграмма рассеяния.*

Research of determination of the intension of the effects of individual quality properties of initial steel on the quality properties of steel boration with the aid of mathimatical apparatus of theory of experiment planning is carried out. Casual balance method and ortothonal matrixes were applied for the solution of important practical problem of defining the technical requirements for the borated steel quality properties.

Key words: *boronizing, microhardness, mathematical model, factors, experiment's matrix, correlation diagram.*

В процессе эксплуатации наиболее интенсивно подвергаются температурно-силовым воздействиям поверхностные слои, поэтому их структура и свойства оказывают очень важное влияние на эксплуатационную стойкость [1, 2].

Насыщение поверхностных слоев металлов и сплавов бором проводят в целях повышения их твердости, износостойкости и т.д. Этот весьма перспективный метод поверхностного упрочнения нуждается в серьезных систематических исследованиях как прикладного, так и теоретического характера.

Целью исследования является определение влияния различных факторов при борировании на микротвердость стали. Результаты исследования получены в условиях пассивного эксперимента на стадии отсеивания незначимых факторов.

Задача по исследованию влияния различных факторов на качество борирования стали заключалась в построении полиномиальной математической модели объекта исследования путем перехода от матрицы пассивного эксперимента (неортогональной матрицы) к матрице ортогонального плана [3, 4].

На начальном этапе исследования были определены 8 основных факторов, влияние которых необходимо было исследовать:

x_1 – температура, °С;

x_2 – сумма легирующих элементов, %;

x_3 – содержание углерода в стали, %;

x_4 – длительность борирования, ч;

x_5 – содержание элемента насыщающей смеси (карбида бора), %;

x_6 – размер зерна, баллы;

x_7 – степень предварительной деформации, %;

x_8 – исходное состояние стали (шероховатость), мкм.

Был проведен эксперимент из 30 опытов. Матрица эксперимента приведена в табл. 1.

Исходную матрицу преобразовали посредством перехода от именованных величин к кодированным (–1; 0; 1). За нулевой уровень было принято значение фактора, если оно находится в пределах отклонений, соизмеримых с ошибкой данного фактора ($x_{ср} \pm \Delta x$). Уровню (+1) соответствовали значения фактора, которые больше величины ($x_{ср} + \Delta x$), а уровню (–1) значения меньше ($x_{ср} - \Delta x$) в каждом отдельном случае. В итоге получили матрицу, которая напоминает матрицу активного эксперимента на трех уровнях (табл. 2) [3, 4].

Далее с учетом матрицы планирования была построена диаграмма рассеяния. Для каждого фактора центр распределения был найден по медианам, которые изображены на диаграммах рассеяния штрихами (рисунок).

Предполагается, что расстояния между двумя горизонтальными штрихами по вертикали для данного фактора соответствуют его вкладу в критерий оптимизации.

Таблица 1

Матрица эксперимента

Номер опыта	Факторы								y_i
	x_1	x_2	x_3	x_4	x_5	x_6	x_7	x_8	
1	750	1	0,1	1	60	3	0	0,32	19000
2	800	2	0,2	1,5	65	4	5	0,63	19500
3	850	3	0,25	2	70	5	10	1,25	22500
4	900	4	0,3	2,5	75	6	15	2,5	16250
5	950	5	0,35	3	80	7	20	10	18750
6	1000	6	0,4	3,5	85	8	25	20	19000
7	1050	9	0,45	4	90	9	30	30	21500
8	1100	10	0,5	4,5	95	9	35	40	18800
9	1150	12	0,55	5	95	8	40	40	18700
...	...	...	...	...	...	...	...	...	...
...	...	...	...	...	...	...	...	...	...
29	900	10	0,1	2,5	85	9	35	1,25	21500
30	1150	12	0,25	1,5	90	8	45	2,5	19000
Среднее значение	975	6,9	0,37	3,3	78	6,17	22,5	12,96	19540,5
Δ	5	1	0,1	0,01	1	1	1	0,01	5
Область фактических изменений	750...1200	1...15	0,1...0,6	1...6	60... 95	3...9	0...45	0,32...40	16250... 22500

Из рисунка видно, что в принципе все изучаемые факторы являются значимыми при исследовании такого показателя качества борирования стали, как микротвердость. Но температура и длительность борирования стали на фоне других факторов имеют все же еще большее влияние на микротвердость.

Для приближенной оценки соответствующих коэффициентов регрессии построим (с использованием данных табл. 1) ортогональную матрицу полнофакторного эксперимента при $k = 2$ (k – число факторов). Эта матрица приведена в табл. 3. При $k = 2$ и двухуровневом варьировании общее число опытов ортогонального плана эксперимента определяется как $N = 2^2 = 4$.

Методами регрессионного анализа были определены коэффициенты регрессии математической модели микротвердости. Проверку адекватности проводили по критерию Фишера.

С вероятностью 0,95 уравнение математической модели имеет вид

$$Y = 19760 - 34{,}2x_1 + 5{,}2x_4 - 70x_1x_4 .$$

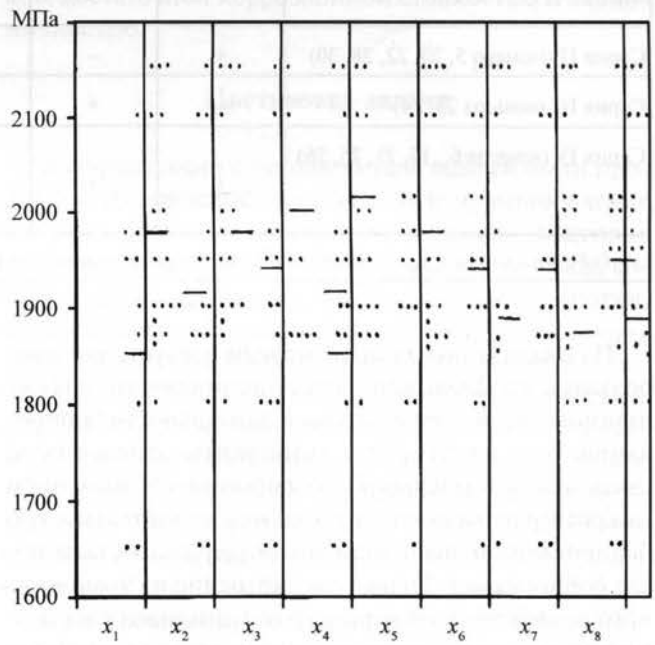


Диаграмма рассеяния микротвердости стали после борирования

Таблица 2

Матрица активного эксперимента

Номер опыта	x_1	x_2	x_3	x_4	x_5	x_6	x_7	x_8
1	–	–	–	–	–	–	–	–
2	–	–	–	–	–	–	–	–
3	–	–	–	–	–	–	–	–
4	0	–	–	–	–	–	–	–
5	+	–	–	–	0	0	–	–
6	+	+	0	+	+	+	+	+
7	+	+	0	+	+	+	+	+
8	+	+	+	+	+	+	+	+
9	+	+	+	+	+	+	+	+
...	...	...	...	...	...	...	...	...
29	0	+	–	–	+	+	–	+
30	+	+	–	–	+	+	–	+
Число уровней (+1)/(–1)	–9/18	–15/15	–15/9	–15/15	–16/10	–14/16	–19/11	–14/16

Таблица 3

Ортогональная матрица полнофакторного эксперимента

Номер опыта	x_1	x_4	x_1x_4	y_{1i}	$y_{ср}$	$S^2_{оп}$
Серия I (номера 1...3, 16...18, 27)	–	–	+	19000, 19500, 22500, 18000, 19500, 19750, 19750	19710,4	18839,29
Серия II (номера 5, 20, 22, 28, 30)	+	–	–	18750, 18750, 21500, 21000, 19000	19800,0	17937,50
Серия III (номера 23, 24)	–	+	–	21000, 18750	19870,5	25312,50
Серия IV (номера 6...15, 21, 25, 26)	+	+	+	19000, 21500, 18800, 18700, 19500, 20100, 19500, 21500, 20000, 19000, 21000, 19000, 18000	19660,2	12208,97

Обозначения: y_{1i} – среднее значение микротвердости стали после борирования в i-м опыте; $S^2_{оп}$ – дисперсия ошибки i-го опыта.

Из анализа полученной модели следует, что наибольший коэффициент имеет нелинейный эффект взаимодействия температуры и длительности борирования, т.е. невозможно установить однозначную связь между температурой борирования и значением микротвердости стали, а также между длительностью борирования и значением микротвердости стали после борирования. Только рассмотрение их комплексного воздействия на параметр оптимизации даст возможность прогнозировать механические свойства стали после борирования.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Ворошнин Л.Г., Ляхович Л.С.** Борирование стали. М.: Металлургия, 1978. 240 с.

2. **Лахтин Ю.М., Арзамасов Б.Н.** Химико-термическая обработка металлов. М.: Металлургия, 1985. 255 с.

3. **Тихомиров В.Б.** Планирование и анализ эксперимента (при проведении исследований в легкой и текстильной промышленности). М.: Легкая индустрия, 1974. 262 с.

4. **Хартман К., Лецкий Э., Шеффер В.** Планирование эксперимента в исследовании технологических процессов; под ред. Э.К. Лецкого. М.: Мир, 552 с.

УДК 621.794.61:620.193:519.237

В.Ю. Блюменштейн *(Кузбасский ГТУ, Кемерово),*
Е.П. Земскова *(МГТУ "МАМИ", Москва)*

Исследование коррозионной стойкости МДО-покрытий

Приведены результаты экспериментальных исследований коррозионной стойкости покрытий, полученных микродуговым оксидированием. Показано, что использование традиционных методов статического анализа не позволяет выявить стабильные закономерности процесса. Для интерпретации эмпирических данных необходимо применить метод энтропийного анализа, позволяющий оценивать комплексное влияние факторов, имеющих различные размерность и физический смысл.

Ключевые слова: *микродуговое оксидирование (МДО), коррозия, коррозионная стойкость (КС), кластерный анализ, факторный анализ, метод энтропийного анализа.*

The results of experimental research of corrosion resistance of microarch oxidation coating have been given. It's been shown that the use of conventional methods of statistic analysis doesn't allow to reveal steady regularities of the process. To read the empiric data it is necessary to apply the entropic analysis method which will assist in estimating the comprehensive impact of factors having various dimension and physical meaning.

Key words: *microarc oxidation (MAO), corrosion, corrosion resistance, claster analysis, factor analysis, entropic analysis method.*

Микродуговое оксидирование – эффективный процесс обеспечения высоких эксплуатационных свойств

Известно, что для современного машиностроения актуален поиск технологических методов, обеспечивающих сочетание высокой коррозионной стойкости и экономичности, с одной стороны, и облегчения веса конструкций – с другой. В связи с этим все большее применение находят цветные и, в частности, алюминиевые сплавы. Однако невысокие поверхностная твердость и износостойкость, а в ряде случаев и недостаточная коррозионная стойкость ограничивают диапазон применения алюминиевых сплавов в промышленности.

В последние годы большое внимание уделяется методу *микродугового оксидирования* (МДО), который является экологически чистой технологией электроплазмохимического преобразования поверхностного слоя деталей из алюминиевых сплавов в высокотемпературные модификации оксидов алюминия [1].

МДО позволяет создавать на поверхности изделия керамические многофункциональные покрытия со свойствами, сочетающими коррозионную, эрозионную, химическую, диэлектрическую стойкость, износостойкость и теплостойкость. Простота технологического оборудования, экологически чистые электролиты, отсутствие специальных требований к подготовке поверхности перед нанесением покрытий предопределяют перспективность метода МДО для промышленности.

Известно, что коррозионная стойкость МДО-покрытий тем выше, чем больше его толщина [1, 2]. Однако получение толстых покрытий (толщиной более 80 мкм) в массовом производстве зачастую оказывается технически необоснованным и нерентабельным. При получении толстых покрытий возникают следующие проблемы: увеличение толщины МДО-покрытий ведет к росту времени обработки и энергоемкости процесса; происходит увеличение расхода составляющих электролита и т.д., все это приводит к возрастанию себестоимости конечной продукции. В связи с этим возникает задача получения тонких покрытий (толщиной порядка 10...15 мкм), обладающих достаточной коррозионной стойкостью и экономичностью.

Постановка задачи

В соответствии с поставленной задачей были проведены исследования, направленные на установление влияния управляющих технологических факторов процесса нанесения покрытий (токовые режимы, состав и концентрация электролита, время обработки, дополнительная обработка) на толщину и коррозионную стойкость МДО-покрытий [1, 3]. Всего было исследовано 228 образцов из алюминиевого сплава АК12М. Образцы представляли собой крышки пневмоцилиндров промышленного оборудования, имели маркировку и резьбовое отверстие для крепления на установке МДО и подвода тока. Площадь поверхности образцов, подвергающейся обработке МДО, составляла $S = 1{,}03$ дм^2.

При проведении экспериментальных исследований использовали специально разработанный, изготовленный и запатентованный д-ром техн. наук

проф. В.М. Смелянским и инженером кафедры "Технология машиностроения", канд. физ.-мат. наук, с.н.с. Е.М. Морозовым в Московском автомеханическом институте (МГТУ "МАМИ") *источник технологического тока* (ИТТ) МАМИ-1.

ИТТ МАМИ-1 является полностью автоматизированным устройством, осуществляющим подачу на оксидируемое изделие требуемого по технологии рабочего напряжения, и состоит из силовых элементов и элементов автоматики. К силовым элементам относят блоки конденсаторной батареи, с помощью которых изменяется рабочий ток и напряжение на оксидируемом изделии. ИТТ рассчитан на максимальный ток 150 А при напряжении до 500 В.

Коммутация токов и напряжений осуществляется мощными магнитными пускателями, силовые контакты которых включены параллельно, что позволяет переключать токи до 150 А. Параллельное включение контактов позволяет уменьшить токовую нагрузку на контакты и тем самым повысить степень надежности устройства. В качестве вентилей для формирования из синусоиды серий импульсов положительной или отрицательной полярности и для формирования сдвинутой относительно нулевой оси синусоиды использованы кремниевые сильноточные диоды.

Для того чтобы минимизировать число коммутирующих элементов, функции включения и отключения выходных напряжений и управленческие функции формирования временных интервалов, блокировок и т.д. выполняются одними и теми же пускателями, что позволяет сократить число коммутационных элементов и повысить надежность источника.

На лицевой панели ИТТ МАМИ-1 в верхней части расположены измерительные приборы и органы управления.

Технические характеристики ИТТ МАМИ-1

Амплитуда напряжения на входе	До 500 В
Ток нагрузки	До 150 А
Напряжение травления (с выхода блока 2)	20 В
Напряжение анодирования (с выхода блока 3)	50 В
Изменение уровня асимметрии (отношение анодной составляющей напряжения на образце к катодной $U_a/U_к$)	От 2,6 до 5
Суммарная емкость конденсаторной батареи	2000 мкФ
Регулировка напряжения и тока на выходе, а также степени асимметрии	Ступенчатая в ручном режиме

Источник не требует охлаждения, адаптирован к условиям промышленного производства

Известно, что управляющими технологическими факторами процесса нанесения МДО-покрытий являются: токовый режим, состав и температура электролита, геометрия системы ячейка–образец, природа образца (химический состав, реальная структура, характер подготовки поверхности) и т.д.

Экспериментальные исследования проводили в четыре этапа:

1) исследование влияния токовых параметров МДО на толщину и коррозионную стойкость покрытий;

2) исследование влияния состава и концентрации электролита при обработке деталей методом МДО на толщину и коррозионную стойкость МДО-покрытий [3];

3) исследование влияния времени нанесения на толщину и коррозионную стойкость МДО-покрытий;

4) исследование влияния технологии дополнительной обработки МДО-покрытий на их коррозионную стойкость [1].

С целью выявить влияние токовых параметров процесса на толщину и коррозионную стойкость МДО-покрытий варьировали режимы работы ИТТ: плотность тока; степень асимметрии цикла (применялись симметричный и асимметричный циклы); структуру цикла (без предварительной стадии, с предварительной стадией, с двухступенчатой структурой).

Для определения толщины покрытий применяли толщиномер ВТ-51НП, использующий метод вихревых токов. Работа прибора основана на регистрации взаимодействия собственного электромагнитного поля преобразователя с электромагнитным полем вихревых токов, наводимых этим преобразователем в детали и зависящих от электрофизических и геометрических параметров основного металла и покрытия.

Коррозионную стойкость определяли:

• по изменению внешнего вида образца во время испытания по ГОСТ 9.031–74 "Единая система защиты от коррозии и старения. Покрытия анодно-окисные полуфабрикатов из алюминия и его сплавов. Общие требования и методы контроля" и ГОСТ 9.308–85 "Единая система защиты от коррозии и старения. Покрытия металлические и неметаллические неорганические. Методы ускоренных коррозионных испытаний";

• по времени, прошедшему до появления первого коррозионного эффекта у покрытия (капельным методом), по ГОСТ 9.302–88 "Единая система защиты от коррозии и старения. Покрытия металлические и неметаллические неорганические. Методы контроля";

• по изменению массы по ГОСТ 9.913–90 "Алюминий, магний и их сплавы. Методы ускоренных коррозионных испытаний".

Кроме того, в данной работе проводили качественную оценку подвергаемых коррозии участков, для чего отмечали изменение внешнего вида покрытия по следующим показателям: цвет продуктов коррозии; распределение коррозионных эффектов по поверхности; участки, подвергнутые воздействию коррозии.

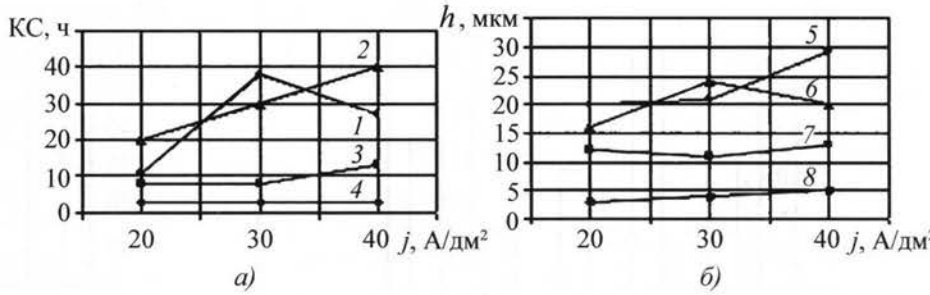


Рис. 1. Зависимость коррозионной стойкости МДО-покрытий и их толщины *h* (*а*) от плотности тока *j* (*б*) и времени обработки *t*, мин:
1, 5 – 30; *2, 6* – 20; *3, 7* – 10; *4, 8* – 5

Для количественной оценки коррозируемого участка определяли время до появления первого коррозионного центра и оценивали дальнейшее развитие коррозионного процесса.

Тип коррозионного эффекта определяли металлографическим исследованием микрошлифов испытуемых образцов.

Симметричный режим работы ИТТ предполагал нормальное соотношение анодной и катодной составляющих напряжения, а асимметричный – измененное соотношение этих составляющих напряжения.

Оксидирование деталей проходило с использованием предварительных стадий (стадии 1 и 2). На 1-й и 2-й стадиях на деталь в течение 1 мин подавали напряжение соответственно 50 В и 200 В, на 3-й стадии обработку вели в симметричном режиме. При двухступенчатой структуре режима обработки в первую минуту на деталь подавали ток высокой плотности, после чего обработку вели с более низкой плотностью тока.

Исследования, проведенные во Всероссийском институте легких сплавов под руководством проф. В.М. Смелянского при участии с.н.с. Т.В. Александровой, показали наличие у алюминиевого сплава АК12М питтинговой коррозии, которая переходит в межкристаллитную по всему краю шлифа.

Механизм питтинговой коррозии алюминиевых сплавов можно представить следующим образом [4]. Зарождение питтинга при достижении потенциала пробоя происходит случайно в достаточно большом числе точек, частично или преимущественно группирующихся вблизи катодных или анодных фаз. Коррозия развивается либо случайными путями, либо путями, обусловленными характером структуры, до встречи питтингов с фазовыми составляющими, расположенными в глубине металла. Эти составляющие ориентируют развитие питтинговых каналов. Следовательно, происходит развитие одновременно большого числа точечных поражений, образующих сложные сплетения извилистых микротоннелей. Развитие множественных каналов приводит к образованию более крупных коррозионных язв, которые обычно и называются питтингом.

Питтинговая коррозия может происходить по границам зерен. Межкристаллитное распространение питтинга в алюминии можно объяснить группировкой железа вблизи границ зерен. Влияние на межкристаллитное развитие питтинговой коррозии может оказывать и образование пустот по границам из-за аннигиляции вакансий.

С ростом содержания железа увеличивается и концентрация кремния, который также оказывает значительное влияние на процесс развития питтинговой коррозии. Это обусловлено тем, что частицы свободного кремния являются катодами по отношению к матрице. Интенсивная локальная коррозия развивается вдоль границ раздела частица кремния – твердый раствор.

Для анализа полученных результатов экспериментальных исследований использовали аппараты корреляционного, регрессионного, кластерного, факторного и других видов анализа, реализуемых программным продуктом Statistica.

Результаты экспериментальных исследований

Первоначальный анализ полученных экспериментальных данных проводили с использованием классических однофакторных зависимостей с помощью пакета Statistica. В результате было построено свыше 600 зависимостей, некоторые из которых представлены на рис. 1–5.

Установлено, что электрические параметры режима процесса МДО оказывают существенное влияние на толщину и коррозионную стойкость формируемого покрытия (см. рис. 1).

В ходе экспериментальных исследований было выявлено, что толщина МДО-покрытий при равном значении времени увеличивается при увеличении плотности тока от 20 до 40 А/дм^2 (рис. 1, *б*), исключение составила обработка продолжительностью 20 мин. Коррозионная стойкость также зависит от плотности тока (рис. 1, *а*). С увеличением плотности тока от 10 до 40 А/дм^2 коррозионная стойкость увеличивается, однако при продолжительной обработке (свыше 20 мин) коррозионная стойкость МДО-покрытий уменьшается в связи

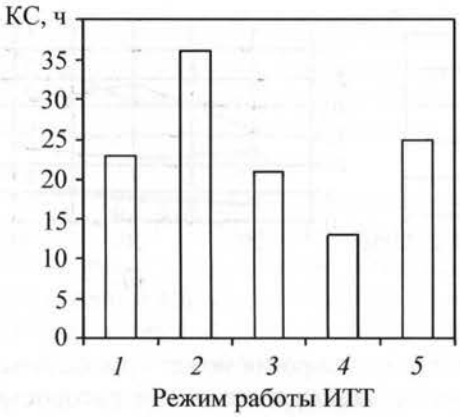


Рис. 2. Коррозионная стойкость МДО-покрытий, полученная при различных режимах работы ИТТ:
1 – двухступенчатый; *2* – симметричный; *3* – асимметричный; *4* – использование предварительных стадий; *5* – чередование симметрии и асимметрии

Рис. 3. Коррозионная стойкость образцов, полученных в электролитах:
1 – фосфатно-ванадатном; *2* – щелочном; *3* – боратном; *4* – в растворе гексаметафосфата натрия; *5* – в растворе алюмината натрия

с повышением разрушающего действия электрических разрядов.

Выявлено, что на коррозионную стойкость МДО-покрытий оказывает влияние режим работы источника технологического тока ИТТ (рис. 2). Как видно, наилучшим результатом по коррозионной стойкости обладают МДО-покрытия, полученные при симметричном режиме работы ИТТ, который в дальнейшем и был принят за базовый.

В ходе экспериментальных исследований было выявлено, что использование предварительных стадий способствовало более быстрому поджигу детали за счет того, что на первой стадии происходит очистка поверхности травлением, а на второй стадии – нанесение барьерной оксидной пленки в доискровом режиме. Необходимо отметить, что реализовать техпроцесс можно и без предварительных стадий, однако с ними легче осуществить переход к режиму микродуги, чем без них.

Использование двухступенчатого режима работы ИТТ с подачей на обрабатываемую деталь в начальный момент времени тока высокой плотности также способствует быстрому поджигу детали. Выявлено, что данный режим оксидирования позволяет сократить время поджига детали при обработке с плотностью тока 20 А/дм^2 на 2–3 мин, а при обработке с плотностями тока 10 А/дм^2 время поджига сокращается на 10–15 мин. Кроме того, установлено, что при различной асимметрии цикла асимметричный режим способствовал заметному росту катодной составляющей напряжения $U_к$.

На коррозионную стойкость МДО-покрытий оказывают влияние химический состав и концентрация электролита [2], результаты исследований этого влияния приведены в работе [3]. В ходе экспериментальных исследований удалось установить, что наивысшей коррозионной стойкостью обладают покрытия, полученные в фосфатно-ванадатном электролите (63...65 ч) (см. рис. 3). Повышенная коррозионная стойкость ванадийсодержащих покрытий связана с тем, что оксиды ванадия не образуют при нормальных условиях водорастворимые оксохлориды и имеют большую сплошность [5]. Однако в связи с высокой стоимостью компонентов электролита от него пришлось отказаться.

При проведении исследований в силикатно-щелочном электролите варьировали концентрацию химического состава. В качестве базового электролита был выбран силикатно-щелочной электролит (KOH – 4 г/л, H_2O_2 – 6 г/л, Na_2SiO_3 – 2 г/л). При данном соотношении компонентов были получены покрытия с оптимальным сочетанием толщины и коррозионной стойкости (47 ч).

Известно, что толщина МДО-покрытий увеличивается со временем обработки. В ходе экспериментальных исследований было выявлено, что толщина МДО-покрытий при равном значении плотности тока растет с увеличением времени обработки от 5 до 30 мин. Коррозионная стойкость также зависит от времени обработки (см. рис. 4). Здесь приводятся результаты исследования группы образцов со следующими параметрами: плотность тока 40 А/дм^2; состав и концентрация электролита: KOH – 4 г/л; H_2O_2 – 6 г/л; Na_2SiO_3 – 2 г/л; время обработки: 3, 5, 7, 10, 15, 17, 20 мин; симметричный режим работы ИТТ.

С увеличением времени обработки от 5 до 17 мин растет коррозионная стойкость. После достижения некоторого максимального значения в интервале 10...17 мин в поведении кривой наблюдается противоположная картина: происходит уменьшение коррозионной стойкости, связанное с тем, что при продол-

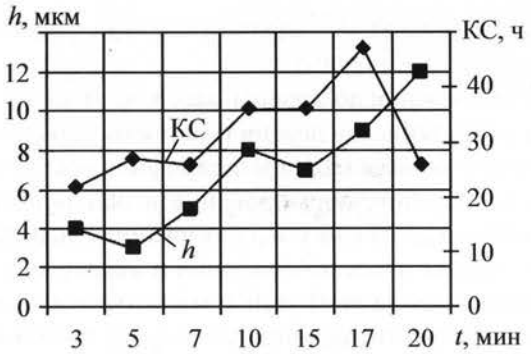


Рис. 4. Зависимость толщины покрытия *h* и коррозионной стойкости от времени обработки *t*

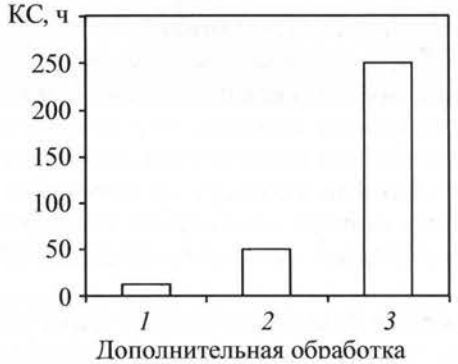


Рис. 5. Коррозионная стойкость образцов, полученных с использованием дополнительной обработки:
1 – кипячение; *2* – МДО в щелочном электролите с введением пигмента железа; *3* – последующее нанесение фторопластовой суспензии

жительной обработке на больших плотностях тока происходит увеличение пористости покрытия, обусловленное повышением разрушающего действия электрических разрядов. Дальнейшее увеличение времени обработки нецелесообразно.

Для увеличения коррозионной стойкости МДО-покрытий были применены технологии их дополнительной обработки. Результатом экспериментов явилось получение комбинированного покрытия (с нанесением фторопластовой суспензии), обладающего повышенной стойкостью к коррозии (см. рис. 5).

Анализ позволил выявить, что все исследуемые режимы в большей или меньшей степени влияют на толщину и коррозионную стойкость МДО-покрытий. При этом не были установлены ключевые закономерности процесса МДО, что, на взгляд авторов, является следствием статистического характера процесса.

В дальнейшем использовали различные методы для классификации, оценки тесноты связей и др., в частности аппараты кластерного и факторного анализа [6]. Кластерный анализ является не столько обычным статистическим методом, сколько "набором" различных алгоритмов "распределения объектов по кластерам". Была использована логика древовидной кластеризации, состоящей в объединении объектов в достаточно большие кластеры на основе использования некоторых мер сходства или расстояний между объектами. Типичным результатом такой кластеризации является иерархическое дерево.

В качестве наиболее общего типа расстояния между объектами использовалось евклидово расстояние, которое является геометрическим расстоянием в многомерном пространстве.

На первом шаге, когда каждый объект представляет собой отдельный кластер, расстояния между этими объектами определяются выбранной мерой. На следующих шагах использовали "правило ближайшего соседа", когда расстояние между двумя кластерами определялось расстоянием между двумя наиболее близкими объектами (ближайшими соседями) в различных кластерах.

Вертикальные древовидные диаграммы были построены для всех деталей, которые были разбиты на группы. Анализ результатов исследования показал, что для разных групп деталей различны порядок агломерации, расстояния в Евклидовом пространстве, корреляция объектов между собой, что не позволило установить влияние параметров на коррозионную стойкость МДО-покрытий.

Наличие большого числа факторов существенно усложняет задачу разработки статистических моделей по оценке влияния этих факторов на толщину и коррозионную стойкость МДО-покрытия. В связи с этим возникли задачи описания многомерного пространства технологических факторов, влияющих на толщину и коррозионную стойкость покрытий, выделение существенных и на их основе построения моделей зависимостей толщины и коррозионной стойкости МДО-покрытий от режимов обработки. Для этого удобным является использование подходов, трактуемых в классическом факторном анализе.

Главными целями факторного анализа являются: сокращение числа переменных (редукция данных); определение структуры взаимосвязей между переменными, т.е. классификация переменных.

В данной работе факторный анализ применяли для сокращения числа переменных. В качестве исходных данных использовали выборки параметров режимов МДО в широком диапазоне. Проводили вычисление одномерных статистик (среднее, стандартное отклонение, коэффициент вариации и др.), вычисляли значения ковариаций и корреляций между параметрами режимов обработки.

Для первоначального извлечения факторов использовали метод главных компонент, в котором

факторы (главные компоненты) по порядку учитывают максимум извлекаемой суммарной дисперсии параметров и линейно связаны с ними. Другими словами, первая главная компонента в действительности является линейной комбинацией исходных параметров, учитывающей максимум их суммарной дисперсии. Вторая главная компонента не коррелирует с первой и учитывает максимум оставшейся дисперсии и т.д.

Факторный анализ был проведен для всех групп образцов. Анализ результатов исследований показал, что разные группы образцов были разбиты на два фактора, однако в разных группах образцов связь с нагрузками (переменными) различна, что в итоге не позволило установить влияние параметров на эксплуатационные свойства покрытий.

Обсуждение и анализ

Итоговые экспериментальные результаты составили массив данных для анализа, представленный в виде сводной таблицы условий и результатов экспериментов. Эта таблица содержала 100 столбцов и 263 строки, при этом характеристики экспериментов отличались сильной неоднородностью (показатели коррозионной стойкости и толщины покрытия широко варьировались в разных опытах), имелся широкий диапазон параметров опыта различной физической природы и размерности.

Кроме того, опыты проводили согласно определенной схеме планирования экспериментов. Они содержали ограниченный набор данных, отсюда следовал фрагментарный тип итоговой таблицы.

Несмотря на большой объем экспериментальных данных и применяемые методы обработки, не удалось установить определенные стабильные закономерности влияния параметров на толщину и коррозионную стойкость МДО-покрытий.

В связи с этим для интерпретации имеющегося эмпирического материала необходимо применить *метод энтропийного анализа* (МЭА), позволяющий оценивать комплексное влияние факторов, имеющих различную размерность и физический смысл. Автор МЭА д-р физ.-мат. наук, проф. А.Б. Логов апробировал его на широком диапазоне различных по характеру и больших по объему статистических выборок в области химии, технологии машиностроения, угольной промышленности, социальных объектов и др. [7, 8].

Реализация МЭА подразумевает собой выполнение следующих процедур:

1) вычисление логарифма всех показателей;

2) нахождение дисперсии и математического ожидания по столбцам таблицы логарифмов показателей;

3) проведение нормирования и центрирования таблицы по столбцам с использованием найденных ранее математического ожидания и дисперсии;

4) нахождение дисперсии и математического ожидания по строкам таблицы логарифмов показателей;

5) проведение нормирования и центрирования таблицы по строкам, с использованием найденных ранее математического ожидания и дисперсии.

Затем, опираясь на полученные характеристики, рассчитывают параметры составляющих элементов фазового портрета, строят непосредственно саму картину распределения элементов таблиц окончательно обработанных данных на фазовой плоскости и проводят анализ полученных данных.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Смелянский В.М., Земскова Е.П.** Повышение коррозионной стойкости изделий из алюминиевых сплавов путем нанесения комбинированных МДО-покрытий // Упрочняющие технологии и покрытия. 2005. № 2. С. 32–35.

2. **Казанцев И.А., Кривенков А.О.** Технология получения композиционных материалов микродуговым оксидированием. Пенза: Инф.-изд. центр ПГУ, 2007. 240 с.

3. **Смелянский В.М., Блюменштейн В.Ю., Земскова Е.П.** Исследование технологии получения тонких коррозионно-стойких покрытий на алюминиевых сплавах методом микродугового оксидирования // Упрочняющие технологии и покрытия. 2005. № 7. С. 44–48.

4. **Синявский В.С., Вальков В.Д., Калинин В.Д.** Коррозия и защита алюминиевых сплавов. М.: Металлургия, 1986. 368 с.

5. **Гордиенко П.С., Руднев В.С.** Электрохимическое формирование покрытий на алюминии и его сплавах при потенциалах искрения и пробоя. Владивосток: Дальнаука, 1999. 233 с.

6. **Боровиков В.П., Боровиков И.П.** Statistica. Статистический анализ и обработка данных в среде Windows. М.: Инф.-изд. дом "Филинъ", 1998. 608 с.

7. **Логов А.Б., Замараев Р.Ю., Логов А.А.** Анализ функционального состояния промышленных объектов в фазовом пространстве. Кемерово: Институт угля и углехимии СО РАН, 2004. 168 с.

8. **Логов А.Б., Замараев Р.Ю., Логов А.А.** Анализ состояния уникальных объектов (развитие и тестирование). Кемерово: Институт угля и углехимии СО РАН, 2004. 107 с.

УДК 621. 793

М.А. Белоцерковский *(Объединенный институт машиностроения НАН Беларуси, Минск)*

Структурные аномалии в стальных газотермических покрытиях и возможности их использования

Установлен эффект образования аномально большого количества остаточного аустенита при напылении покрытий из стальной проволоки. Предложены технологии использования "аустенитного эффекта" для повышения износостойкости покрытий.

Ключевые слова: *газопламенное напыление, структурные аномалии, остаточный аустенит, износостойкость покрытий.*

The effect of formation of anomaly amount of residual austenite in sprayed steel coatings was established. Technologies of application of the "austenitic effect" is suggested here to increase a coating wear-resistance.

Key words: *flame spraying, structural anomalies, residual austenite, wear-resistance of coatings.*

Состояние вопроса. Цель исследований

Одними из наиболее эффективных методов восстановления, упрочнения и защиты быстроизнашивающихся деталей машин и элементов конструкций зарекомендовали себя технологии, основанные на распылении проволочных материалов. Когда не требуется наносить слои из керамики, жаропрочных композитов, а реставрации подлежат детали из сталей, чугунов, цветных металлов и их сплавов, т.е. при восстановлении деталей машин и механизмов общемашиностроительного профиля, рационально использовать *газопламенное напыление* (ГПН) проволок [1], *электродуговую металлизацию* (ЭДМ) [2] или *активированную электродуговую металлизацию* (АДМ), при которой для повышения скорости полета частиц нагревают распыляющий газ непрерывным источником энергии [3]. Целью исследований, результаты которых приведены в данной работе, явилось изучение структуры газотермических проволочных покрытий и определение рациональных путей управления процессом структурообразования для достижения наиболее высоких физико-механических свойств.

Методика проведения исследований

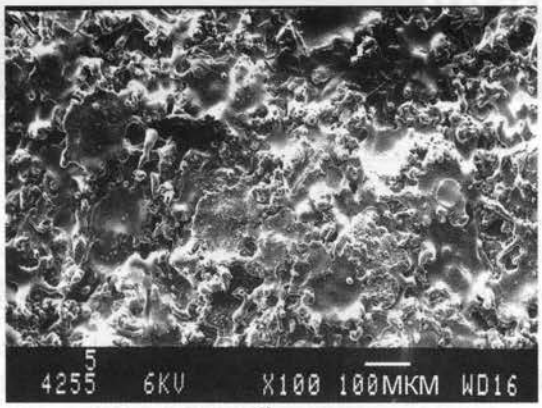
Исследовали структурные особенности газотермических покрытий, напыленных различными методами (ГПН и АДМ) проволоками из сталей ферритного (Св-08), мартенситного (40Х13) и аустенитного (Х18Н10Т) классов. Газотермическое напыление осуществляли терморaспылителями ТЕРКО (газопламенное напыление) и АДМ-10 (активированная и обычная электродуговая металлизация) [3] на следующих режимах:

- режим 1: распыление металла, расплавленного в факеле пропанокислородного пламени скоростной воздушной струей;
- режим 2: распыление металла, расплавленного в электрической дуге, реактивной струей продуктов сгорания пропановоздушной смеси при избытке пропана (восстановительная атмосфера);
- режим 3: распыление металла, расплавленного в электрической дуге, реактивной струей продуктов сгорания пропановоздушной смеси при избытке воздуха (окислительная атмосфера);
- режим 4: распыление металла, расплавленного в электрической дуге, скоростной воздушной струей.

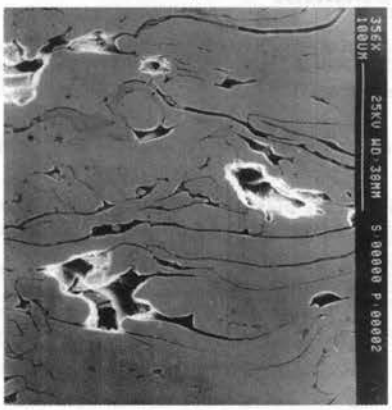
Для повышения адгезии покрытий с подложкой из стали Ст3 использовали промежуточный слой из сплава Х20Н80. Скорость полета напыляемых частиц составляла 100...130 м/с (режимы 1, 4) и 400...500 м/с (режимы 2, 3). Размеры частиц, из которых формировали покрытия, находились в пределах 5...40 мкм.

Результаты исследований и их обсуждение

Покрытия, полученные в результате распыления проволочных материалов, по своему строению близки к газотермическим порошковым покрытиям.



а)



б)

Рис. 1. Микротопография (*а*) и микроструктура (*б*) стального газопламенного покрытия

Однако если при напылении порошков отдельные частицы могут быть не проплавлены или нагреты только до предплавильных температур, то при распылении проволок слой формируется только из расплавленных частиц (иначе не произойдет отрыв капель от проволоки). Это обусловливает бóльшую в сравнении с газопламенным порошковым напылением деформацию частиц и меньшую пористость (рис. 1).

Формирование покрытия сопровождается интенсивным воздействием факела на частицы распыленного материала и их взаимодействием между собой при укладке в слой на поверхности детали. При этом, поскольку в слое протекают процессы быстрой кристаллизации, деформации и отпуска, появляются оксиды, часть легирующих элементов выгорает, то структурное состояние и свойства покрытий зависят от сочетания параметров процесса напыления.

Основное количество оксидов образуется в результате контакта расплавленных частиц с воздухом, поэтому исследовали влияние расхода распыляющего воздуха на количество кислорода в покрытиях, полученных газопламенным напылением (режим 1) и

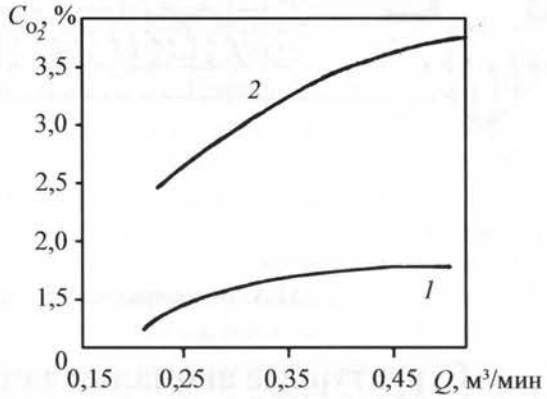


Рис. 2. Влияние расхода распыляющего воздуха *Q* на содержание кислорода C_{O_2} в покрытиях, полученных при режимах 1 (*1*) и 4 (*2*)

электродуговой металлизацией (режим 4). Объемная доля оксидов в газотермических покрытиях была исследована автором ранее, результаты представлены в работе [3].

При газопламенном распылении проволок максимальное содержание кислорода в покрытиях составляет 1,5...1,7 % и достигается при расходах распыляющего воздуха более 0,35 м^3/мин (рис. 2). Дальнейшее увеличение расхода распыляющего воздуха не приводит к заметному повышению концентрации кислорода. Содержание кислорода в электрометаллизационных покрытиях в 2,5...3 раза больше, чем в газопламенных, причем максимальная концентрация 3,8 % достигается при расходах около 0,5 м^3/мин.

В покрытиях из стали 40Х13, полученных как методом АДМ, так и методом ГПН, обнаружено аномально большое количество остаточного аустенита (при ГПН до 40 % об.). Обычно содержание остаточного аустенита в закаленной стали 40Х13 не превышает 3...5 % об.

Известно [4], что основными факторами, влияющими на содержание остаточного аустенита в закаленной стали, являются скорость охлаждения стали, концентрация легирующих элементов в аустенитной фазе, а также термическая стабилизация аустенита при самоотпуске. Для проверки влияния скорости охлаждения стали 40Х13 на содержание в ней аустенита проводили опытную закалку используемой для напыления проволоки в условиях скоростного охлаждения. Температуру изотермической выдержки образцов проволоки стали 40Х13 при нагреве под закалку выбирали равной 1350 К, время выдержки – 20 мин, охлаждение – в соленой воде (15 % NaCl). Результаты фазового анализа закаленной проволочной стали 40Х13 свидетельствуют об отсутствии в ней остаточного аустенита при сохранении незначительного количества карбидов хрома $Cr_{23}C_6$. Значение периода кристаллической решетки для мартенсита закален-

ной проволоки составляет a_α = 0,2873 нм, что несколько ниже уровня a_α для напыленных покрытий. Таким образом, скоростная закалка стали 40Х13 не приводит к стабилизации в ней остаточного аустенита.

Одними из наиболее вероятных причин появления "аустенитного эффекта" в покрытиях являются разогрев поверхностного слоя до 500...670 К, что способствует термической стабилизации аустенита, а также насыщение капель расплава легирующими элементами (прежде всего хромом) и примесями внедрения (углерод, азот) в процессе расплавления проволоки в пламени. Об этом, в частности, свидетельствует отсутствие в покрытии частиц карбидов $Cr_{23}C_6$. Дополнительным фактором, увеличивающим устойчивость аустенита в напыленных слоях, может быть насыщение капель расплава углеродом в процессе расплавления и распыления с использованием пламени пропана (табл. 1).

Относительно низкая скорость полета расплавленных частиц стали и высокая концентрация углеродсодержащего пропана в продуктах горения способствуют более глубокому насыщению капель расплава углеродом. Очевидно, что именно с этими обстоятельствами связано наиболее высокое содержание остаточного аустенита в покрытиях, полученных по технологии газопламенного напыления. Несколько меньшее количество аустенита в покрытиях, полученных активированной электродуговой металлизацией в восстановительной атмосфере распыляющего факела, обусловлено, по-видимому, существенно более высокой скоростью полета расплавленных частиц, характерной для данного способа напыления. В этом случае процессы диффузионного насыщения капель расплава углеродом из восстановительной атмосферы продуктов сгорания пропановоздушной смеси пройти не успевают (время пролета расплавленных капель в атмосфере продуктов сгорания не более $5 \cdot 10^{-4}$ с) и содержание остаточного аустенита в слое снижается до ≈20 % об.

Таблица 1

Влияние состава горючей смеси, образующей факел ГПН и распыляющий факел АДМ, на содержание углерода и кислорода в покрытиях из стали 40Х13

Режим напыления	Объемное соотношение кислорода и пропана в смеси	Содержание кислорода в покрытиях, %	Содержание углерода в покрытиях, %
ГПН	Пропанокислородная смесь, соотношение – 1/4	1,3	0,6...0,7
АДМ	Пропановоздушная смесь, соотношение – 1/18	1,4	0,5
	1/30	2,2	0,4
	Чистый воздух	3,3...3,5	0,3...0,4

Увеличение концентрации кислорода в смеси не сопровождается изменением количества остаточного аустенита в покрытии, полученном в условиях сверхзвуковых скоростей полета расплавленных частиц (режим 3) и при относительно более низких скоростях полета частиц (режим 4). В обоих вариантах напыления содержание остаточного аустенита в слое не превышает 20 % об. Вероятно, такое содержание остаточного аустенита в стали 40Х13 является равновесным для случая полного растворения в ней карбидов хрома и реализации присущих процессу ГТН условий охлаждения расплавленных капель стали.

Для активирования процесса распада остаточного аустенита в напыленном ГПН-покрытии проводили отпуск при температурах 520, 620, 720, 770 и 820 К. Время выдержки при отпуске составляло 90 мин. Данные рентгенофазового анализа свидетельствуют о том, что распад стабилизированного остаточного аустенита напыленного слоя происходит в результате высокого отпуска при температурах 770...820 К. Отпуск при более низких температурах не сопровождался снижением количества остаточного аустенита в слое. Высокая температура отпуска, необходимого для распада аустенита напыленного слоя, по-видимому, обусловлена температурой образования в нем карбидов хрома, после выделения которых устойчивость остаточного аустенита резко падает. Твердость напыленного слоя после отпуска при 770 К составляет 2800 МПа.

Исходя из найденных значений температуры распада аустенита, термообработка напыленных деталей для повышения твердости покрытий практически невозможна. Это обусловлено тем, что газопламенное напыление проволокой 40Х13 применяют в основном для восстановления поверхностей трения скольжения стальных и чугунных изделий, а высокая температура последующей термообработки вызовет необратимые изменения в структуре стальной основы и приведет к деформации деталей.

Поскольку мартенситное превращение $\gamma \rightarrow \alpha$ может происходить при интенсивном пластическом течении, исследовали возможность распада остаточного аустенита за счет поверхностного деформирования.

Напыленные покрытия в исходном состоянии имели твердость 360...380 МПа, микротвердость HV_{30} = 2650 МПа, содержание остаточного аустенита 40...45 % об. (рис. 3, *а*). После шестикратной обкатки

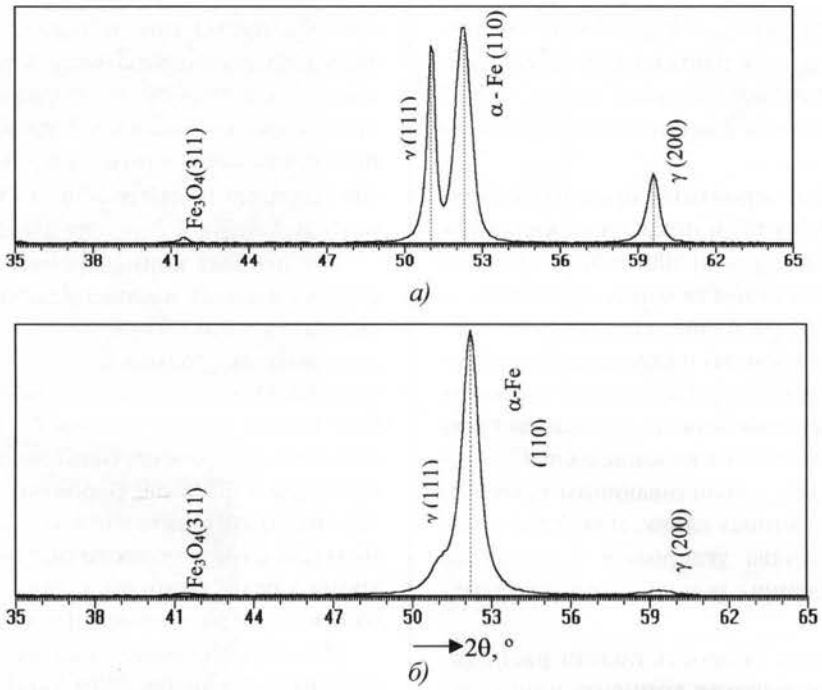


Рис. 3. Фрагменты рентгеновских дифрактограмм от поверхностных слоев покрытий после газопламенного напыления (*а*), напыления +ППД (*б*)

шариком диаметром 5 мм с усилием около 1900 Н твердость покрытий составила 8000...8500 МПа, микротвердость $HV_{0,5}$ = 4100...4500 МПа, а количество остаточного аустенита снизилось до 8 % об. (рис. 3, *б*). Таким образом, метод ППД можно рекомендовать для повышения механических характеристик поверхностных слоев газопламенных покрытий из сталей мартенситного класса.

Основными требованиями, которым должны удовлетворять поверхностные слои деталей трибосопряжений, являются пластичность в начальный период трения для ускорения процесса приработки, высокая износостойкость, твердость, адгезия к жидким смазкам в ходе дальнейшей работы узла. Выполнение этих требований применительно к сталям возможно только в том случае, когда в сталях сформирована двухфазная структура, содержащая метастабильный аустенит, имеющий твердость 200...300 HV. В процессе приработки вследствие интенсивной пластической деформации метастабильный аустенит трансформируется в износостойкий и твердый мартенсит (700...800 HV) за счет протекания деформационного превращения $\gamma \rightarrow \alpha$. При этом твердость приработанной поверхности трения выходит на уровень, не достижимый при обычных методах обработки покрытий.

Проведенные исследования позволили предположить, что как для метода ГПН, так и для метода АДМ существуют такие режимы и распыляемые стали, которые позволяют обеспечивать формирование в покрытиях большого количества метастабильного аустенита, в процессе работы трибосопряжения переходящего в мартенсит.

В литых сталях получение метастабильного аустенита достигается специальным легированием, сложной термической и термомеханической обработкой, проведение которой зачастую экономически нецелесообразно.

Для обеспечения формирования в структуре напыленного покрытия метастабильного аустенита, имеющего низкую температуру протекания деформационного превращения $\gamma \rightarrow \alpha$ (температура $M_д$), соответствующую температурам эксплуатации узлов трения скольжения (270...320 К), необходимо достичь определенных условий формирования покрытия, а именно температуры нагрева $T_н$ (перегрева выше точки плавления) проволоки, ее распыления, скорости охлаждения расплавленных частиц и степени их окисления, приводящих к изменению концентрации легирующих элементов.

Экспериментальными исследованиями была установлена связь между температурой начала мартенситного превращения материала проволоки $T_м$ и количеством метастабильного аустенита, образующегося в сформированном покрытии (табл. 2).

У легированных конструкционных сталей, а также у коррозионно-стойких сталей мартенситного класса температура $T_м$ находится в пределах 550...700 К

Таблица 2

Содержание метастабильного аустенита в покрытиях, полученных распылением различных марок сталей

Номер группы сталей	Марка стали	$T_м$, К	$T_н$, К	Содержание аустенита в покрытии, % об.
1	09Г2С, 40ХН, 20Х13, 40Х13	550...700	1700...2000	17...25
			2100...2500	7...15
			> 2600	< 6
2	9ХС, Х12МФ, 9Х12, Х6ВФ, 35ХНМ, 40ХФВА, 65Г	420...540	1700...2100	15...25
			2200...2500	8...12
			> 2500	< 6
3	08Х18Н10, 12Х18Н10Т, 110Г13	70...110	1700...2000	95...98
			2000...2500	90...95
			> 2500	90...95

(группа сталей 1). При распылении проволок из этих сталей установлено, что объемное содержание метастабильного аустенита достигает 24 %, если температура нагрева проволоки не превышает 2000 К.

Температура $T_м$ у инструментальных сталей (штамповых), а также у конструкционных рессорно-пружинных сталей находится в пределах 420...540 К (группа сталей 2). При распылении этих сталей отмечено, что образование метастабильного аустенита в количестве 15...25 % об. возможно, если распыляемая проволока нагрета до температуры не выше 2100 К.

У коррозионно-стойких, жаростойких сталей и стали Гадфильда температура $T_м$ составляет 70...110 К (группа сталей 3). В связи с низкой температурой начала мартенситного превращения аустенитная структура этих сталей характеризуется высокой устойчивостью, поэтому их называют сталями аустенитного класса.

Для фазового упрочнения поверхностных слоев сталей аустенитного класса за счет протекания мартенситного превращения требуются высокие степени деформации, недостижимые при фрикционном взаимодействии со смазочным материалом (граничное трение). Установлено, что путем термораспыления проволок из этих сталей при температурах более 2500 К можно повысить температуры $T_м$, $M_д$ и осуществить дестабилизацию аустенитной фазы в формируемых покрытиях.

Понижение стабильности аустенита покрытий из сталей третьей группы распылением при температурах более 2500 К объясняется следующим. Наибольшее влияние на положение температурного интервала мартенситного превращения оказывает содержание в стали марганца и хрома. Так, уменьшение содержания марганца от 5 до 1 % приводит к повышению температуры $M_н$ от 270 до 470 К [5]. В связи с этим одним из возможных путей повышения температуры $T_м$ является уменьшение содержания хрома или марганца в аустенитной фазе сталей путем ее окисления при напылении. Изменение состава покрытия, обусловленное интенсивным окислением при температурах более 2500 К, позволило понизить устойчивость аустенитной структуры и повысить температуру $M_д$ до уровня комнатных температур.

При распылении проволок из сталей первых двух групп сохранение большого количества метастабильного аустенита можно объяснить следующим. Высокая скорость кристаллизации стальных частиц в процессе формирования напыленного слоя и замедленная скорость его остывания в интервале мартенситного и бейнитного превращений при охлаждении покрытия обеспечивают термическую стабилизацию аустенита, которая усиливается, если предварительно подогреть основу.

Увеличение содержания метастабильного аустенита наблюдалось при подогреве поверхности детали до 480 К (рис. 4). Дальнейший нагрев детали вызывал снижение значений прочности сцепления покрытий. Предварительный подогрев детали перед напылением легированных проволочных сталей с высокой температурой $T_м$ усиливает эффект стабилизации аустенита и позволяет увеличить объем метастабильной фазы в напыленных покрытиях.

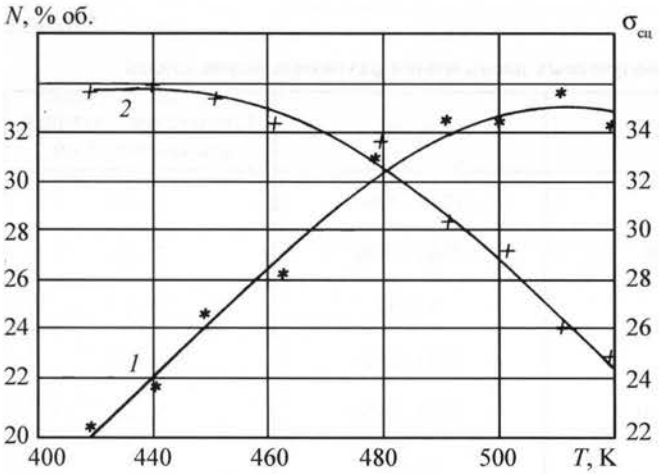


Рис. 4. Зависимость количества метастабильного аустенита (% об.) (*1*) в покрытиях из сталей 40ХН и 20Х13 и их прочности сцепления $\sigma_{сц}$ (МПа) (*2*) от температуры *T* предварительного подогрева детали

Практическое применение результатов исследований

Используя результаты проведенных исследований, разработаны технологические рекомендации по восстановлению-упрочнению деталей узлов трения скольжения.

Так, для восстановления пластующих ножей, эксплуатирующихся в условиях воздействия слабоагрессивных жидкостей, был выбран метод активированной электродуговой металлизации проволокой из стали 12Х18Н10Т. Износостойкость покрытий после периода приработки на 40...50 % превосходила износостойкость слоев, напыленных тем же материалом методом ГПН. Для восстановления изношенных опорных валов шарниров механизмов копирования рельефа поля жатки применяли газопламенное распыление проволоки из стали 40Х13. Анализ результатов стендовых испытаний показал, что покрытия, нанесенные газопламенным напылением, имели износостойкость в 1,4...1,7 раза выше, чем те же покрытия, но полученные методом ЭДМ.

Заключение

Установлен эффект образования в газотермических покрытиях из распыленных сталей мартенситного класса аномально большого количества остаточного аустенита (20...40 % об.). Показано, что для обеспечения формирования в структуре напыленных покрытий из легированных конструкционных, инструментальных и коррозионно-стойких сталей метастабильного аустенита, имеющего низкую температуру протекания деформационного превращения $\gamma \rightarrow \alpha$, соответствующую температурам эксплуатации узлов трения скольжения, необходимо достижение определенных условий формирования покрытия (температуры нагрева и распыления проволоки, скорости охлаждения расплавленных частиц и степени их окисления).

На основании проведенных исследований предложены технологии нанесения покрытий, в которых выбор метода нагрева проволоки при распылении осуществляется в зависимости от температуры начала мартенситного превращения материала проволоки.

Автор выражает искреннюю благодарность доктору физ.-мат. наук Кукареко Владимиру Аркадьевичу за оказанную помощь в проведении исследований и обсуждении результатов.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Белоцерковский М.А.** Технологии активированного газопламенного напыления антифрикционных покрытий. Минск.: Технопринт. 2004. 200 с.

2. **Шаров В.М.** Металлизационные покрытия. Киев: Будівельник. 1981. 80 с.

3. **Белоцерковский М.А., Прядко А.С.** Активированное газопламенное и электродуговое напыление покрытий проволочными материалами // Упрочняющие технологии и покрытия. 2006. № 12. С. 17–23.

4. **Попова Л.Е., Попов А.А.** Диаграммы превращения аустенита в сталях и бета-растворах в сплавах титана: справ. М.: Металлургия, 1991. 501 с.

5. **Гуляев А.П.** Металловедение. М.: Металлургия, 1977. 648 с.

УДК 620.169.1

А.В. Гребенщиков *(Воронежский механический завод)*,
В.П. Смоленцев *(Воронежский ГТУ)*

Поверхностный слой материалов после импульсной обработки

При импульсном воздействии на покрытие сила удара воздействует на материал заготовки и вызывает изменения поверхностного слоя. В случае очистки заготовок (тары для перевозки сыпучих грузов) поверхностный слой может получить повреждения и утратить требуемые эксплуатационные свойства. Рассмотрены рабочие значения характеристик поверхностного слоя, что позволяет назначать и рассчитывать параметры процесса, при которых достигается интенсивное удаление загрязнений со стенок тары и литых заготовок без нарушения качества изделий.

Ключевые слова: *импульсная обработка, поверхностный слой, удаление загрязнений.*

During impulse impact on coating, impact force is transmitted to the blank material and cause changes to the surface layer. When container blanks are to be cleaned (transport bulk cargos) the surface layer may be damaged and may loose the required operating properties. Working values of characteristics of the surface layer are considered, this enables to assign and calculate the process parameters at which thorough cleaning of container and casing blank walls is achieved without item damage.

Key words: *impulse treatment, surface layer, cleaning.*

При импульсной очистке тары от загрязнений сыпучими и хрупкими материалами в поверхностном слое стенки (как правило, листового материала) появляются остаточные напряжения, которые, складываясь с существующими напряжениями, могут существенно изменить прочностные (особенно усталостные) характеристики изделия. Тара может изготовляться из стального, титанового, алюминиевого листа, хотя преимущественное применение получили конструкционные стали.

Разработан новый способ импульсной очистки тары разных габаритов (ящики, контейнеры, вагонетки, вагоны и др.) электромагнитными импульсами, создаваемыми индукторами и передаваемыми на бойки, воздействующие на стенки тары. Из [1, 2] известно, что качество поверхностного слоя определяет усталостные свойства материалов при многоцикловых нагружениях, которые могут возникать в процессе многократной транспортировки тары. Это может снизить ресурс и надежность емкостей, вызвать потери перевозимых грузов, аварийные ситуации, причинить материальный ущерб.

В процессе исследований было установлено, что удельная сила удара бойка в момент импульса может достигать 1000 МПа, что вызывает наклеп поверхностного слоя стенки тары, предельная величина которого приведена на рис. 1.

На рис. 1 образцы в исходном состоянии обрабатывали фрезерованием, шлифованием (для стали) или чистовым фрезерованием (для алюминиевых,

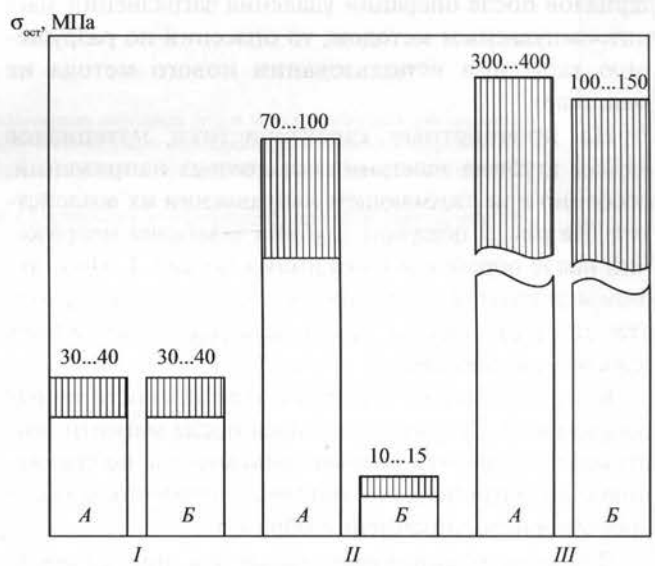


Рис. 1. Остаточные напряжения $\sigma_{ост}$ в поверхностном слое: *А* – исходное состояние; *Б* – после электромагнитной импульсной обработки; *I* – конструкционная сталь; *II* – алюминиевый сплав (дюраль); *III* – титановый сплав; диапазон разброса результатов показан в вершинах столбиков

титановых сплавов) с последующим виброударным упрочнением. Образцы после магнитоимпульсной обработки вырезали из листа, далее упрочняли на установке, имитирующей импульсную очистку.

Для сталей остаточные напряжения при обоих видах обработки оказались идентичными. Это объясняется тем, что степень наклепа шариковой нагрузкой [3] виброударным методом оказалась близкой к ударным нагрузкам бойком под действием магнитных сил. В обоих случаях получены остаточные напряжения сжатия, при этом перенаклеп и растрескивание материала не наблюдались.

Для алюминиевого сплава Д17Т в исходном состоянии характерны сжимающие напряжения до 100 МПа, величина которых может изменяться до 1,5 раза даже для одного участка материала. Образцы, вырезанные из стенки тары, после наработки в течение 20...30 дней имели сжимающие напряжения не более 15 МПа.

Титановые образцы даже после упрочнения (см. рис. 1) имели растягивающие напряжения до 400 МПа. У образцов после магнитоимпульсной обработки наблюдалось снижение растягивающих напряжений в 2...3 раза, но получить желаемые сжимающие показатели не удалось. Анализ шлифов показал, что в подповерхностном слое упрочненных образцов имеются микротрещины (в основном по границам зерен), которые могут стать причиной появления и сохранения растягивающих напряжений.

Если учесть благоприятный характер знака напряжений (см. рис. 1) для основных марок изучаемых материалов после операции удаления загрязнений магнитоимпульсным методом, то опасений по разрушению тары при использовании нового метода не возникает.

На прочностные характеристики материалов влияет глубина залегания остаточных напряжений, особенно при сжимающем направлении их воздействия. На рис. 2 показана глубина залегания напряжений после обработки с режимами по рис. 1. Под глубиной залегания понимают расстояние от поверхности до места смены знака действия напряжения (сжатие, растяжение).

Как видно из рис. 2, глубина залегания остаточных напряжений, сформировавшихся после магнитноимпульсной обработки, значительно меньше по сравнению с аналогичным показателем, полученным после виброударного упрочнения образцов.

Для конструкционных сталей (см. рис. 2) после обработки листа бойком (время воздействия импульсов – 8 ч) глубина залегания сжимающих напряжений снижается до 1,5 раза, что может быть объяснено характером наклепа импульсным методом с высокой скважностью, так как при этом влияние предшествующего импульса становится незначительным, что снижает глубину измененного слоя.

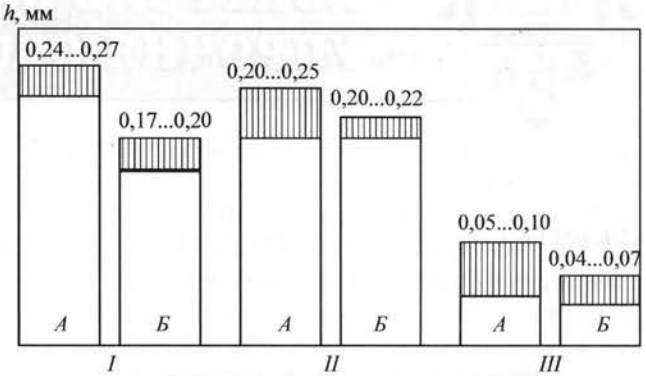


Рис. 2. Глубина залегания *h* остаточных напряжений одного знака:
I – конструкционная сталь; *II* – алюминиевый сплав; *III* – титановый сплав; *А* – лист, упрочненный виброударным методом; *Б* – образцы после импульсной обработки бойком от электромагнитной установки

Для алюминиевых и титановых сплавов снижение глубины хотя и имеет место, но за счет рассеивания показателей занимает общую часть диапазона измерений и не показывает существенных различий. В отдельных случаях титановым сплавам (III) свойственно снижение глубины залегания остаточных напряжений, что отмечено в [1, 2, 4]. Однако иногда наблюдается высокая концентрация в поверхностном слое (см. рис. 1 и 2) больших растягивающих остаточных напряжений, что может неблагоприятно влиять на механические характеристики материала (особенно на предел усталостной прочности при многоцикловых напряжениях).

После магнитоимпульсной очистки тара может повторно не обрабатываться этим методом, поэтому необходимо установить предельную величину остаточных напряжений в стенках тары в зависимости от времени наработки (рис. 3).

Нарастание величины и глубины залегания остаточных напряжений происходит в первые часы воздействия бойка на стенки тары. По исследованиям авторов, длительность удаления загрязнений с каждого участка стенки тары может составлять от нескольких секунд до десятков минут, но в любом случае при однократной очистке величина и глубина напряжений (см. рис. 3) составляют около половины предельного значения (см. рис. 1 и 2), поэтому для стальной тары эти характеристики поверхностного слоя практически не сказываются на долговечности конструкции. Рассмотренные показатели следует учитывать при многократном использовании тары для транспортировки сыпучих материалов.

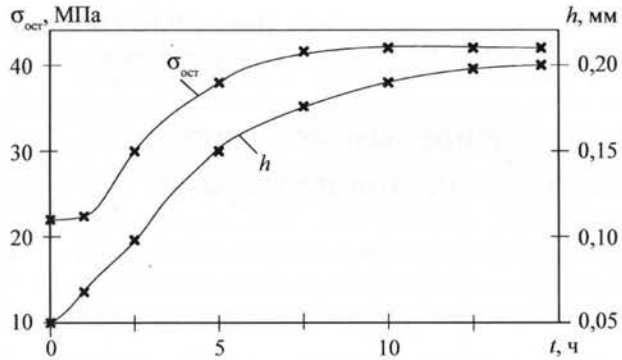


Рис. 3. Изменение остаточных напряжений $\sigma_{ост}$ по глубине залегания *h* по мере наработки *t* при электромагнитном импульсном процессе

Многолетний опыт эксплуатации контейнеров, вагонов для транспортировки строительных, технологических, пищевых смесей показал, что предложенный метод не вызывает повреждений стенок, резко (в десятки раз) ускоряет процесс очистки, а случаи ремонта и замены тары происходят в основном из-за повреждений емкостей во время погрузки, транспортировки, хранения и при разгрузке вследствие применения нерасчетных технологических режимов (энергии импульса, частоты следования импульсов, их числа, времени обработки каждого участка).

ЛИТЕРАТУРА

1. **Смоленцев В.П.** Технология электрохимической обработки внутренних поверхностей. М.: Машиностроение, 1978. 176 с.

2. **Сулима А.М., Евстигнеев М.И.** Качество поверхностного слоя и усталостная прочность деталей из жаропрочных и титановых сплавов. М.: Машиностроение, 1974. 256 с.

3. **Бабичев А.П., Бабичев И.А.** Основы вибрационной технологии. Ростов-на-Д.: ДГТУ, 1998. 624 с.

4. **Электрофизические** и электрохимические методы обработки материалов. Т. 2 / Под ред. В.П. Смоленцева // М.: Высш. шк. 1983. 208 с.

Кожевников Д.В., Гречишников В.А., Кирсанов С.В. **Режущий инструмент**: учебник для вузов. Под ред. С.В. Кирсанова, 3-е изд., 2007. – 528 с., тв. пер., 60×88 1/16
ISBN 978-5-217-03373-7
Цена с НДС 330 руб.

Рассмотрены вопросы проектирования основных видов металлорежущих инструментов и оптимизации их конструктивных и геометрических параметров. Описаны современные конструкции режущих инструментов, изложены тенденции их развития с учетом отечественного и мирового опыта.

Второе издание (2-е изд. 2005 г.) дополнено материалами о комбинированных инструментах для обработки резьбовых отверстий, а также приведены сведения об инструментальных сплавах.

Для студентов высших учебных заведений, обучающихся по направлению подготовки бакалавров и магистров "Технология, оборудование и автоматизация машиностроительных производств" и специальностям: "Технология машиностроения", "Металлообрабатывающие станки и комплексы", "Инструментальные системы машиностроительных производств" и направлению подготовки дипломированных специалистов "Конструкторско технологическое обеспечение машиностроительных производств"; может быть полезен специалистам в области инструментального производства.

Приобрести книгу можно непосредственно в издательстве "Машиностроение", прислав заявку в отдел реализации по факсу: (495) 269-48-97; по e-mail: realiz@mashin.ru; по почте: 107076, Москва, Стромынский пер., 4. ООО "Издательство Машиностроение". Справки по тел. (495) 269-66-00.
http://www.mashin.ru

Э.Л. Левин, Р.Н. Сайфуллин
(Башкирский государственный аграрный университет)

Оценка прочности сцепления ленты с основным металлом при восстановлении деталей электроконтактной приваркой

Предложен способ экспрессной оценки прочности сцепления покрытия, полученного электроконтактной приваркой стальной ленты, посредством обкатки покрытия закаленными остроконечными роликами. Изучено влияние состава стали привариваемой ленты, диаметра образца и сварочного тока на прочность сцепления ленты с основным металлом детали.

Ключевые слова: *электроконтактная приварка, стальная лента, прочность сцепления, восстановление деталей.*

A method of express evaluation of the strength of the coupling of the coating received by the electro-contact welding of the steel band through running-in the coating by hardened taper rollers is proposed. The influence of the welded band steel brand, sample diameter and the welding current magnitude on the strength of the band coupling with the component's main metal has been proposed.

Key words: *electro-contact welding, steel band, adhesion strerngth, restoring of components.*

Прочность сцепления приваренной ленты с поверхностью детали при электроконтактной приварке является одной из основных характеристик качества восстановленных деталей. Прочность сцепления определяется характеристиками свариваемости и зависит от целого ряда факторов: химического состава материала ленты и основного металла, размеров (толщины) ленты, диаметра детали, состояния поверхности, к которой приваривается лента, режимов приварки (в первую очередь, величины сварочного тока, длительности сварочных импульсов и пауз), частоты вращения детали и продольной подачи, от которых зависит коэффициент перекрытия сварных точек.

При низком качестве сцепления (плохой свариваемости) ленты с основным металлом не могут быть реализованы другие положительные качества нанесенного покрытия – его высокая твердость, прочность и износостойкость. Высокая же прочность сцепления покрытия с основой обуславливает более высокую выносливость, работоспособность и долговечность восстановленных деталей.

Между тем известные способы оценки прочности сцепления покрытия с основой – методом отрыва штифтов [1] или срезания покрытия [2] прессованием – характеризуются высокой трудоемкостью, что практически исключает возможность их использования непосредственно на участках восстановления деталей. Достаточно простой способ оценки сцепляемости покрытия с основой особенно необходим для подбора оптимальных режимов электроконтактной приварки стальной ленты к поверхности изношенной детали. Металлопокрытие, полученное данным способом, наряду с указанными выше положительными свойствами отличается высокой структурной неоднородностью и возможным появлением микродефектов, являющихся структурными концентраторами напряжений, что приводит к снижению усталостной прочности восстановленных деталей.

Предложено применять новый способ оценки качества сцепления приваренной ленты с основой, заключающийся в обкатке (накатке) приваренного слоя ленты стальными закаленными остроконечными роликами под заданной нагрузкой. Специально изготовленные ролики из стали У10А, закаленные до твердости 60...62 HRC, закрепляют взамен роликовых электродов на сварочных клещах установки для электроконтактной приварки (рис. 1).

Исследовали влияние состава стали привариваемой ленты, диаметра образца и сварочного тока на прочность сцепления ленты с основой. Давление на ролики составляло 0,3 МПа. Частота вращения шпинделя с закрепленной в патроне и прошлифованной "начисто" детали с приваренной лентой составляло 10 мин$^{-1}$. При обкатке фиксировали время от начала обкатки до появления визуально видимых участков отслоения ленты. Этот промежуток времени принимали за сравнительный критерий показателя качества

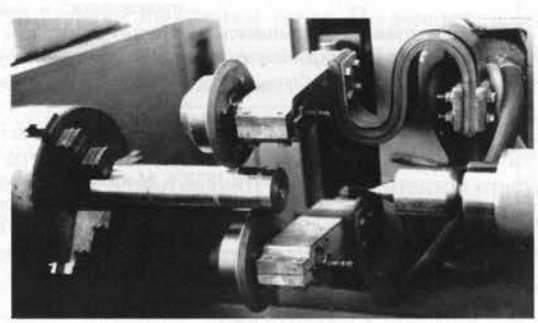


Рис. 1. Общий вид узла сварочных клещей с установленными роликами для испытания обкаткой на прочность сцепления

Влияние диаметра образца, материала ленты и силы тока на прочность сцепления (образцы из стали 45, толщина ленты 0,4 мм)

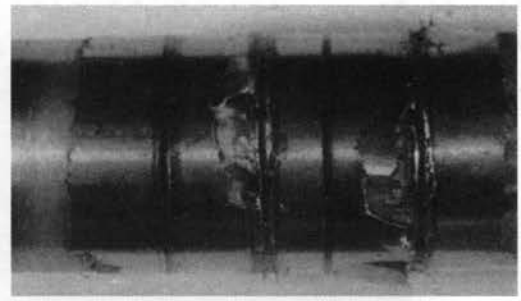
Диаметр образца, мм	Марка стали ленты	Средняя твердость приваренной ленты, HRC	Период времени до появления признаков отслаивания, с
25	30	39/41	969/1200
	50	51,5/51	237/1027
	65Г	50/54	25/930
40	30	40/41	488/1500
	50	50/51	104/408
	65Г	53/55	42/988
55	30	43/42	633/808
	50	53/53	180/168
	65Г	59/57	80/19

Примечание. В числителе приведены значения, соответствующие току приварки 4,5...5,0 кА, а в знаменателе – 11...12 кА.

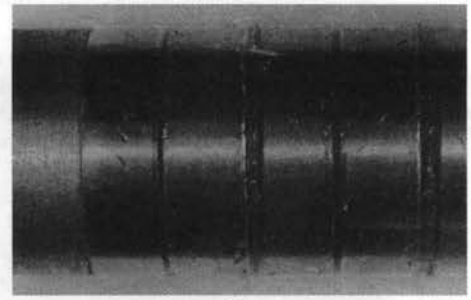
приваренной ленты с основным металлом. Результаты обкатки образцов стальными закаленными роликами приведены в таблице. Поверхность после обкатки роликами показана на рис. 2.

По данным, приведенным в таблице, видно, что более высокой прочностью сцепления характеризуются образцы с приваренной лентой из стали 30. Прочность сцепления возрастает с повышением сварочного тока. Влияние диаметра образца на прочность сцепления не выявлено (вследствие разбросанности значений). Приведенные значения прочности сцепления в зависимости от состава стали и сварочного тока согласуются с известными зависимостями [3], в которых прочность сцепления определялась срезанием покрытия.

Вследствие высокой твердости и структурной неоднородности лента, приваренная контактным способом, плохо поддается обработке резанием лезвийным инструментом. Поверхность деталей с приваренной лентой после точения имеет большую волнистость, достигающую 33 мкм, и шероховатость до Ra = 10 мкм и более.



а)



б)

Рис. 2. Образцы с приваренной лентой после обкатки: *а* – с отслоением ленты; *б* – без отслоения ленты

Для обработки деталей с приваренной лентой из сталей 40, 50, 65Г и других подобных марок при требованиях точности не выше 8...9 квалитетов рекомендуются резцы с режущей частью из Эльбор-Р. При более высоких требованиях к точности и шероховатости поверхности деталей, восстановленных контактной приваркой лент из среднеуглеродистых сталей и имеющих твердость после приварки 40...55 HRC, целесообразно проводить шлифование стандартными абразивными кругами.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Манаенков А.П.** Выбор рационального метода восстановления изношенных посадочных шеек поворотных кулаков грузовых автомобилей: дисс. ... канд. техн. наук. Москва, 1990.

2. **Сайфуллин Р.Н.** Восстановление деталей электроконтактной приваркой композиционных материалов с антифрикционными присадками: дисс. ... канд. техн. наук. Уфа, 2001.

3. **Латыпов Р.А.** Выбор компактных и порошковых металлических материалов и управление качеством покрытий при упрочнении и восстановлении деталей электроконтактной приваркой: дисс. ... д-ра. техн. наук. Москва, 2006.

А.Н. Стрижов *(РГАТА им. П.А. Соловьева, Рыбинск)*

Технология восстановления гребешков фланцев лабиринта

Рассмотрена возможность применения технологии автоматической наплавки для восстановления эксплуатационных свойств деталей авиационных двигателей. Этот способ обеспечивает высокую равномерность толщины наплавленного слоя независимо от пространственной конфигурации восстанавливаемой поверхности.
Ключевые слова: *восстановление поверхностей, ремонт деталей, авиационные двигатели.*

The opportunity of technology application of automatic surfacing for restoration operational properties for components of aircraft engines is considered. The method provides good smoothess of the melted layer thickness on independent of the space configuration of the melted-on surface.
Key words: *surface restoration, repair of components, aeroengines.*

К задачам любого авиаремонтного производства относят устранение результатов изнашивания и повреждения рабочих поверхностей деталей в процессе их эксплуатации, восстановление ремонтных размеров при обеспечении заданных характеристик двигателя.

При ремонте *газотурбинных двигателей* (ГТД) приходится сталкиваться с необходимостью обеспечения минимальных зазоров в лабиринтных уплотнениях каждой детали с учетом условий эксплуатации и конструктивных особенностей. Эту задачу удается решать с той или иной степенью эффективности на основе системного подхода в реализации экспериментальных исследований и за счет разработки и внедрения современных высокоэффективных технологий восстановления деталей. Важная роль в решении этого вопроса принадлежит наплавке, т.е. наращиванию изношенных поверхностей, которая позволяет снизить себестоимость, повысить технологичность и дает возможность многократного восстановления деталей.

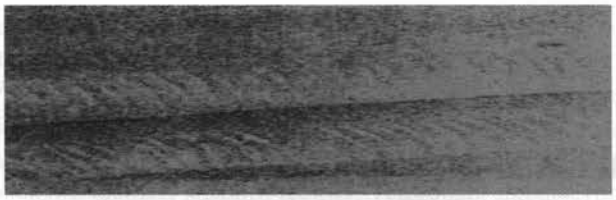
Приходящие в ремонт после эксплуатации фланцы лабиринтов из материала 13Х11Н2В2МФ-Ш (ЭИ961Ш) имеют выработку (изношенные участки) на гребешках от 0,02 до 0,20 мм. Изнашивание гребешков лабиринтов происходит вследствие касания деталей в процессе эксплуатации. Возможность касания объясняется значительными деформациями деталей во время работы, причем эти деформации различаются в зависимости от режимов работы двигателя. В связи с этим избежать изнашивания гребешков лабиринтов в процессе эксплуатации использованием более точных размеров деталей невозможно.

Для восстановления внутренних диаметров гребешков фланца лабиринта была проведена работа по оценке возможности ремонта методом наплавки (рис. 1). Данную работу проводили с целью исследования качества ремонта детали методом автоматической аргонодуговой наплавки гребешков, выполненной на установке Dabber RBM фирмы Liburdy (Канада).

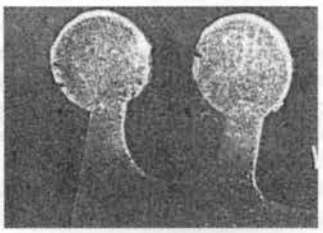
Перед наплавкой поверхность гребешков протачивали на токарном станке для обеспечения контактной площадки при наплавке и обезжиривали. Наплавку проводили присадочной проволокой ЭИ400 (ГОСТ 2246–70) на автоматическом режиме со скоростью вращения стола манипулятора 0,85 мм/с (рис. 2, *а*). По месту наплавки были изготовлены шлифы (рис. 2, *б*). При осмотре макроструктуры дефектов сварки в виде пор, трещин, раковин, несплавлений не выявлено.

После наплавки фланец лабиринта подвергали термообработке в термофиксаторе для исключения коробления при температуре T = 570 °С и времени выдержки – 2 ч. После этого была выполнена токар-

Рис. 1. Внешний вид фланца лабиринта с двумя внутренними гребешками



а)



б)

Рис. 2. Участок (×4) с наплавкой (*а*) и макроструктура (×4) в зоне наплавки гребешков (*б*)

ная обработка, цель которой заключалась в восстановлении геометрических размеров гребешков с исключением врезания в основной материал.

Качество наплавки определяли внешним осмотром при помощи лупы 10-кратного увеличения, контролем цветной дефектоскопией ЦМ-15В, металлографическим анализом и измерением твердости. По внешнему виду качество наплавки гребешков – удовлетворительное, наружных дефектов не обнаружено. Контролем цветной дефектоскопии недопустимых поверхностных дефектов в зоне наплавки гребешков лабиринта после их механической обработки не выявлено.

При просмотре шлифов установлено, что сплавление наплавленного металла с основным удовлетворительное, дефектов в наплавленном слое и зоне термического влияния не выявлено. Макро- и микроструктура по месту наплавки – удовлетворительные (рис. 3). Результаты измерения твердости приведены в таблице ($d_{отп}$ – диаметр отпечатка).

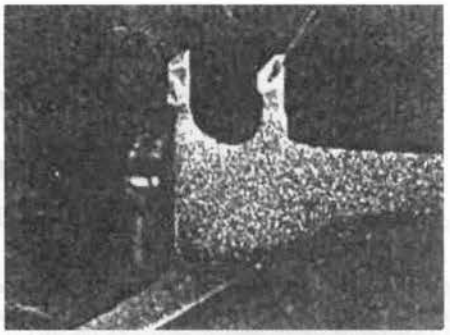
Твердость основного материала и твердость наплавленного металла соответствовали техническим требованиям.

К основным преимуществам применения автоматической наплавки для восстановления эксплуатационных свойств изношенных поверхностей деталей относят:

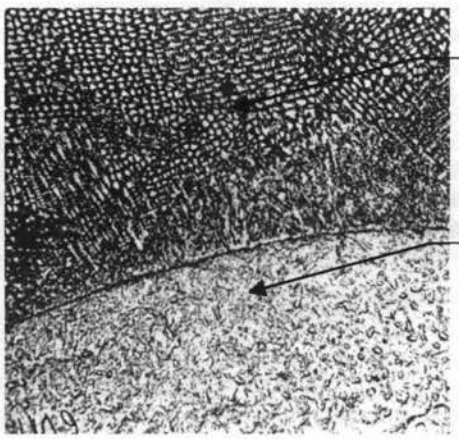
1) возможность плавного регулирования скорости подачи проволоки в зависимости от скорости нагрева;

2) стабильность процесса наплавки и обеспечения заданной высоты сварного шва;

3) осуществление визуального контроля над процессом наплавки.



а)



б)

Рис. 3. Макроструктура (×2) по месту наплавки (*а*), микроструктура (×200) в зоне наплавки (*б*) после токарной обработки

Результаты измерения твердости

Твердость основного материала, $HB/d_{отп}$	Твердость наплавленного металла, $HB/d_{отп}$	Твердость в зоне термического влияния, $HB/d_{отп}$	Требуемая твердость, $HB/d_{отп}$
317/3,43	278/3,64	255/3,81	369...321/3,7...3,4

Примечание. Измерение проводили при диаметре шарика $d = 5$ мм и нагрузке $P = 7500$ Н.

Вывод

Проведенные испытания на технологическом двигателе позволили внедрить в производство ремонт гребешков фланцев лабиринта методом аргонодуговой наплавки в автоматическом режиме, тем самым увеличив ремонтопригодность деталей и сократив себестоимость.

Э.Г. Бабенко, Е.А. Лихачев, М.А. Колесников
(Дальневосточный государственный университет путей сообщения, Хабаровск)

Применение новых флюсов из минерального сырья для электрошлаковой наплавки и переплава

Приведены результаты экспериментальных исследований по использованию минерального сырья, содержащего оксиды вольфрама, без его глубокой технологической переработки для создания покрытий электрошлаковой наплавкой и сплавов электрошлаковым переплавом. Показано, что флюсы на основе шеелитового концентрата позволяют легировать низкоуглеродистую сварочную проволоку вольфрамом до 20 % мас. и формировать наплавленные поверхности с высокими механическими и эксплуатационными свойствами.

Ключевые слова: *минеральное сырье, легирование, электрошлаковый переплав, керамические флюсы, вольфрам.*

Results of experimental researches on use of the mineral containing tungsten oxides without its deep technological processing for creation of coatings by electroslag hard-facing and alloys by electroslag refining are received. It is shown, that fluxes on the basis of scheelite concentrate allow to alloy low-carbon welding wire by tungsten up to 20 % mas. and to form built-up surfaces with high mechanical and operational properties.

Key words: *mineral, alloying, electroslag refining, ceramic fluxes, tungsten.*

Введение

В настоящее время возник целый ряд принципиальных проблем материального производства. Это, прежде всего, истощение материальных ресурсов и резкое ухудшение экологической обстановки, которые остро поставили перед материаловедением ряд насущных проблем и наметили стратегические направления в области создания и производства материалов: комплексное использование минерального сырья с применением отходов одного производства в другом; разработка и освоение прогрессивных, экологически чистых технологий получения конструкционных, инструментальных и сварочно-наплавочных материалов из минерального сырья без его глубокой технологической переработки; разработка материалов с учетом распространения элементов в природе и приближения технологий их получения к местам добычи сырья за счет создания технологически гибких, быстро перестраивающихся на выпуск новой продукции мини-предприятий.

Одним из направлений решения проблемы может быть создание сплавов и упрочняющих покрытий при помощи полного безотходного использования сырья, содержащего оксиды легирующих элементов, без выделения последних в чистом виде высокозатратными, экологически вредными технологиями с последующей добавкой в получаемые стали (как в основном это делается в настоящее время).

Цель данной работы – представить некоторые результаты исследований возможности создания керамических флюсов для электрошлаковой наплавки и переплава с использованием в качестве легирующей композиции многокомпонентного шеелитового концентрата, содержащего до 60 % триоксида вольфрама.

Методика и материалы

Сварочная ванна представляет собой сложную систему, состоящую из ряда выполняющих определенные функции подсистем, связанных между собой и окружающей средой интенсивным динамическим взаимодействием, а также обменом энергии, веществом и информацией.

Аналитический подход к системе технология – сварочная ванна дает основание описать ее как

$$S = \{P, V, Q\},$$

где P – способ (технология);
V – сварочная ванна;
Q – их взаимосвязи.

В свою очередь, совокупность элементов структурных составляющих возможно представить в виде

$$P = \{Э, M\} \text{ и } V = \{K, U, R, L\},$$

где $Э$, M – электрические и механические параметры;
K – капля электродного металла;
U – расплавленная металлическая ванна;
R – шлаковая ванна;
L – газовая среда.

Ведущая роль в системе с позиций формирования состава и свойств наплавляемого металла отводится жидкому шлаку и расплавленным основному и электродному материалам с определенным набором химических элементов (a_1, a_2, ... a_n), активность которых

зависит от температуры T и времени t протекания реакций.

Процессы, происходящие в сварочной ванне, еще более усложняются постоянно меняющимся ее составом, наличием обратимых реакций, колебаниями электрических, механических, тепловых параметров и др., т.е. реализуются процессы самоорганизации. Следовательно, аналитически решить задачу легирования наплавленного металла для получения заданных свойств с использованием многокомпонентного минерального сырья существующими методами, основанными на анализе квазиравновесных физико-химических процессов (предполагающих достижение равновесия), не представляется возможным.

Более реальным подходом является использование базового положения синергетики, заключающегося в том, что смысл возникающих в сложных системах взаимодействующих процессов основан на внутренних причинах самоорганизации. Эти взаимодействия, как отмечается в [1], реализуются через некоторые энергетические "сгустки" (аттракторы), которые располагаются во всем пространстве системы. Именно они отражают природу явлений, происходящих в сложной системе сварочной ванны. Следовательно, основное внимание следует уделять не силовым внешним воздействиям на систему, а взаимодействиям между компонентами системы, что согласуется с фундаментальными положениями современной физики. Необходим поиск общих законов единства процессов самоорганизации и управления, максимально учитывающих естественные свойства компонентов сварочной ванны, т. е. нахождение обратных связей.

Для решения задач получения легированного металла авторами использовали динамический подход, в рамках которого предполагалось за счет задания начальных условий (формирование шихты флюса) и факторов, влияющих на поведение сварочной ванны (ток, напряжение, диаметр переплавляемой проволоки и др.), получить представление о всех последующих состояниях системы. Для этого экспериментально-статистическими методами разрабатывали математические модели системы состав шлаковой ванны – свойства наплавленного металла с последующей ее оптимизацией для получения заданных свойств формируемых сплавов.

Разработку шихты флюсов проводили по разработанной методологии, приведенной в [2]. Решение задачи базировалось на оптимизации комплексной функции $C_i = f(x_1, x_2, ..., x_n)$, где C_i – свойства наплавленного металла; $x_1, x_2 ..., x_n$ – состав покрытий.

Установлено, что при электрической сварке, наплавке и переплаве легирующие шлаковые системы на основе многокомпонентных минеральных ассоциаций наиболее полно описываются приведенным полиномом третьего порядка, который получается из обычного полинома этой же степени для q переменных введением соотношения $\sum x_i = 1$:

$$y = \sum_{1 \le i \le j} \beta_i x_i + \sum_{1 \le i \le j \le g} \beta_{ij} x_i x_j + \\ + \sum_{1 \le i \le j \le g} \gamma_{ij} x_i x_j (x_i - x_j) + \sum_{1 \le i \le j \le k \le g} \beta_{ijk} x_i x_j x_k .$$

После определения функции модели $y_i = f(x_1, x_2, ..., x_n)$, где $x_1, x_2 ..., x_n$ – входные параметры (компоненты шихты флюса); y_i – выходные параметры (свойства сплава или покрытия), и вывода уравнения в установленной области факторного пространства, с использованием симплекс-решетчатого планирования проводят эксперимент для фиксации и оценки численных значений констант. Если установленная модель адекватно описывает экспериментальные результаты, строят контурные кривые поверхностей откликов, по которым оптимизируют выходные параметры (свойства).

В качестве легирующего минерального сырья был принят шеелитовый концентрат, производимый Лермонтовским горно-обогатительным комбинатом Приморского края следующего состава, % мас.: WO_3 – 59,5; CaO – 26,8; MgO – 1,65; SiO_2 – 2,9; TiO_2 – 0,2; Fe_3O_4 – 1,84; Fe_2O_3 – 3,78; FeO – 0,61; Na_2O – 0,24; K_2O – 0,15; S – 0,2; P – 0,31; прочие – 1,86. Кроме того, использовали известняк, флюорит и гранит месторождений Хабаровского края.

Флюсы изготовляли по стандартной технологии. В качестве присадочного материала принята низкоуглеродистая сварочная проволока Св-08 диаметром 4 мм.

Эксперименты осуществляли по двум направлениям:

1) исследование и выбор наиболее рационального восстановителя для обеспечения максимального перехода легирующего элемента в переплавляемый присадочный материал;

2) получение керамических флюсов на основе шеелитового концентрата для формирования при электрошлаковом переплаве сплавов с высоким содержанием вольфрама и наплавленных легированных покрытий со свойствами, близкими к распространенным легированным сталям.

Для проведения исследований использовалось как типовое, так и оригинальное оборудование. Электрошлаковая наплавка и переплав выполняли на спроектированной и изготовленной авторами установке [3] на режимах: I = 350...1000 А, U = 20...90 В. Образцы для анализа формировались в водоохлаждаемом медном кристаллизаторе с рабочим объемом 40×40×100 мм.

Металлографический анализ сплавов проводили с помощью микроскопов Лабомет-2 и агрегатного

ЕС МЕТАМ РВ-21 при увеличениях до ×1000. Микротвердость определяли на приборе ПМТ-3М. Дифференциально-термический анализ осуществляли на дериватографе Q-1000. Фазовый состав полученных материалов изучали на рентгеновском дифрактометре ДРОН-7. Исследование элементного состава полученных сплавов проводили на рентгеновском флуоресцентном кристалл-дифракционном сканирующем спектрометре Спектроскан МАКС-JV и растровом электронно-зондовом микроскопе ISM-35C (JEOL, Япония) с приставкой электронно-зондового микроанализатора – рентгеновского спектрометра 35-SDS с волновой дисперсией.

Для анализа физико-механических и эксплуатационных свойств сплавов использовали следующие приборы: для измерения твердости – ТШ-2М, ТК-14, ТП-2; для исследования износостойкости – машина МИ-402 в условиях трения без смазки при нагрузке 500 Н и контртелом из стали 40ХН, закаленной в масле до 60...62 HRC. Внутренние дефекты сварных швов определяли ультразвуковым дефектоскопом УД-12П с призматическими и раздельно-совмещенными преобразователями.

Результаты и их обсуждение

При исследовании влияния типа восстановителя на переход вольфрама в низкоуглеродистую сварочную проволоку Св-08 были приняты широко используемые при производстве сварочно-наплавочных материалов ферросплавы: ферромарганец и ферросилиций, а также высокоактивные по отношению к кислороду – углерод и алюминий в виде мелкодисперсных порошков. Шихта флюсов формировалась на основе шеелитового концентрата с введением 20 % мас. флюорита и различным содержанием восстановителей (табл. 1).

Установлено, что наибольший переход вольфрама в переплавляемую сталь наблюдается при содержании в шихте флюсов 7...11 % мас. восстановителей (рис. 1).

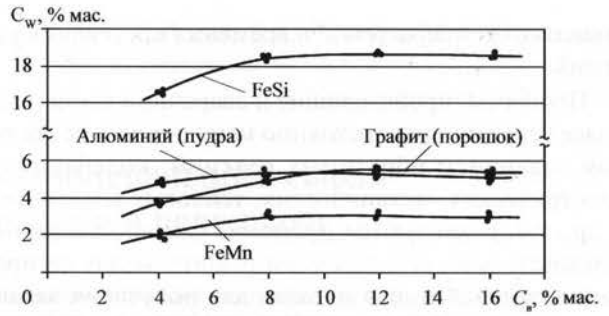


Рис. 1. Зависимость содержания C_W вольфрама в сплаве от содержания восстановителя $C_в$ в шихте флюса

Электрошлаковый процесс при использовании разработанных флюсов идет стабильно, жидкий шлак распределяется по всей поверхности наплавленного металла равномерно, хорошо формируется гарнисаж на внутренних стенках кристаллизатора.

В результате спектрального анализа сплавов, полученных с использованием разработанных флюсов, установлено, что все исследуемые раскислители восстанавливают вольфрам из шеелитового концентрата, но с различной степенью эффективности. Кроме того, такие элементы, как кремний, марганец и углерод, выполнили функцию дополнительных легирующих элементов.

Из рассматриваемых компонентов наиболее полно способствует переходу вольфрама ферросилиций, а менее всего – ферромарганец (табл. 2). Как видно, объем восстановленного вольфрама существенно различается, несмотря на то что их изобарно-изотермические потенциалы имеют близкие значения. Это, на взгляд авторов, вызвано тем, что марганец образует с железом интерметаллиды и твердые растворы, как ограниченные, так и неограниченные, в то время как кремний с железом неограниченных твердых растворов не формирует, что подтверждается рентгенодифракционными спектрами сплавов.

Покрытия, полученные с использованием в качестве восстановителей порошка графита и алюминиевой пудры по содержанию вольфрама занимают промежуточное положение, несмотря на их более высо-

Таблица 1

Состав опытных флюсов, % мас.

Марка флюса	WO_3	C	CO_2	CaO	CaF_2	Fe_2O_3	FeMn	FeSi	SiO_2	Al	MgO	P_2O_5	TiO_2	FO	S	Прочие
ОФ2	42,04	–	0,59	15,95	19,00	2,89	–	10,00	2,88	–	1,16	3,23	0,14	0,42	0,43	1,27
ОФ3	41,73	–	0,58	15,83	19,00	2,87	10,50	–	2,86	–	1,15	3,21	0,14	0,41	0,42	1,30
ОФ4	43,12	–	0,60	16,38	19,00	2,97	–	–	2,95	8,20	1,18	3,32	0,15	0,43	0,44	1,26
ОФ5	42,22	9,7	0,59	16,02	19,00	2,90	–	–	2,89	–	1,16	3,25	0,14	0,42	0,43	1,28

кую активность. В этом случае существенную роль сыграли реологические проблемы шлаковой ванны.

Вследствие того что алюминий и графит вводили в виде очень мелких фракций с малой удельной плотностью, то в процессе наплавки они всплывали на поверхность, не успев растворить, и в значительной степени подвергались окислению воздушной средой.

Для проверки этой гипотезы были спроектированы и изготовлены экспериментальные флюсы ОФ4.2 и ОФ5.2, в которых при сохранении прежнего состава (флюсы ОФ4 и ОФ5) была увеличена фракция восстановителей, для чего алюминий в состав шихты вводили в виде стружки, а графит – в виде крупки с частицами размером 0,1...0,3 и 0,46...0,63 мм соответственно. В результате содержание вольфрама в наплавленном металле составило 20,6 и 11,4 % мас., т.е. увеличилось в 3,72 и 2 раза соответственно.

Однако оказалось, что в шлаках, оставшихся после переплава, присутствует невосстановленный вольфрам. Это свидетельствует о незавершенности процесса легирования по причине сравнительно низкой температуры шлаковой ванны (2160 °С) и малой высоты ванны в кристаллизаторе (35 мм), что существенно сокращает время контакта капли переплавляемого металла с жидким шлаком. Кроме того, выявлено различие степеней возгонки вольфрама.

В связи с отмеченным, была исследована возможность повторного использования шлака. Для решения задачи изготовлен флюс ОФ6 на основе шлаков, оставшихся от первичного электрошлакового переплава. В качестве восстановителя вводили ферросилиций. В табл. 3 приведены химические составы сплава и оставшегося после повторного использования шлака, показывающие практически полный переход вольфрама в переплавляемую низкоуглеродистую сталь.

В структуре сплавов, при получении которых использовали ферросилиций и алюминиевую стружку, превалирует легированный феррит микротвердостью (по Виккерсу) H_{20} = 141...197 HV с распределенными в нем интерметаллидами Fe_2W и ограниченным твердым раствором W(Fe) с H_{20} = 293...455 HV. Твердость сплава составила 280...300 НВ по износостойкости сплав в 1,51 раза превосходит сталь 20ФЛ.

Особый интерес представляет сплав, при получении которого восстановителем в шихте флюса (ОФ5.2) являлась крупка графита. Спектральным анализом установлено, что в его составе содержится 11,4 % мас. вольфрама и 0,78 % мас. углерода. Как известно [4], при увеличении содержания последнего в стали точка S диаграммы $Fe–Fe_3C$ сдвигается влево и уже при содержании углерода 0,2 % мас. образуются стали ледебуритного класса, что имеет место в рассматриваемом случае. Структура сплава – мелкозернистая, состоит из легированных цементита с H_{20} = = 297...438 HV и перлита с H_{20} = 182...191 HV, а также интерметаллидов Fe_2W (рис. 2). Твердость сплава составляет 420...440 НВ, износостойкость в 4,2 раза выше износостойкости стали 20ФЛ.

Таким образом экспериментально установлено, что при электрошлаковом переплаве низкоуглеродистой сварочной проволоки с использованием флюса на основе шеелитового концентрата наиболее рациональ-

Таблица 2

Химический состав сплавов, полученных с использованием опытных флюсов

Флюс		Марка сплава	Содержание элемента, %					
Марка	Восстановитель		C	W	Si	Mn	S	P
ОФ2	FeSi	Сп2	<0,08	18,80	1,3500	0,1010	0,03	0,07
ОФ3	FeMn	Сп3	<0,08	2,87	0,0839	0,3450	0,03	0,02
ОФ4	Алюминиевая пудра	Сп4	<0,08	5,54	0,1600	0,0893	0,02	0,03
ОФ5	Графит	Сп5	0,65	5,58	0,2860	0,2570	0,04	0,02

Таблица 3

Химические составы опытного сплава и шлака после переплава с флюсом ОФ6

Материал	Содержание элемента, %						
	W	Si	Mn	S	P	Fe	Ca
Сплав	2,1100	1,18	0,424	0,0154	0,02	>90	–
Шлак	0,0865	4,45	0,100	0,1350	0,04	6,64	29,8

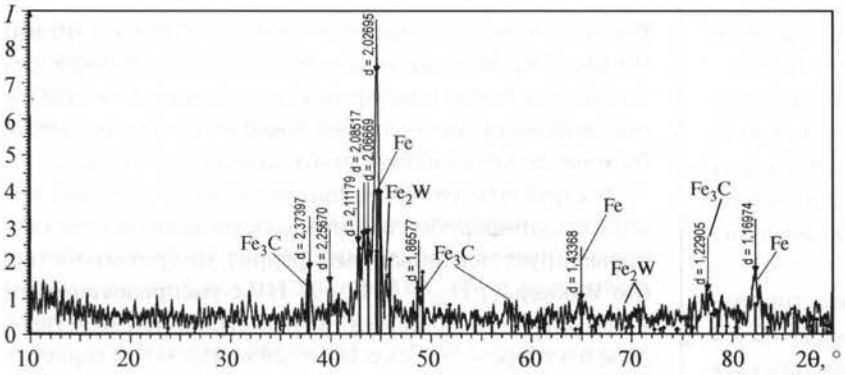


Рис. 2. Рентгендифракционный спектр сплава (*I* – интенсивность импульсов, θ – угловой параметр)

Таблица 4

Химический состав сплавов после электрошлакового переплава

Флюс	Восстановитель	Содержание, % мас.					
		C	W	Si	Mn	S	P
ОФ2	FeSi	<0,08	18,8	1,35	0,11	0,03	0,07
ОФ4.2	Алюминий (стружка)	<0,08	20,6	0,45	0,13	0,04	0,04
ОФ5.2	Графит (крупка)	0,78	11,4	0,06	0,09	0,03	0,05

ными восстановителями являются ферросилиций, алюминиевая стружка и крупка графита (табл. 4).

Разработанные флюсы позволяют формировать на поверхностях изделий упрочняющие покрытия с содержанием вольфрама до 20 % мас. Кроме того, сплавы, полученные при электрошлаковом переплаве, можно использовать в качестве основы для получения быстрорежущих сталей или высоколегированных сплавов специального назначения.

Стали, полученные с повторным использованием шлаков, после соответствующей термообработки могут применяться как конструкционные низко- и среднелегированные.

Выводы

1. Созданы легирующие керамические флюсы на основе шеелитового концентрата без его глубокой технологической переработки, дающие возможность легировать низкоуглеродистую сварочную проволоку Св-08 вольфрамом с содержанием последнего до 20 %.

2. Исследовано влияние различных типов восстановителей на переход вольфрама из шлаковой ванны в переплавляемую низкоуглеродистую сталь. Установлено, что наиболее рациональными восстановителями являются ферросилиций, алюминиевая стружка и крупка графита с частицами размером 0,46...0,63 мм.

3. Получены легированные вольфрамом сплавы, которые можно использовать в качестве основы для создания быстрорежущих сталей и сталей специального назначения.

4. Впервые созданы флюсы с повторным использованием шлаков, позволяющие при электрошлаковой наплавке легировать покрытия вольфрамом с содержанием последнего до 2,5 %.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Колесников А.А.** Синергетические методы управления сложными системами: Теория системного синтеза. М.: КомКнига, 2006. 240 с.

2. **Бабенко Э.Г., Верхотуров А.Д., Григоренко В.Г.** Основные аспекты транспортного минералогического материаловедения. Владивосток: Дальнаука, 2004. 224 с.

3. **А.с. 1381866 СССР, МКИ С 25 Д 5/06.** Способ электрошлаковой наплавки / Н.Г. Васильев, В.Г. Макиенко, Э.Г. Бабенко (СССР) № 4096370. Заяв. 4.08.86; опубл. 15.11.86. Бюл. № 43.

4. **Гуляев А.П.** Металловедение: учеб. для вузов; 6-е изд., перераб. и доп. М.: Металлургия, 1986. 542 с.

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: (495) 268-40-77, 269-54-96; факс: (495) 268-85-26, 269-48-97.
Дизайнер *Поджиботов К.Ю.*
Технический редактор *Тупталов С.Ю.*
Корректоры *Сажина Л.И., Сонюшкина Л.Е.*
Сдано в набор 30.07.08 г. Подписано в печать 23.09.08 г. Формат 60×88 1/8. Бумага офсетная. Печать офсетная.
Усл. печ. л. 6,86. Уч.-изд. л. 7,61. Заказ 1054. Свободная цена.
Оригинал-макет и электронная версия подготовлены в ОАО "Издательство "Машиностроение".
Отпечатано в ООО "Подольская Периодика", 142110, Московская обл., г. Подольск, ул. Кирова, д. 15

Рисунки к статье Ю.С. Степанова, А.А. Катунина

"МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССА РОТАЦИОННОЙ ОБКАТКИ НЕПОЛНЫХ СФЕРИЧЕСКИХ ПОВЕРХНОСТЕЙ ШАРОВЫХ ПАЛЬЦЕВ"

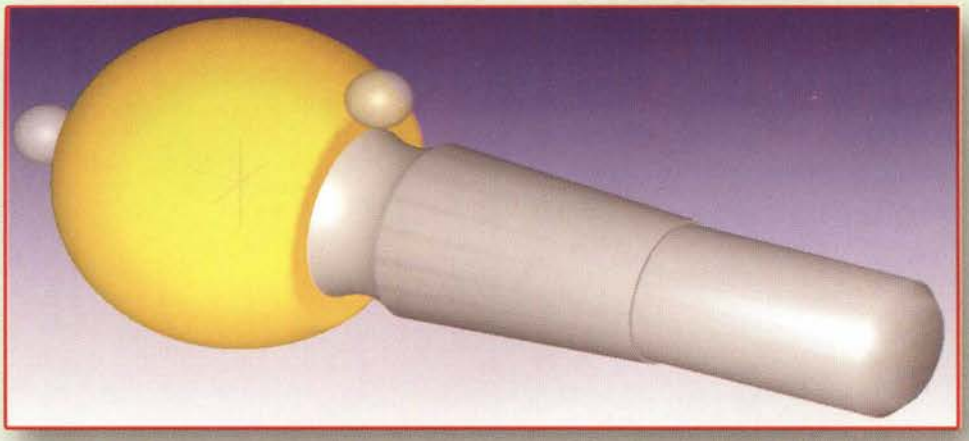


Рис. 1. Объемная модель головки шарового пальца с двумя деформирующими шариками

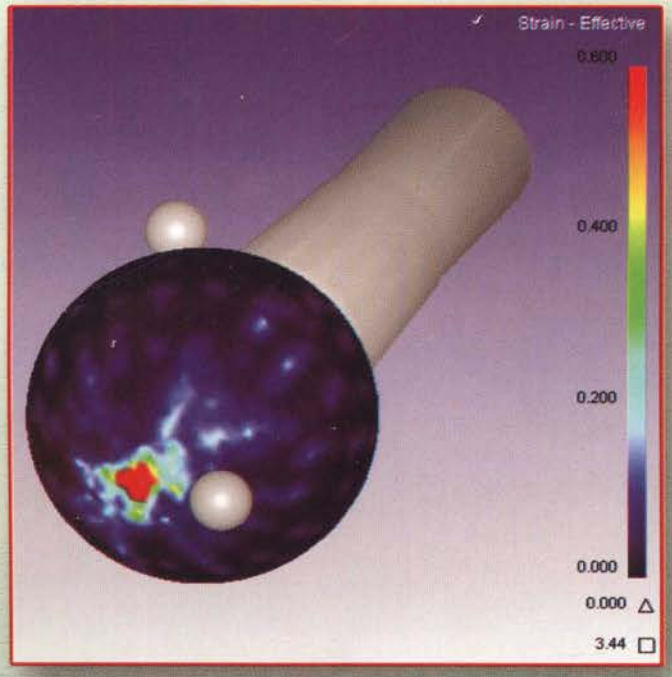


Рис. 2. Распределение деформаций по поверхности неполной сферы

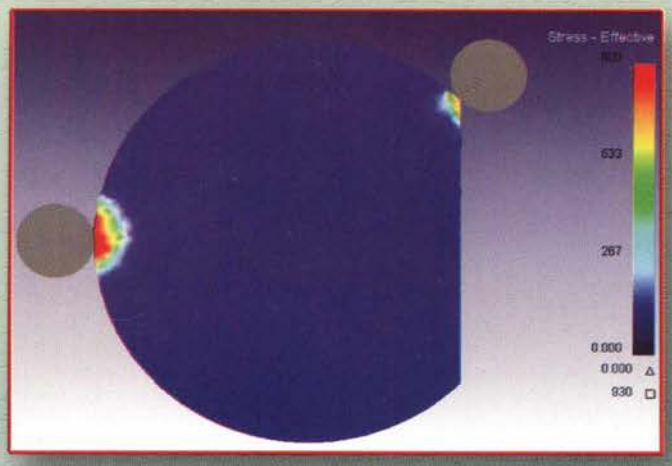


Рис. 3. Распределение эквивалентных напряжений в зоне контакта