

УПРОЧНЯЮЩИЕ ТЕХНОЛОГИИ И ПОКРЫТИЯ

№ 2 (134)
февраль
2016

Издается с января 2005 г.

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

Председатель редакционного
совета

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

Заместитель главного
редактора

д.ф.-м.н., проф.
В.Ю. ФОМИНСКИЙ

Заместители председателя
редакционного совета:

д.т.н., проф.
В.Ю. БЛЮМЕНШТЕЙН

д.т.н., проф.
А.В. КИРИЧЕК

д.т.н., проф.
О.В. ЧУДИНА

Редакционный совет:

Ю.П. АНКУДИМОВ, к.т.н., доц.
А.П. БАБИЧЕВ, д.т.н., проф.

В.П. БАЛКОВ, к.т.н.

В.М. БАШКОВ, к.т.н., доц.

А.И. БЕЛИКОВ, к.т.н., доц.

А.И. БОЛДЫРЕВ, д.т.н., проф.

С.Н. ГРИГОРЬЕВ, д.т.н., проф.

В.Е. ГРОМОВ, д.т.н., проф.

В.А. ЗЕМСКОВ, к.т.н.

С.А. КЛИМЕНКО, д.т.н., проф.

Ю.Р. КОПЫЛОВ, д.т.н., проф.

Н.К. КРИОНИ, д.т.н., проф.

В.А. ЛЕБЕДЕВ, к.т.н., проф.

В.В. ЛЮБИМОВ, д.т.н., проф.

Е.Д. МАКАРЕНКО

Б.Я. МОКРИЦКИЙ, д.т.н., проф.

Ф.И. ПАНТЕЛЕЕНКО, д.т.н., проф.

Х.М. РАХИМЯНОВ, д.т.н., проф.

Б.П. САУШКИН, д.т.н., проф.

В.П. СМОЛЕНЦЕВ, д.т.н., проф.

А.М. СМЫСЛОВ, д.т.н., проф.

Г.А. СУХОЧЕВ, д.т.н., проф.

В.П. ТАБАКОВ, д.т.н., проф.

В.А. ШУЛОВ, д.ф.-м.н., проф.

М.Л. ХЕЙФЕЦ, д.т.н., проф.

Редакция:

И.Н. МЫРНИНА

Т.В. ПАРАЙСКАЯ

Журнал распространяется по подписке,
которую можно оформить в любом
почтовом отделении (индексы
по каталогам: "Роспечать" 85159,
"Пресса России" 39269, "Почта России"
60252) или в издательстве.
Тел.: (499) 269-52-98,
268-47-19.

Факс: (499) 269-48-97.
E-mail: realiz@mashin.ru, utp@mashin.ru

Журнал зарегистрирован
в Министерстве связи и массовых
коммуникаций РФ. Свидетельство о
регистрации
ПИ № ФС 77-63956 от 09.12.2015 г.

СОДЕРЖАНИЕ



ОБЩИЕ ВОПРОСЫ УПРОЧНЕНИЯ

Микаева С.А., Микаева А.С., Бойчук М.И. Защитное покрытие в разрядных источниках излучения.....3

Шустер Л.Ш., Мамлеев Раф.Ф., Мамлеев Руст.Ф., Камалетдинова Р.Р.

Влияние износостойких покрытий на триботехнические характеристики керамико-металлических материалов5



МЕХАНИЧЕСКАЯ УПРОЧНЯЮЩАЯ ОБРАБОТКА

Зайдес С.А., Нгуен Ван Хуан. Повышение жесткости длинномерных валов охватывающим пластическим деформированием.....10

Рахимянов Х.М., Семенова Ю.С. Взаимосвязь кинематических и деформационных параметров ультразвукового пластического деформирования с геометрическими параметрами формируемого микрорельефа16



ОБРАБОТКА КОНЦЕНТРИРОВАННЫМИ ПОТОКАМИ ЭНЕРГИИ

Балановский А.Е. Основные вопросы теории плазменного поверхностного упрочнения металлов (Обзор. Часть 3)20

Бердников Ант. А., Филиппов М.А., Бердников А.А., Хадыев М.С., Гаранов Н.Е. Фазовый состав, структура и упрочнение стали У10 при плазменной поверхностной закалке.....31



ПОЛИМЕРНЫЕ И КОМПОЗИЦИОННЫЕ ПОКРЫТИЯ

Антонова Н.М., Бабичев А.П. Исследование антикоррозионных свойств органических полимерных покрытий с порошками алюминия и циркония35



ОБРАБОТКА КОМБИНИРОВАННЫМИ МЕТОДАМИ

Комшина А.В., Помельникова А.С., Лясоцкая В.С. Влияние режимов термической обработки и магнитно-импульсного воздействия на структуру и структурно-чувствительные характеристики сплава ВТ2340

Копылов Ю.Р. Электро-гальвано-механическое нанесение стальных покрытий с послойным упрочнением.....45

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

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

STRENGTHENING TECHNOLOGIES AND COATINGS

№ 2 (134)
February
2016

Since 2005, January

Editor-in-Chief

Dr. of Eng. Sci.
Yu.V. PANFILOV

Chair of Editorial Council

Dr. of Eng. Sci., The honoured
worker of a science and
technics of the RF
V.F. BEZYAZHCHNYI

Editorial Assistant

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

Chairman Assistants:

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

Editorial council:

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

Edition:

I.N. MYMRINA
T.V. PARAYSKAYA

Journal is spreaded on a subscription,
which can be issued in any post office
(index on the catalogues: "Rospechat"
85159, "Pressa Rossii" 39269, "Pochta
Rossii" 60252) or in publishing office.
Ph.: (499) 269-52-98, 268-47-19.
Fax: (499) 269-48-97
E-mail: realiz@mashin.ru, utp@mashin.ru

Journal is registered by Ministry
of Telecom and Mass Communication
of RF. The certificate
of registration ПИ № 77-63956.
09.12.2015

CONTENTS

➔	GENERAL QUESTIONS OF STRENGTHENING	
	Mikaeva S.A., Mikaeva A.S., Boychuk M.I. Protective covering for discharge radiation sources.....	3
	Shuster L.Sh., Mamleyev Raf.F., Mamleyev Rust.F., Kamaletdinova R.R. Influence wear-resistant coatings on tribological characteristics of the ceramic-metal materials.....	5
➔	MECHANICAL STRENGTHENING PROCESSING	
	Zaydes S.A., Nguyen Van Huan. Increase stiffness of long transmission lineshaft by embracing plastic deformation.....	10
	Rahimyanov H.M., Semyonova Yu.S. Kinematic and deformation parameters correlation with the geometric parameters of microrelief formed by ultrasonic surface hardening.....	16
➔	PROCESSING BY CONCENTRATED STREAMS OF ENERGY	
	Balanovsky A.E. The main problems in the theory of plasma surface hardening of metals (Review. Part 3).....	20
	Berdnikov Ant.A., Filippov M.A., Berdnikov A.A., Khadyev M.S., Garanov N.E. Phase composition, structure and hardening of steel U10 at plasma surface quenching.....	31
➔	POLYMER AND COMPOSITE COATINGS	
	Antonova N.M., Babichev A.P. Research of anticorrosion properties of organic polymeric coatings with Al and Zr powders.....	35
➔	PROCESSING BY COMBINED METHODS	
	Komshina A.V., Pomelnikova A.S., Lyasotskaya V.S. The effect of heat treatment and magnetic-pulse treatment conditions on the structure and structure-sensitive properties of VT23 alloy.....	40
	Kopylov Yu.R. Electro-galvano-mechanical coating of steel coatings with layer-by-layer hardening.....	45

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

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



УДК 681.2

С.А. Микаева, А.С. Микаева, М.И. Бойчук

(Московский государственный университет информационных технологий, радиотехники и электроники)

E-mail: mikaeva@npo.lit.ru

Защитное покрытие в разрядных источниках излучения

Защитное покрытие в разрядных источниках излучения наносится на внутреннюю поверхность разрядных оболочек и содержит оксиды алюминия, иттрия, магния, циркония и тория. Такое покрытие позволяет повысить инертность внутренней поверхности разрядной оболочки горелки по отношению к парам агрессивных металлов при высоких температурах и давлениях, а также в несколько раз увеличить срок службы ртутно-цезиевых ламп при незначительном снижении излучения в процессе работы в пределах этого срока службы.

Ключевые слова: защитное покрытие, срок службы, лампа, источник излучения, состав, раствор.

The protective coating intended for use in the discharge radiation sources covers the inner surface of shells of radiation sources and comprises aluminum oxide, yttrium oxide, magnesium oxide, zirconium oxide and thorium oxide. The protective coating can increase the inertia of the burner on the inner surface of the discharge envelope with respect to the pairs of aggressive metals at high temperatures and pressures, as well as to increase the service life of mercury-caesium lamps with a slight decrease of the radiation during operation within these values lifetime.

Keywords: protective coating, service life, lamp, radiation source, composition, solution.

Введение

Газоразрядные источники излучения состоят из разрядной оболочки из тугоплавкого материала, электродных узлов и наполнения оболочки — инертного газа и излучающих материалов: ртути и других металлов. В зависимости от давления наполняющих оболочку компонентов источники излучения разделяются на лампы низкого и высокого давления [1].

Защиту кварцевой оболочки бактерицидных амальгамных ламп низкого давления типа "ДБ", например ДБ 300 и др., выпускаемых ЗАО НПО "ЛИТ" [2], осуществляют нанесением на внутреннюю поверхность кварцевой оболочки водорастворимой соли иттрия (например, водного раствора ацетата иттрия), которая после соответствующей термообработки превращается в тончайшую пленку (толщиной несколько микрон) окиси иттрия, имеющую физическую связь с кварцем. Суть данного технического решения заключается в том, что оксид иттрия, являясь более инертным по отношению к парам ртути и других металлов, наполняющих оболочку, препятствует их взаимодействию с кварцем, т. е. потемнению кварцевого стекла в процессе работы лампы. Соответственно, у такой лампы в процессе

эксплуатации будет более стабильный лучистый поток. Однако все это справедливо только для ламп низкого давления, тогда как в лампах высокого давления, у которых пары ртути и излучающих добавок имеют более высокую температуру, а также температура оболочки выше, чем у ламп низкого давления, эффективность подобного покрытия снижается. Данная ситуация усугубляется в источниках света, в которых излучающими добавками являются агрессивные металлы типа лития, натрия, калия и т. п. Кварцевые горелки взаимодействуют (разъедаются) с агрессивной средой (кстати, дающей весьма эффективное излучение в видимой или инфракрасной областях спектра), т. е. темнеют в течение нескольких десятков часов работы.

Наиболее подходящим типом оболочки для высокоинтенсивных газоразрядных ламп высокого давления является поликор — он технологически освоен на высоком уровне, имеет температуру плавления свыше 2000 °С. Поликоровая оболочка используется и в натриевых лампах высокого давления, и в металлогалогенных лампах, и в иных, специальных источниках света [3].

Известны покрытия для горелок литиевых ламп, содержащие оксиды иттрия, кальция, алюминия, лантана и одного из лантаноидов. Однако они могут ис-

Таблица 1

Составы исходных растворов и покрытий для сравнительных испытаний

Состав исходного раствора, % мас.				Состав покрытия, % мас.			
Соединение	Раствор 1	Раствор 2	Раствор 3	Соединение	Покрытие № 1	Покрытие № 2	Покрытие № 3
Ацетат алюминия	5,3	6,6	5,9	Оксид алюминия	50	65	58
Ацетат иттрия	1,2	0,9	1,0	Оксид иттрия	20	15	17
Ацетат магния	2,7	1,7	2,1	Оксид магния	15	10	12
Ацетат циркония	0,6	0,5	0,8	Оксид циркония	10	6	9
Оксалат тория	0,3	0,2	0,2	Оксид тория	5	4	4

Примечания: 1. В качестве смачивателя использовался глицерил лаурат, 0,2 %.
2. В качестве загустителя использовался поливиниловый спирт.

пользоваться только для одного частного случая — литиевых ламп и решают одну задачу — защищают оболочку от агрессивной среды разряда и разряд от паров материала оболочки. К недостаткам таких покрытий относятся относительно невысокая термостойкость, недостаточная инертность и применение только для защиты оболочки от паров лития, а для защиты от более активных сред состав не используется, например в натрийцезиевых лампах высокого давления с улучшенной цветопередачей.

Указанные недостатки устранены в предлагаемом нами защитном покрытии поликоровой оболочки, содержащем кроме оксидов алюминия и иттрия дополнительно оксиды магния, тория и циркония. Такое защитное покрытие используется на внутренней поверхности поликоровых горелок. После технологических процессов нанесения и обработки покрытия его толщина составляет от десятых долей микрона до 204 мкм. Состав покрытия формировали исходя из таких важных качественных показателей, как термостойкость, химическая инертность, близость изменения свойств оболочки и покрытия с ростом температуры и др. Нанесенное покрытие образует достаточно прозрачный слой, пропускающий видимое и инфракрасное излучение [4—6].

Разработанное защитное покрытие позволяет существенно повысить стабильность характеристик ламп в процессе работы и увеличить срок службы источников излучения, использующих пары агрессивных металлов при высоких давлениях и температурах.

Цель настоящей работы — повышение инертности материала на внутренней поверхности разрядной оболочки по отношению к парам агрессивных металлов при высоких температурах и давлениях. Эта цель достигается тем, что защитное покрытие кроме оксидов иттрия и алюминия содержит оксиды магния, тория и циркония. Соотношение компонентов, % мас.: оксиды алюминия — 50...65; иттрия — 15...20; магния — 10...15; циркония — 6...7; тория — 4...5.

Составы исходных растворов, использовавшихся при приготовлении покрытий для проведения сравнительных испытаний, и составы соответствующих покрытий приведены в табл. 1.

В исходных растворах использовали смачиватель для обеспечения как можно более равномерного распределения покрытия по поверхности. Загуститель препятствовал преждевременному выпадению в осадок компонентов раствора во время испарения воды, а также способствовал лучшему сцеплению раствора и поликоровой оболочки горелки.

Были проведены сравнительные испытания предлагаемых вариантов защитных покрытий. В горелки дуговых натриевых трубчатых ламп ДНаТ 250 дозированно вводили амальгаму цезия (т. е. ртутно-цезиевое наполнение 20 мг: 25 % мас. цезия, остальное — ртуть) и инертный газ — аргон давлением 20 мм рт. ст. Изготовили четыре партии ламп — три с предлагаемыми нами составами (см. табл. 1) и одну — контрольную, без покрытия. Покрытия наносили на внутреннюю поверхность оболочки горелки соответствующими растворами с последующей термообработкой при 150 °С (сушка), а затем при 900 °С (вжигание). Изготовленные образцы ламп, по 20 каждого типа, включали в стандартную для ламп ДНаТ 250 схему эксплуатации. Результаты испытаний, в том числе время работы ламп, приведены в табл. 2.

Таблица 2

Результаты испытаний экспериментальных ламп типа ДНаТ 250

Характеристика	Покрытие № 1	Покрытие № 2	Покрытие № 3	Без покрытия
Время работы, ч	210...227 ч	114...169 ч	289...312 ч	25...19,5 ч
Причины выхода из строя	Не зажигается	Слабое потемнение, не зажигается	Не зажигается	Почернение образцов

Выводы

Предлагаемый состав защитного покрытия позволяет в несколько раз увеличить срок службы ртутно-цезиевых ламп при незначительном снижении излучения в процессе работы в пределах этого срока службы. Данное техническое решение можно использовать и для разрядных оболочек из оксида алюминия с иными агрессивными наполнителями.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Рохлин Г.Н.** Разрядные источники света. М.: Энергоатомиздат, 1991.

2. **Костюченко С.В., Кудрявцев Н.Н., Храменкова С.В.** Ультрафиолетовые технологии в современном мире. Долгопрудный: Изд. дом «Интеллект», 2012. С. 63—64.

3. **Рохлин Г.Н.** Дуговыми источниками света 200 лет. М.: Вигма, 2001.

4. **Микаева С.А., Микаева А.С., Петренко Ю.П.** Отражающее покрытие // Упрочняющие технологии и покрытия. 2015. № 7. С. 3—4.

5. **Микаева С.А., Микаева А.С.** Технология производства для нанесения покрытия на компактные люминесцентные лампы // Упрочняющие технологии и покрытия. 2012. № 11. С. 24—29.

6. **Покрытия на компактные люминесцентные лампы / С.А. Микаева, А.С. Микаева, Л.В. Синицина, О.Е. Железникова // Справочник. Инженерный журнал. 2013. № 2. С. 20—26.**

УДК 539.621 + 621.763

Л.Ш. Шустер, Раф.Ф. Мамлеев, Руст.Ф. Мамлеев, Р.Р. Камалетдинова
(Уфимский государственный авиационный технический университет)
E-mail: okmim@ugatu.ac.ru

Влияние износостойких покрытий на триботехнические характеристики керамики-металлических материалов

Установлено, что нанесение износостойких покрытий TiN, Zr—Ti—N—C или TiCrN на керамику-металлические материалы TiC—ЖС6У и TiC—ВЖЛ14Н в 1,3...2 раза уменьшает прочность адгезионных связей на срез и молекулярную (адгезионную) составляющую коэффициента трения. При этом повышение температуры до 600 °C не оказывает значительного влияния на уменьшение несущей способности.

Ключевые слова: керамика-металлический материал на основе карбида титана, износостойкие покрытия, прочность адгезионных связей на срез, молекулярная (адгезионная) составляющая коэффициента трения, коэффициент упрочнения адгезионных связей.

It is found that the hardfacing TiN, Zr—Ti—NC or TiCrN on ceramic-metal materials TiC—ВЖЛ14Н and TiC—ЖС6У 1.3—2 times reduces the strength of adhesive bonds on the slice and molecular (adhesive) component of the friction coefficient. This increase in temperature to 600 °C has no significant effect on the reduction of bearing capacity.

Keywords: ceramic-metal material based on titanium carbide, wear-resistant coating, bond strength shear, molecular (adhesive) leaves the coefficient of friction, hardening coefficient of adhesive bonds.

Введение

Одним из наиболее перспективных материалов для работы в экстремальных условиях трения (при высоких температурах и давлениях, наличии агрессивной среды с абразивом и т. п.) является керамика-металлический материал (кермет) на основе карбида титана с жаропрочной металлической связкой [1, 2]. В этом материале достигается уникальный комплекс служебных характеристик за счет твердости и износостойкости тугоплавкого и пластичности металлического компонентов.

Однако керметы, в том числе на основе карбида титана, могут иметь нежелательные (например, для герметичной запорной арматуры) поры. Для экранизации пор на поверхности деталей из керметов наносят износостойкие покрытия. Но остается неясным, как при этом изменяются их триботехнические характеристики. Данная работа направлена на восполнение этого пробела.

Целью работы является определение зависимости характеристик адгезионного взаимодействия от температуры и давления для различных пар трения из керамики-металлических материалов на основе карбида кремния с износостойкими покрытиями.

Методика исследования

Для исследования эффективности покрытий вначале их наносили на поверхности одной из деталей (образцов) фрикционной пары, а затем исследовали триботехнические характеристики керамики-металлических материалов с покрытиями, нанесенными на обе детали фрикционной пары.

Экспериментальные исследования адгезионного взаимодействия выполнены сначала для образцов из стали 12Х18Н10Т и сплава ЖС6У с покрытиями TiN и Zr—Ti—N—C и инденторов без покрытий из ЖС6У и

кермета TiC—ЖС6У, а затем для образцов TiC—ЖС6У и инденторов из керметов TiC—ЖС6У и TiC—ВЖЛ14Н с покрытием TiCrN.

Для проведения исследований адгезионного взаимодействия трущихся поверхностей применяли установку, в которой реализована физическая модель, в первом приближении отражающая реальные условия трения и изнашивания на локальном контакте, в том числе для тяжело нагруженных трибосопряжений машин и механизмов. Согласно этой модели сферический индентор (имитирующий единичную неровность пятна касания трущихся твердых тел), сдавленный двумя плоскопараллельными образцами (с высокими точностью и чистотой контактирующих поверхностей), вращается под нагрузкой вокруг собственной оси. Сила $F_{\text{экс}}$, расходуемая на вращение индентора, связана главным образом со сдвиговой прочностью τ_n адгезионных связей. Установка позволяет осуществлять нагрев зоны контакта и обеспечить характерное распределение температуры по глубине контактирующих тел.

Для определения зависимости прочности τ_n адгезионных связей на срез от нормальных напряжений p , на подвижном фрикционном контакте использовали метод постепенного снижающихся нагрузок: от максимальных, соответствующих пластическим деформациям на контакте, до минимально возможных по точности измерительных приборов.

Образцы для исследований представляли собой диски диаметром 20...25 мм и толщиной 5...7 мм, инденторы — цилиндры диаметром 5 мм со сферическими торцами (радиус $R_{\text{сф}} = 2,5$ мм). Исследуемые поверхности имели шероховатость $Ra = 0,2...0,4$ мкм.

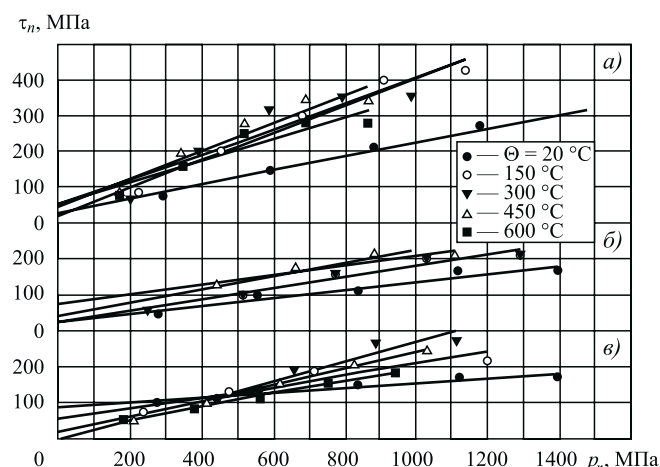


Рис. 1. Влияние контактного давления на тангенциальную прочность адгезионных связей при различных температурах Θ контакта инденторов TiC—ЖС6У с образцами:
 а — 12X18H10Т; б — 12X18H10Т + Zr—Ti—N—С; в — 12X18H10Т + TiN

Как показали исследования, достоверные данные о величине τ_n (при различных температурах и давлениях) получаются при двух-трехкратном повторении эксперимента; при этом вероятное отклонение не превышает 8...5 %.

Для нанесения покрытий TiN, Zr—Ti—N—С и TiCrN использовали ионно-плазменную камерную установку ННВ-6,6-И1.

Обсуждение результатов исследований

Полученные результаты экспериментов приведены на рис. 1...6 и в табл. 1...3. Здесь же для сравнения приведены данные, полученные для аналогичных пар трения без покрытий.

Как видно на рис. 1...3, нанесение покрытий на поверхности одной или обеих деталей пар трения не изменяет прямо пропорциональный характер зависимости прочности τ_n на срез адгезионных связей от давления p , на фрикционном подвижном контакте в исследованном диапазоне температур, которая описывается биномиальной функцией:

$$\tau_n = \tau_0 + \beta p,$$

где τ_0 — прочность адгезионных связей на срез при отсутствии давления на контакте; β — коэффициент упрочнения адгезионных связей от действия давления на контакте.

Материал покрытия и температура Θ контакта оказывают влияние на предельные нормальные давления p_m (соответствующие пластическому контакту [3]), фрикционные параметры τ_0 и β (см. табл. 1...3), кото-

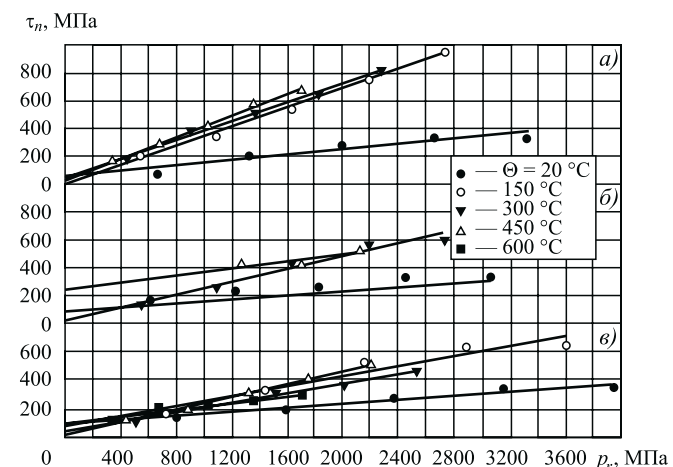


Рис. 2. Влияние контактного давления на тангенциальную прочность адгезионных связей при различных температурах Θ контакта инденторов TiC—ЖС6У с образцами:
 а — ЖС6У; б — ЖС6У + Zr—Ti—N—С; в — ЖС6У + TiN

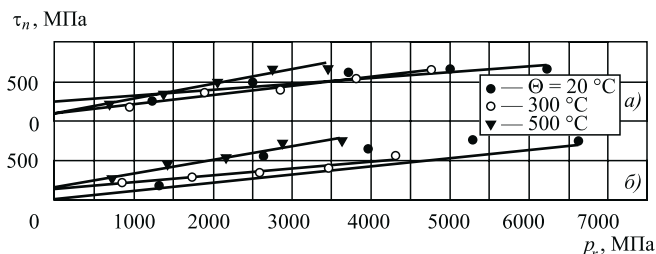


Рис. 3. Влияние контактного давления на тангенциальную прочность адгезионных связей при различных температурах Θ контакта образцов TiC—ЖС6У + TiCrN с инденторами:
a — TiC—ВЖЛ14Н + TiCrN; *б* — TiC—ЖС6У + TiCrN

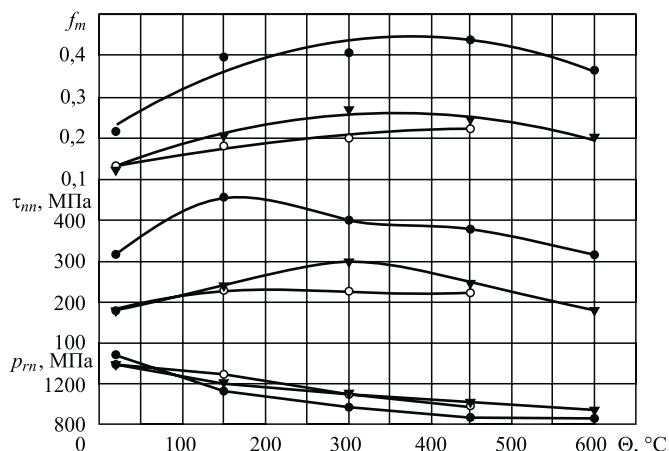


Рис. 4. Влияние температуры контакта на триботехнические характеристики фрикционного контакта инденторов TiC—ЖС6У с образцами:
 ● — 12X18H10T; ○ — 12X18H10T + Zr—Ti—N—C; ▼ — 12X18H10T + TiN

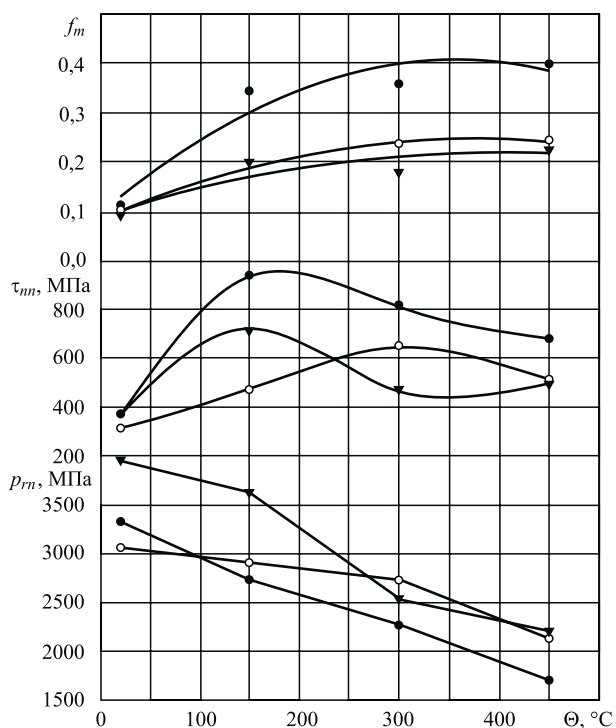


Рис. 5. Влияние температуры контакта на триботехнические характеристики фрикционного контакта инденторов TiC—ЖС6У с образцами:
 ● — ЖС6У; ○ — ЖС6У + Zr—Ti—N—C; ▼ — ЖС6У + TiN

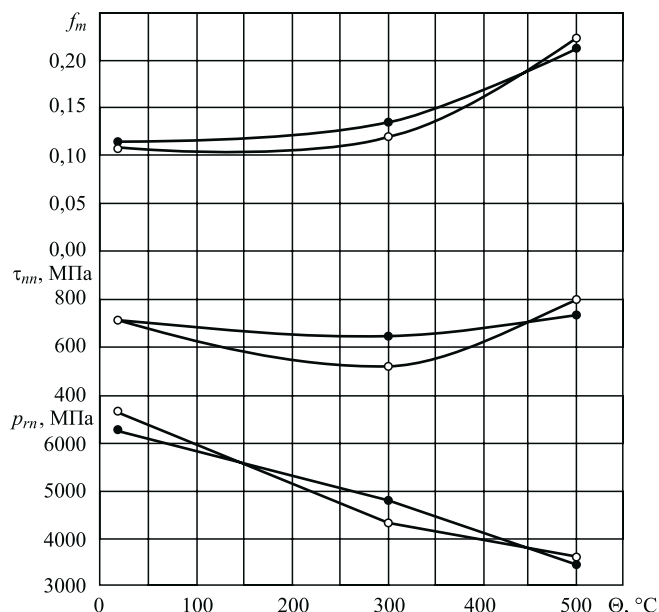


Рис. 6. Влияние температуры контакта на триботехнические характеристики фрикционного контакта образцов TiC—ЖС6У + TiCrN с инденторами:
 ● — TiC—ВЖЛ14Н + TiCrN; ○ — TiC—ЖС6У + TiCrN

Таблица 1

Результаты исследования адгезионного взаимодействия при трении по стали 12Х18Н10Т с покрытием

Материалы пары трения	Θ , °C	p_m , МПа	τ_{nn} , МПа	f_m	β	τ_0 , МПа
Индентор: TiC—ЖС6У. Образец: 12Х18Н10Т	20	1474	314	0,213	0,194	29
	150	1136	455	0,400	0,384	19
	300	987	402	0,407	0,361	45
	450	865	378	0,438	0,380	50
	600	865	314	0,363	0,303	52
Индентор: TiC—ЖС6У. Образец: 12Х18Н10Т + Zr—Ti—N—C	20	1395	180	0,129	0,111	25
	150	1289	227	0,176	0,159	22
	300	1109	224	0,202	0,133	77
	450	987	220	0,222	0,181	41
Индентор: TiC—ЖС6У. Образец: 12Х18Н10Т + TiN	20	1395	180	0,129	0,066	88
	150	1194	239	0,200	0,158	50
	300	1109	296	0,267	0,267	0
	450	1033	246	0,238	0,238	0,2
	600	943	184	0,195	0,177	17

Таблица 2

Результаты исследования адгезионного взаимодействия при трении по сплаву ЖС6У с покрытием

Материалы пары трения	Θ , °C	p_m , МПа	τ_{nn} , МПа	f_m	β	τ_0 , МПа
Индентор: TiC—ЖС6У. Образец: ЖС6У	20	3316	369	0,111	0,097	47
	150	2720	938	0,345	0,345	0
	300	2271	812	0,358	0,337	47
	450	1702	676	0,397	0,384	22
Индентор: TiC—ЖС6У. Образец: ЖС6У + Zr—Ti—N—C	20	3056	312	0,102	0,072	90
	300	2719	647	0,238	0,230	23
	450	2122	511	0,241	0,124	247
Индентор: TiC—ЖС6У. Образец: ЖС6У + TiN	20	3946	367	0,093	0,073	78
	150	3611	717	0,198	0,180	68
	300	2526	458	0,181	0,172	24
	450	2195	498	0,227	0,227	0
	600	1702	293	0,172	0,120	89

Таблица 3

Результаты исследования адгезионного взаимодействия при трении керамики-металлических материалов с покрытием

Материалы пары трения	Θ , °C	p_m , МПа	τ_{nn} , МПа	f_m	β	τ_0 , МПа
Индентор: TiC—ВЖЛ14Н + TiCrN. Образец: TiC—ЖС6У + TiCrN	20	6237	711	0,114	0,074	249
	300	4775	642	0,134	0,114	97
	500	3459	732	0,212	0,181	106
Индентор: TiC—ЖС6У + TiCrN. Образец: TiC—ЖС6У + TiCrN	20	6609	705	0,107	0,104	17
	300	4331	516	0,119	0,088	135
	500	3611	796	0,220	0,175	165

рые изменяют предельные значения прочности τ_{nn} на срез адгезионных связей и молекулярной составляющей f_m коэффициента трения.

На рис. 4, 5 видно, что нагрузочная способность фрикционного контакта, характеризуемая величиной p_m , при нанесении покрытия хотя бы на одну из деталей фрикционной пары несколько увеличивается и затем постепенно уменьшается с повышением температуры контакта. То, что с нанесением покрытия величина p_m мало изменяется, можно объяснить тем, что величина p_m определяется в основном физико-механическими свойствами подложки [4], а с нанесением покрытий эти свойства мало изменяются [5]. Вместе с тем, не изменяя немонотонный характер зависимостей $\tau_{nn} = f(\Theta)$ — с максимумом при температуре $\sim 150...300$ °С, — нанесение износостойких покрытий Zr—Ti—N—C или TiN на поверхность одной из пар деталей трения заметно (в 1,3...2 раза) уменьшает прочность τ_{nn} адгезионных связей на срез и молекулярную составляющую коэффициента f_m трения. При этом существенной разницы в полученных результатах по трению с покрытиями Zr—Ti—N—C и TiN практически не получили.

Как видно из табл. 1, 2, то же самое происходит с коэффициентом β (упрочнения адгезионных связей от действия номинальных давлений p_r), т. е. нанесение износостойкого покрытия даже на одну из деталей пары трения уменьшает прочность τ_n адгезионных связей на срез при одном и том же давлении p_r .

Экспериментальные данные, приведенные на рис. 6, свидетельствуют о том что нанесение износостойкого покрытия на поверхности обеих деталей из керамико-металлических материалов пары трения, существенно изменяет их триботехнические параметры:

в 1,5...1,8 раза повышается несущая способность (величина p_m) фрикционного контакта;

изменяется характер зависимости фрикционного параметра τ_{nn} от температуры Θ контакта: имеет минимум при $\Theta \approx 450$ °С (а не максимум как в других парах); температура Θ начинает оказывать заметное влия-

ние на коэффициент f_m , начиная примерно с 450 °С при повышении температуры величина f_m повышается.

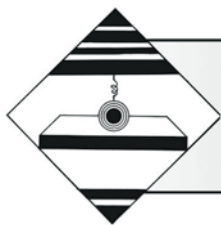
Это же видно из данных, приведенных в табл. 3. Сопоставление этих данных с данными, приведенными в табл. 1 и 2, показывает, что нанесение покрытий на изучаемые керметы обеспечивает наименьшее значение фрикционного параметра β , т. е. для таких пар трения внешняя нагрузка оказывает наименьшее влияние на прочность адгезионных связей на срез τ_n , что существенно уменьшает силу трения (при заданном давлении). Следовательно, такая пара трения может обеспечить плотный фрикционный контакт с наименьшими энергетическими затратами.

Вывод

Наибольший эффект от применения в трибосопряжениях керметов на основе карбида титана достигается, когда на обе поверхности пары трения нанесены износостойкие покрытия, в результате чего существенно повышается предельная несущая способность фрикционного контакта и снижаются параметры адгезионного взаимодействия.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Мамлеев Рус.Ф., Мамлеев Раф.Ф., Науширванов Р.Г. Изделия из высокотемпературных керметов TiC—Me для нефтепереработки и нефтехимии // Нефтепереработка и нефтехимия. 2010. № 4. С. 33—38.
2. Вопосы применения керметов на основе карбида титана в экстремальных условиях нагружения / Р.Р. Камалетдинова, Рус.Ф. Мамлеев, Раф.Ф. Мамлеев и др. // Упрочняющие технологии и покрытия. 2014. № 2. С. 3—6.
3. Крагельский И.В., Добычин М.Н., Комбалов В.С. Основы расчетов на трение и износ. М.: Машиностроение, 1977. 526 с.
4. Доценко А.Н., Буяновский И.А. Основы триботехники. М.: Инфра-М, 2014. 336 с.
5. Покрытия и смазка в высокотемпературных подвижных сопряжениях и металлообработке / Л.Ш. Шустер, Н.К. Крioni, В.Ю. Шолом, М.Ш. Мигранов. М.: Машиностроение, 2008. 318 с.



Повышение жесткости длинномерных валов охватывающим пластическим деформированием

Определено влияние степени относительного обжатия при охватывающем упрочнении на величину и характер распределения остаточных напряжений. Установлено влияние степени относительного обжатия на изгибную жесткость прутков. Представлены результаты компьютерного моделирования изгибной жесткости длинномерных деталей типа вал. Рассмотрено влияние остаточных напряжений на максимальную величину изгиба стержневых деталей. Установлено, что формирование остаточных напряжений в поверхностных слоях определенной толщины оказывает положительное влияние на повышение жесткости валов.

Ключевые слова: остаточное напряжение, мало жесткий вал, максимальный прогиб, поверхностный слой, изгибная жесткость, относительное обжатие.

Specify the effect of relative compression degree in the closed reinforce to the size and the allocated distributions of the remaining tensions. Resulting the computer simulation of the bending stiffness of the rod products. Considering the effect of residual stresses on the maximum bending. Confirming that the formation of residual stresses in the surface layers and the certain depth affects positively on enhancing the stiffness of the rod elements.

Keywords: residual stress, low rigid shaft, maximum deflection, surface layer, bending stiffness, relative compression.

Состояние вопроса

Длинномерные валы обычно служат для передачи крутящих моментов на достаточно большие расстояния в пределах конструкции. Производители и потребители металлопродукции стремятся к экономии металла и получению изделий с меньшей массой. Материалоемкость снижается в основном за счет уменьшения поперечного сечения детали. Однако тонкие и длинные стержни имеют низкую устойчивость при действии продольной силы и малую жесткость при действии поперечной нагрузки. Поэтому задача технологического повышения жесткости и устойчивости стержневых деталей является, несомненно, актуальной.

К мало жестким относятся валы, у которых длина в десять и более раз превышает их диаметр. Такие валы широко применяют в транспортной и сельскохозяйственной технике, на водных судах и в металлорежущих станках, в разнообразных механизмах горно-рудной и текстильной техники [1].

Недостаточная жесткость деталей влияет на их взаимное расположение в механизмах, вызывает в подвижных сопряжениях повышенные трение, давление, температуру и др. Большие перемещения сечений вала

от изгиба могут привести к выходу из строя конструкции вследствие заклинивания подшипников.

Изгибная жесткость длинномерных деталей зависит от условий нагружения, геометрии изделия и физико-механических свойств материала. В реальных конструкциях, когда условия нагружения и геометрические параметры заданы, изменить жесткость изделий можно только за счет варьирования физико-механических свойств материала. А если задан конкретный материал, то для управления жесткостью остается только модуль упругости (E или G). Однако в ряде работ [2, 8] установлено, что модуль упругости при обычных температурно-силовых условиях практически не изменяется. Поэтому в настоящее время жесткость изделия может быть повышена только конструктивными мерами.

Основной проблемой при изготовлении мало жестких деталей типа вал является наличие в материале значительного уровня и неравномерного распределения остаточных напряжений [1], появление которых в значительной мере обусловлено технологическими причинами. Остаточные напряжения возникают практически при всех технологических процессах обработки материалов и сохраняются во времени. Причины образования остаточных напряжений многообразны: неравномерность пластической деформации

ции, неоднородность температурного поля, фазовые превращения и т. д. Исследованиями многих отечественных и зарубежных ученых было доказано большое влияние остаточных напряжений на эксплуатационные свойства деталей: износостойкость, коррозионную стойкость, разрушающее напряжение, статическую прочность, циклическую прочность, стабильность формы деталей [3, 4, 6]. Обычно наличие в деталях остаточных напряжений считают отрицательным явлением, но в некоторых случаях эти напряжения могут быть и полезными (повышают пределы упругости и выносливости, коррозионно-механическую и коррозионную стойкость и т. п.).

Рассмотрим возможность влияния остаточных напряжений на изгибную жесткость упрочненных валов. В работе используются остаточные напряжения I рода, которые уравновешены в объеме тела и могут оказывать сжимающее или растягивающее воздействие на внутренние слои металла.

Методика исследования и результаты определения остаточных напряжений

Для определения остаточных напряжений в заготовках валов использовали механический способ растачивания и обтачивания цилиндрических образцов, разработанный Заксом и модифицированный Л.А. Гликманом и А.Н. Бабаевым [5]. После удаления очередного концентрического слоя измеряли радиальные и осевые деформации цилиндра, по которым рассчитывали компоненты тензора остаточных напряжений:

$$\sigma_z^0 = \frac{E}{1-\nu^2} \left[(A_n - A) \frac{d(\varepsilon_z + \nu\varepsilon_\varphi)}{dA} - (\varepsilon_z + \nu\varepsilon_\varphi) \right];$$

$$\sigma_\varphi^0 = \frac{E}{1-\nu^2} \left[(A_n - A) \frac{d(\varepsilon_\varphi + \nu\varepsilon_z)}{dA} - \frac{A_n + A}{2A} (\varepsilon_\varphi + \nu\varepsilon_z) \right]; \quad (1)$$

$$\sigma_r^0 = \frac{E}{1-\nu^2} \frac{A_n - A}{2A} (\varepsilon_\varphi + \nu\varepsilon_z),$$

где $\sigma_z^0, \sigma_\varphi^0, \sigma_r^0$ — осевые, тангенциальные и радиальные остаточные напряжения соответственно; E — модуль упругости первого рода; ν — коэффициент Пуассона; A_n — площадь, соответствующая наружному диаметру цилиндра; A — переменная площадь, соответствующая радиусу рассматриваемого слоя; $\varepsilon_z, \varepsilon_\varphi$ — относительное изменение длины и наружного диаметра при растачивании цилиндра.

Методика и техника эксперимента подробно изложены в работе [1]. Опыты проводили на цилиндрических образцах из стали 35 диаметром 30 мм. Начальный диаметр образцов соответствовал обеспечению необхо-

димой степени относительного обжатия при использовании одной матрицы. После изготовления образцов их отжигали в защитной среде для снятия остаточных напряжений. Охватывающее деформирование выполняли при использовании твердосплавных матриц (ВК8) на гидравлической испытательной машине Amsler.

С помощью экспериментальных исследований были определены остаточные напряжения в цилиндрических прутках, упрочненных охватывающим деформированием. В таблице представлены максимальные значения осевых σ_z^0 и тангенциальных σ_φ^0 остаточных напряжений, а также глубина залегания Δ остаточных напряжений сжатия в поверхностных слоях.

Таблица

Влияние степени относительного обжатия Q на максимальные значения остаточных напряжений в поверхностных слоях заготовки и глубину их залегания

Номер опыта	$Q, \%$	$\sigma_{\varphi\max}^0, \text{ МПа}$	$\Delta_\varphi^{\max}, \text{ мм}$	$\sigma_{z\max}^0, \text{ МПа}$	$\Delta_z^{\max}, \text{ мм}$
1	0,10	-52	12	-160	5
2	0,15	-65	10	-220	5
3	0,30	-102	9	-230	5
4	0,50	-85	6	-240	5
5	0,80	-60	10	-80	3
6	1,00	+5	11	+20	5
7	2,00	+140	8	+360	5

Распределения осевых σ_z^0 и тангенциальных σ_φ^0 остаточных напряжений вдоль радиуса упрочненных прутков для примера представлено на рис. 1. Результаты экспериментального определения остаточных напряжений показывают, что степень относительного обжатия влияет не только на величину, но и на характер их распределения.

Обобщенные результаты по выявлению влияния степени относительного обжатия на остаточные напряжения в поверхностных слоях заготовки представлены на рис. 2.

Установлено, что при охватывающем поверхностном пластическом деформировании с относительным обжатием до 1 % в поверхностных слоях заготовки формируются остаточные напряжения сжатия. При обжатии свыше 1 % на поверхности прутков возникают остаточные напряжения растяжения. Максимальные напряжения сжатия получены при $Q = 0,45 \%$, причем σ_z^0 почти в 2,5 раза выше σ_φ^0 . При относительном обжатии около 1 % на поверхности прутка остаточные напряжения близки к нулю.

Все образцы подвергали изгибу на винтовом прессе. Для опыта использовали приспособление с призмами, расстояние между которыми составляло 250 мм. Нагрузку F , равную 2, 4 и 6 кН, поочередно прикладывали к середине образца и фиксировали динамометром. После разгрузки измеряли остаточный прогиб образцов с помощью индикаторной головки.

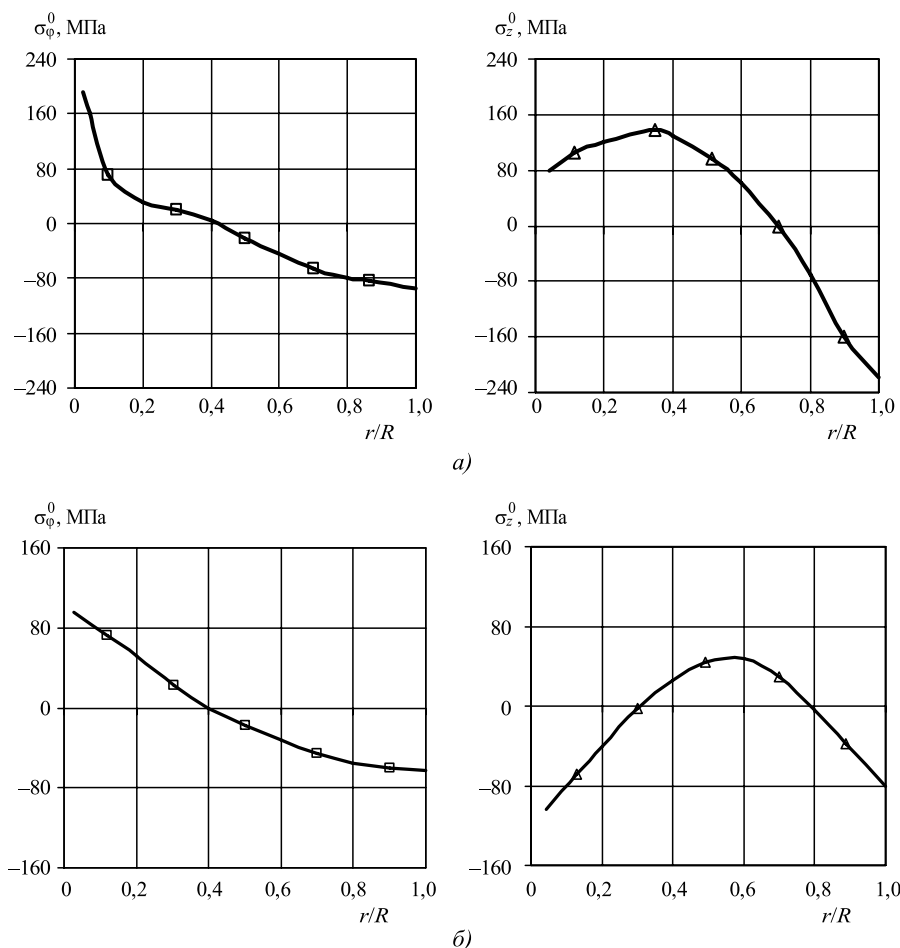


Рис. 1. Распределение тангенциальных и осевых остаточных напряжений по сечению цилиндрических заготовок в зависимости от степени относительного обжатия:

а – $Q = 0,3\%$; б – $Q = 0,8\%$; R – радиус поперечного сечения образцов; r – текущий радиус цилиндра

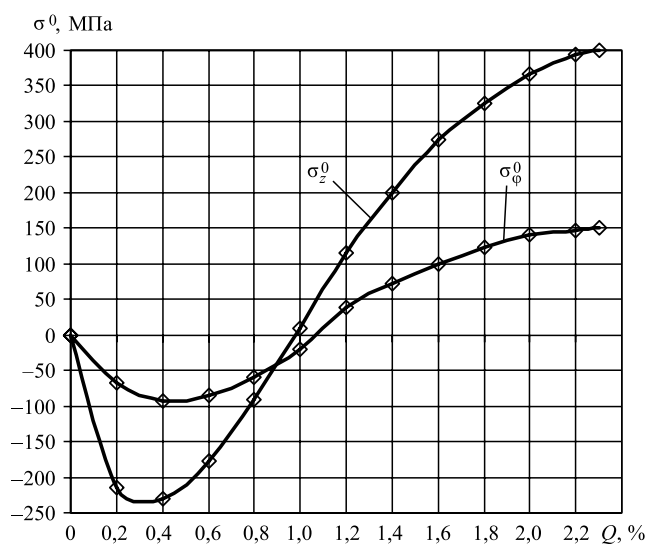


Рис. 2. Влияние степени относительного обжатия на максимальную величину тангенциальных σ_ϕ^0 и осевых σ_z^0 остаточных напряжений в поверхностных слоях упрочненной заготовки

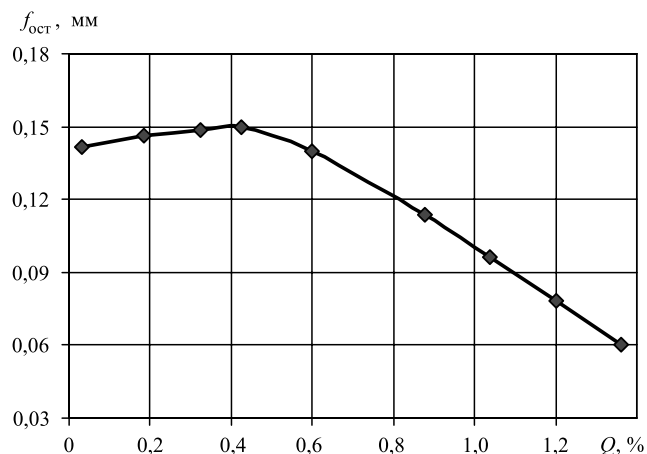


Рис. 3. Влияние степени относительного обжатия Q на остаточный прогиб $f_{ост}$ после поперечного изгиба образцов, $F = 4$ кН

На рис. 3 показана зависимость остаточных прогибов $f_{ост}$ образцов после охватывающего деформирования от степени относительного обжатия Q . Сверхмалая степень относительного обжатия (в пределах от 0,1 до 0,5 %) практически не влияет на изменение начальной жесткости изделия. Это можно объяснить тем, что при таких обжатиях деформируются в основном микронеровности поверхностного слоя и изменение механических характеристик происходит только на микроуровне, т. е. на уровне отдельных зерен. При увеличении степени относительного обжатия от 0,5 до 1,2 % выявлено снижение остаточного прогиба. В указанном интервале установлено снижение остаточных напряжений сжатия в поверхностных слоях (см. рис. 2).

Из полученных результатов следует, что для повышения жесткости стержневых изделий необходимо снижать остаточные напряжения сжатия. Для подтверждения справедливости этого предположения были обработаны результаты эксперимента и установлено влияние степени относительного обжатия на глубину залегания остаточных напряжений сжатия Δ :

$$\Delta\varphi = r - r_\varphi;$$

$$\Delta z = r - r_z,$$

где $\Delta\varphi$, Δz — глубины залегания тангенциальных и осевых остаточных напряжений соответственно; r — радиус образца, r_φ , r_z — значения радиуса, при которых растягивающие тангенциальные и осевые остаточные напряжения переходят в сжимающие.

Результаты расчета, представленные на рис. 4, выявили неоднозначную зависимость Δ от Q . Так, при увеличении степени относительного обжатия от 0,1 до

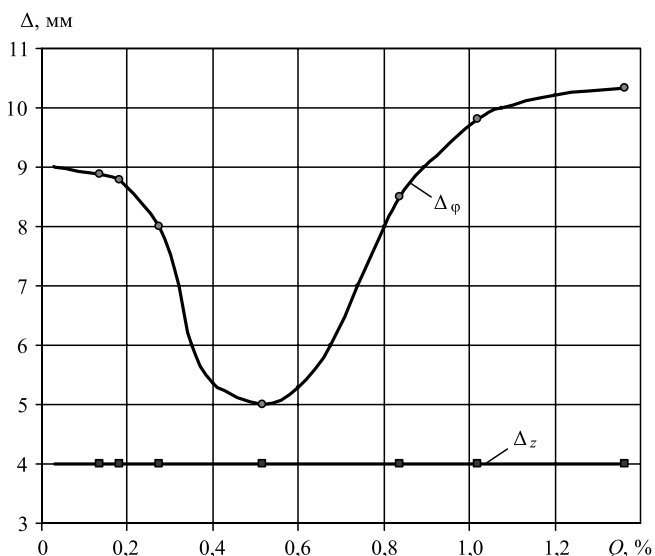


Рис. 4. Влияние степени относительного обжатия Q на глубину залегания остаточных напряжений сжатия в периферийных слоях

0,5 % глубина слоя с тангенциальными остаточными напряжениями сжатия падает, а при увеличении обжатия с 0,6 до 1,2 % — растет. Влияние степени относительного обжатия на изменение глубины распространения осевых остаточных напряжений отмечено не было. Таким образом, жесткость упрочненных изделий может быть повышена за счет увеличения глубины залегания остаточных напряжений сжатия.

Моделирование изгибной жесткости в зависимости от остаточных напряжений

Результаты экспериментов свидетельствуют о достаточно сложном (неоднозначном) влиянии остаточных напряжений на изгибную жесткость валов. Рассмотрим эту закономерность на модели изгиба прутка при наличии остаточных напряжений.

Исследуем изгибную деформацию стального гладкого длинномерного вала длиной l , диаметром d под действием поперечной нагрузки F (рис. 5). Для моделирования изгибной жесткости валов в зависимости от величины и распределения остаточных напряжений использованы две схемы:

остаточные напряжения сжатия в поверхностных слоях и напряжения растяжения во внутренних слоях (рис. 5, а);

остаточные напряжения растяжения в поверхностных слоях и напряжения сжатия во внутренних слоях (рис. 5, б).

По результатам экспериментального определения остаточных напряжений в заготовках длинномерных валов, которые часто изготавливают из калиброванной стали, было установлено, что остаточные напряжения на поверхности и в центральной зоне в первом приближении равны по величине и противоположны по знаку [1]. На основании этого модель вала представлена в виде цилиндра, состоящего из сердечника и оболочки (втулки толщиной t).

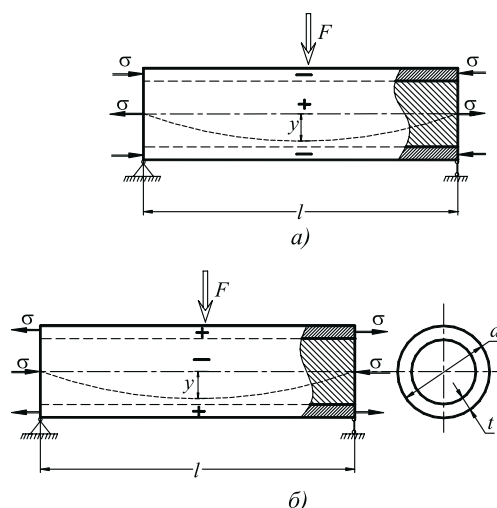


Рис. 5. Схемы для определения влияния остаточных напряжений на жесткость длинномерных валов:

а — схема растяжения; б — схема сжатия

Аналитический расчет прогиба стержня выполнен методом Коши—Крылова [7].

При $t = 0$, решая дифференциальное уравнение изогнутой оси стержня:

$$\frac{1}{\rho} = \pm \frac{d^2 y / dz^2}{\sqrt{1 + (dy/dz)^2}}, \quad (2)$$

получим выражения для максимального прогиба вала

$$y_{\max} = -\frac{Fl^3}{48EI_x + 4\pi\sigma_z R^2 l^2}, \quad (3)$$

$$y_{\max} = -\frac{Fl^3}{48EI_x - 4\pi\sigma_z R^2 l^2}, \quad (4)$$

где I_x — осевой момент инерции; R — радиус поперечного сечения стержня.

Формула (3) позволяет определить максимальный прогиб вала при действии поперечной силы F при осевом растяжении, а формула (4) — при осевом сжатии. Видно, что значение максимального прогиба в случае растягивающих напряжений меньше, чем при действии сжимающих напряжений. Формулы (3) и (4) позволяют аналитически определить влияние осевых нагрузок на поперечный изгиб стержня.

Для проверки полученных экспериментальных данных по изменению прогиба вала в зависимости от остаточных напряжений использован пакет программ Autodesk Inventor. Изменение максимального прогиба вала в зависимости от толщины поверхностного слоя и распределения остаточных напряжений показано на рис. 6 и 7.

На рис. 6 представлены результаты моделирования поперечного прогиба вала при действии осевых напряжений разного знака и разной толщине слоев t , в которых они распределяются. Как и следовало ожидать, если вал полностью (по всему сечению) растягивается осевой силой (рис. 6, а), то прогиб будет минимальным ($t = 0$). При формировании поверхностных слоев с напряжениями сжатия прогиб вала увеличивается. При некоторой толщине слоя ($t/R < 0,3$) прогиб резко возрастает, так как вал теряет устойчивость под действием напряжений сжатия.

Полученные результаты представляют собой важную информацию по влиянию остаточных напряжений на жесткость упрочненных валов. Во-первых, они показывают, что наиболее благоприятной схемой распределения остаточных напряжений является такая, когда максимальное сечение вала находится под действием растягивающих напряжений. Формирующиеся при упрочняющей обработке остаточные напряжения сжатия в тонких поверхностных слоях, хотя немного и снижают жесткость, но в целом являются наилучшим вариантом при упрочняющей обработке.

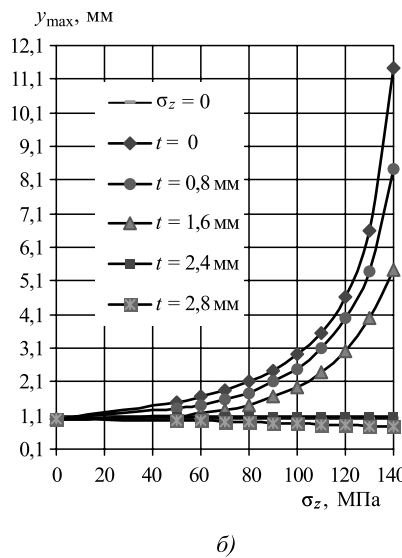
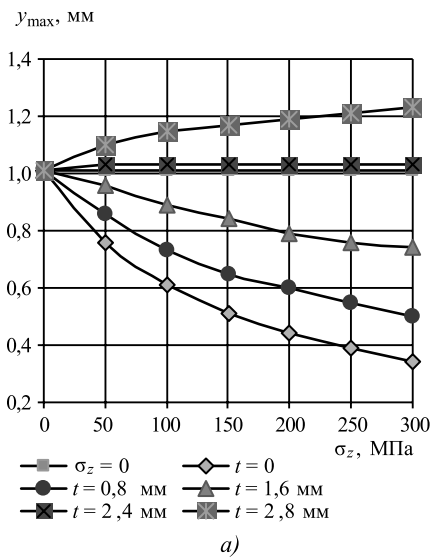


Рис. 6. Изменение максимального прогиба вала в зависимости от толщины поверхностного слоя и распределения остаточных напряжений в тонких поверхностных слоях: а — схема растяжения; б — схема сжатия (см. рис. 5)

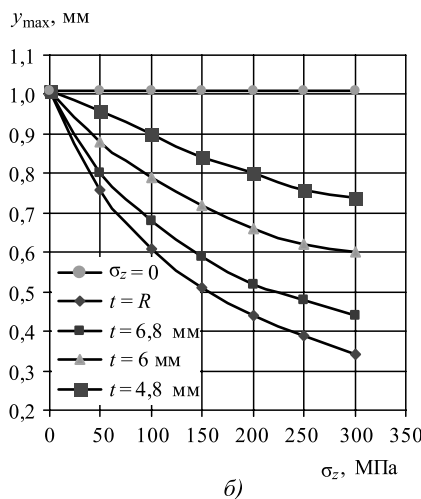
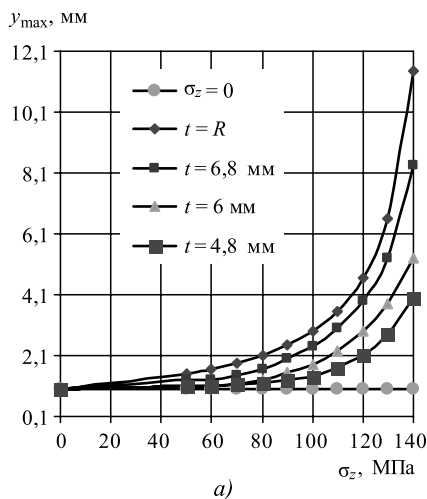


Рис. 7. Изменение максимального прогиба вала в зависимости от величины и знака остаточных напряжений при наличии толстых поверхностных слоев: а — схема растяжения; б — схема сжатия (см. рис. 5)

Таким образом, для повышения жесткости валов целесообразно формировать в поверхностных слоях напряжения сжатия, а в центральной зоне напряжения растяжения. При этом прогиб валов можно уменьшить в 2–3 раза в зависимости от величины действующих напряжений и размера слоев, в которых они распределяются.

Если слой, в котором формируются остаточные напряжения, становится значительным по толщине ($t/R > 0,3$), то влияние остаточных напряжений на жесткость вала меняется на противоположное (см. рис. 7). Например, если в центральной части вала были остаточные напряжения растяжения, а в поверхностных слоях сформировались остаточные напряжения сжатия, то их влияние на жесткость вала было незначительным. Если толщина этого слоя резко увеличится, то прогиб существенно возрастет.

Изменение максимального прогиба вала в зависимости от толщины поверхностного слоя и характера распределения остаточных напряжений показано на рис. 8 ($F = 250 \text{ Н}$; $l = 500 \text{ мм}$; $d = 10 \text{ мм}$). Точка *A* соответствует деформации вала, когда вдоль оси действует напряжение сжатия (-100 МПа); точка *B* — прогибу, при котором поверхностный слой с остаточными напряжениями растяжения достигает толщины, равной радиусу вала; точка *C* — поперечной деформации, при которой вал растягивается осевым напряжением ($+100 \text{ МПа}$), поверхностный слой в данном случае отсутствует, а в точке *D* этот слой также достигает радиуса вала.

Результаты моделирования изгибной жесткости вала являются основанием для выбора эффективного процесса упрочняющей обработки. Так, широко распространенные

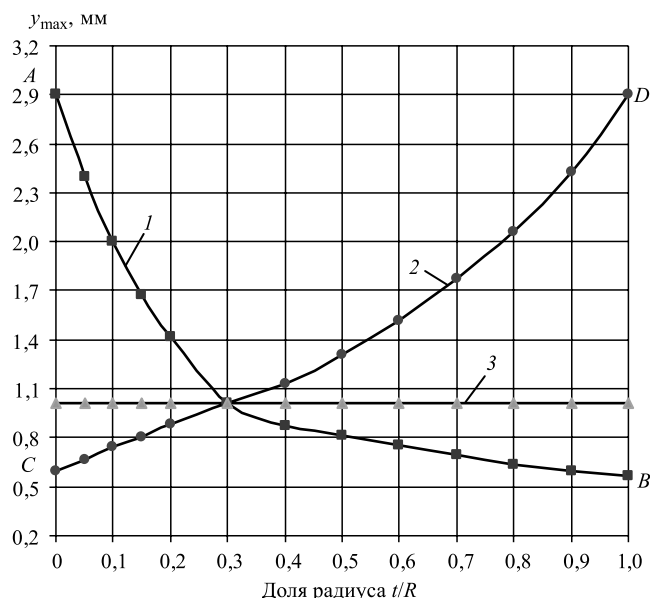


Рис. 8. Изменение максимального прогиба вала в зависимости от толщины поверхностного слоя при постоянной величине остаточных напряжений $\sigma_z = 100 \text{ МПа}$:

1 — схема сжатия; 2 — схема растяжения (см. рис. 5); 3 — деформация при отсутствии внутреннего напряжения

отделочно-упрочняющие процессы обкатки шариком, роликом, диском, алмазное выглаживание и другие будут малоэффективными, если решается вопрос о повышении жесткости детали. Эти методы обработки формируют в поверхностных слоях остаточные напряжения сжатия. Они иногда достигают значительной величины и действуют в небольшом поверхностном слое, но при этом растягивающие напряжения в центральных слоях весьма малы и не достигают центральной зоны поперечного сечения. Для повышения жесткости валов в этом случае целесообразно использовать охватывающее поверхностное пластическое деформирование [1], при котором можно сформировать необходимые остаточные напряжения по всему объему. Таким образом, приходим к выводу, что изменить жесткость валов за счет остаточных напряжений можно тогда, когда имеется возможность формировать более глубокие поля их распределения в объеме тела.

Выводы

1. Определено влияние степени относительного обжатия при охватывающем упрочнении цилиндрических прутков на величину и характер распределения остаточных напряжений.

2. Установлена возможность повышения жесткости длинномерных деталей типа вал и ось за счет формирования остаточных напряжений.

3. Осевые остаточные напряжения, формирующиеся по схеме растяжения (см. рис. 5, а), при наличии тонких поверхностных слоев ($t/R < 0,3$) способствуют повышению жесткости и уменьшают прогиб длинномерных валов, а напряжения, формирующиеся по схеме сжатия, оказывают обратное действие.

4. Существенное влияние на изгибную жесткость валов оказывает толщина поверхностного слоя, в котором действуют остаточные напряжения. При больших толщинах этого слоя роль остаточных напряжений в формировании жесткости может измениться на противоположную.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Зайдес С.А. Охватывающее поверхностное пластическое деформирование. Иркутск: Изд-во ИрГТУ, 2001. 309 с.
2. Реслер И., Харлерс Х., Бекер М. Механическое поведение конструкционных материалов: учеб. пособие. Долгопрудный: Изд. дом "Интеллект", 2011. 504 с.
3. Алексеев П.Г. Устойчивость остаточных напряжений и их влияние на износостойкость деталей, упрочненных наклепом // Повышение эксплуатационных свойств деталей поверхностным пластическим деформированием. М., МДНТП, 1971. С. 76–79.
4. Технологические остаточные напряжения / под ред. А.В. Подзея. М.: Машиностроение, 1973. 216 с.
5. Гликман Л.А., Бабаев А.Н., Левин В.М. О рациональном использовании способа Гейна и Бауэра для определения остаточных напряжений в цилиндрах // Зав. лаб. 1976. № 5. С. 94–103.
6. Зайдес С.А. Остаточные напряжения и качество калиброванного металла. Иркутск, ИрГТУ, 1992. 200 с.
7. Писаренко Г.С., Яковлев А.П., Матвеев В.В. Справочник по сопротивлению материалов. Киев: Наук. думка, 1988. 736 с.
8. Лурье А.И. Теория упругости. М.: Наука, 1970. 940 с.

Х.М. Рахиянов, Ю.С. Семенова

(Новосибирский государственный технический университет)

E-mail: nahat@yandex.ru

Взаимосвязь кинематических и деформационных параметров ультразвукового пластического деформирования с геометрическими параметрами формируемого микрорельефа

Работа посвящена исследованию взаимосвязей режимных параметров ультразвукового пластического деформирования с геометрическими особенностями микрорельефа, формируемого при обработке. Описаны возможности получения регулярного микрорельефа с различной формой его фрагментов. Показаны зависимости параметров микрорельефа от режимов обработки. Приведены результаты экспериментального подтверждения полученных зависимостей.

Ключевые слова: ультразвуковое пластическое деформирование, моделирование, регулярный микрорельеф, фрагменты микрорельефа, режим обработки, профилограмма.

The work devoted to research on relationship of machining parameters of ultrasonic surface hardening with the geometric features of the microrelief formed during machining. It is describes how to achieve regular microrelief with different forms of its fragments. Microrelief parameters dependence of the machining regime are shown. The results of experimental verification of the obtained dependences are presented.

Keywords: ultrasonic surface hardening, modeling, regular microrelief, microrelief fragments, machining regime, profilogram.

Введение

Благодаря уникальным механофизическим особенностям ультразвуковых колебаний, под действием которых изменяются механические свойства материала, открываются новые возможности в обработке материалов. Применение ультразвуковых колебаний в технологии поверхностного пластического деформирования позволяет получать результаты, отличающиеся от результатов обработки традиционными статическими методами. Высокоинтенсивное дискретное воздействие инструмента при ультразвуковом пластическом деформировании позволяет формировать благоприятное для последующей эксплуатации напряженно-деформированное состояние в поверхностном слое детали и характерный микрорельеф на ее поверхности [1–5]. Ультразвуковое пластическое деформирование — это способ поверхностного пластического деформирования инструментом, колеблющимся с частотой в диапазоне 18...60 кГц, что соответствует ультразвуковым частотам. Благодаря дискретности воздействия деформирующего инструмента, колеблющегося с ультразвуковой частотой, на обрабатываемой поверхности формируются отдельные отпечатки. При наложении кинематических перемещений инструмента относительно обрабатываемой поверхности совокупность отдельных упорядоченно расположенных отпечатков формирует частично или полностью регулярный микрорельеф поверхности. В работах [6–8] исследовано влияние ультразвукового пластического деформирова-

ния на различные параметры состояния поверхностного слоя обрабатываемых деталей.

Деформационная модель ультразвукового пластического деформирования, описанная в работе [9], устанавливает взаимосвязи условий обработки с реакцией обрабатываемого материала, которые позволяют дать количественную оценку геометрических характеристик единичного отпечатка (глубину и диаметр) с учетом упругого восстановления в зависимости от упругопластических свойств материала и выбранных режимов обработки. Модель также позволяет определить величину усилий, действующих на различных стадиях деформирования, время контактирования и моменты времени отдельных этапов деформирования (внедрения, выхода инструмента из контакта с обрабатываемой поверхностью).

Введение кинематических связей в полученные зависимости позволило авторам [9] разработать модель формирования микрорельефа. Данная модель была доработана в целях оценки трехмерных характеристик фрагментов микрорельефа, что позволило при условии формирования полностью нового регулярного микрорельефа установить форму и размеры его фрагментов в зависимости от сочетания режимных параметров обработки [10].

Данная работа посвящена анализу полученной модели для установления влияния режимных параметров обработки на размеры единичных фрагментов для условия получения полностью нового регулярного микрорельефа. Полученные зависимости, представленные в виде технологических рекомендаций по выбору режимов обработки, дадут возможность управлять гео-

метрическими параметрами микрорельефа при ультразвуковом пластическом деформировании.

Оценка трехмерных характеристик микрорельефа поверхности. Постановка задачи исследования

Для выявления влияния отдельных параметров обработки на размеры единичных фрагментов микрорельефа необходимо определить, какие режимные параметры следует учитывать в условиях реально используемых диапазонов их значений.

В основу расчетов положены предпосылки из описанной выше модели о возможных формах фрагментов регулярного микрорельефа. Согласно работе [9] при токарной схеме обработки микрорельеф обработанной поверхности представляет собой совокупность единичных фрагментов, прилегающих друг к другу. Форма единичного фрагмента микрорельефа представляет собой участок сферы, ограниченный замкнутым контуром. Геометрия этого контура зависит от дробной части m числа отпечатков инструмента $M + m$, приходящихся на один оборот детали:

$$M + m = \frac{\pi D}{l} = \frac{6 \cdot 10^4 f}{n}, \quad (1)$$

где M — целая часть числа; l — расстояние между центрами соседних ударов, мм; D — диаметр обрабатываемой детали, мм; n — частота вращения детали, мин⁻¹, f — частота ультразвуковых колебаний, Гц [10].

При $m = 0$ контур фрагмента представляет собой прямоугольник, при $m = 0,5$ — правильный шестиугольник, при $0 < m < 0,5$ и $0,5 < m < 1$ контуры образованы неправильными шестиугольниками [9]. Для расчета 3D-параметров микрорельефа рассматривался общий случай, когда фрагментом является неправильный шестиугольник [10].

Согласно используемой модели размеры сторон и углов многоугольника зависят от кинематических параметров обработки (скорости вращения шпинделя, подачи), глубины внедрения деформатора в поверхность, а также размеров обрабатываемой детали и инструмента. Расчет этих величин представляет собой комплекс тригонометрических преобразований [10]. Расчет проводился в программном пакете MathCad.

Расчет геометрических параметров фрагментов микрорельефа

Для сравнения различных условий обработки удобно пользоваться комплексной оценкой геометрических параметров фрагментов микрорельефа — объемом пространства, занимаемого фигурой, ограниченной контуром единичного фрагмента и прилегающей к обрабатываемой детали поверхности (рис. 1). В качестве

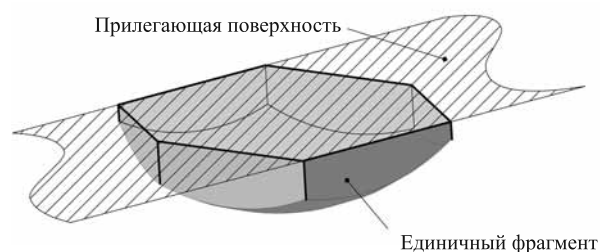


Рис. 1. Объем единичного фрагмента микрорельефа

еще одного параметра для оценки геометрии микрорельефа использовалась глубина единичного фрагмента.

Таким образом, в дополнение к существующей модели предложены зависимости для расчета 3D-параметров микрорельефа: размеры и объем единичного фрагмента, а также суммарный объем всех фрагментов на обработанной поверхности. Перечисленные параметры необходимы для оценки трехмерных характеристик рельефа, а также развитости поверхности, отвечающих за ее триботехнические свойства.

На объем фрагмента микрорельефа $V_{\text{фр}}$, с одной стороны, влияют деформационные параметры обработки (амплитуда A и частота ультразвуковых колебаний f , статическое усилие $F_{\text{ст}}$ и диаметр деформирующего инструмента), а с другой — кинематические параметры (скорость вращения детали V и подача инструмента S). Исходя из технологических возможностей имеющегося экспериментального оборудования и с учетом положения ультразвуковой обработки в технологическом процессе изготовления деталей выбраны диапазоны режимных параметров, при использовании которых проводились данные исследования (табл. 1).

Таблица 1

Диапазоны режимов обработки

Параметр	Значение
Амплитуда ультразвуковых колебаний, мкм	22
Частота ультразвуковых колебаний, Гц	22 000
Статическое усилие поджатия инструмента, Н	50...200
Диаметр деформирующего инструмента, мм	8
Скорость вращения шпинделя, м/мин	50...100
Подача, мм/об	0,05...0,14

Деформационные параметры определяют геометрию единичного отпечатка деформирующего инструмента (рис. 2, а). Кинематические параметры отвечают за формирование рисунка микрорельефа, образуемого повторяющимися фрагментами при наложении единичных отпечатков (рис. 2, б). Здесь l_s и l_v — расстояния между соседними ударами инструмента в направлении подачи и скорости соответственно.

Таблица 2

Взаимосвязь глубины единичного отпечатка, глубины фрагмента микрорельефа и статического усилия

Статическое усилие $F_{ст}$, Н	Глубина единичного отпечатка $h_{отп}$, мкм	Глубина фрагмента микрорельефа $h_{фр}$, мкм
10	1,53	0,58581
20	2,68	0,60761
40	4,45	0,61258
60	6,11	0,61293
80	7,54	0,61298
100	8,85	0,61304
120	10,1	0,61308
140	11,3	0,61312
160	12,5	0,61315
180	13,5	0,61319

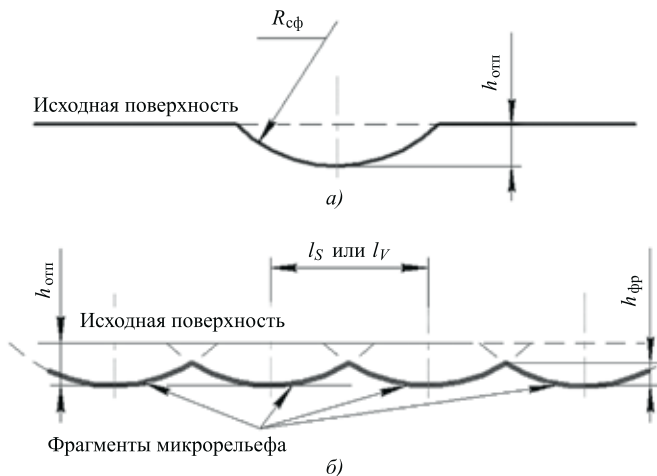


Рис. 2. Формирование отпечатков деформирующего инструмента при обработке:

а — единичный отпечаток инструмента; б — фрагменты микрорельефа, образуемые перекрытием отпечатков

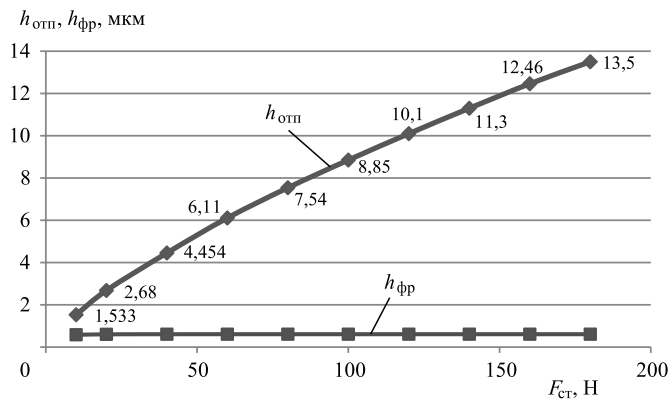


Рис. 3. Зависимость высоты фрагмента регулярного микрорельефа от статического усилия ($F_{ст} = 10...200$ Н; $S = 0,08$ мм/об; $V = 60$ м/мин; $f = 22$ кГц; $A = 22$ мкм)

Как видно из рис. 2, перекрытие соседних отпечатков будет определять высоту фрагмента микрорельефа вне зависимости от исходной высоты единичного отпечатка, образованного однократным внедрением инструмента. График, приведенный на рис. 3, показывает, что какой бы ни была глубина единичного отпечатка, глубина фрагмента при фиксированных кинематических параметрах обработки будет изменяться незначительно (табл. 2). Следует отметить, что данное утверждение имеет место при условии формирования полностью нового регулярного микрорельефа (т. е. при полном перекрытии отпечатков). Поскольку ультразвуковое поверхностное пластическое деформирование осуществляется на заключительных этапах обработки, условие перекрытия выполняется автоматически, так как выбираемые скорости вращения деталей и подачи обеспечивают близкое расположение соседних ударов инструмента.

Таким образом, для управления высотой микрорельефов, полученных на поверхности при ультра-

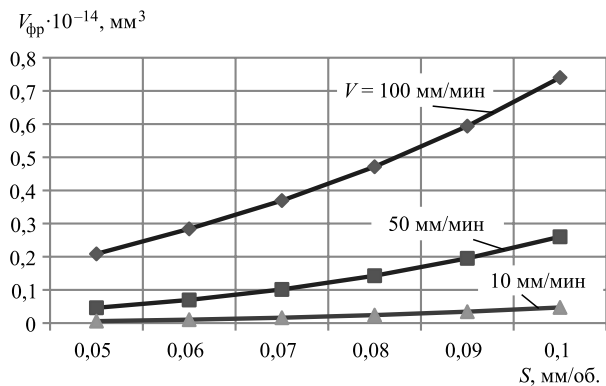


Рис. 4. Зависимость объема единичного фрагмента микрорельефа $V_{фр}$ от скорости вращения детали V и подачи S

звуковом пластическом деформировании, достаточно изменять кинематические параметры обработки. На рис. 4 представлены зависимости объема единичного фрагмента микрорельефа от скорости вращения детали и подачи инструмента. Полученные зависимости позволяют управлять размерами единичного фрагмента путем назначения требуемых режимов обработки. Из графиков, приведенных на рис. 4, видно, что с увеличением скорости и подачи объем фрагментов, а следовательно, и их глубина возрастают. Из этого следует, что при необходимости создавать глубокие лунки на поверхности (например, в качестве масляных карманов), нужно увеличивать подачу и скорость вращения детали. Если необходимо снизить шероховатость поверхности, следует уменьшать значения скорости и подачи.

Экспериментальное подтверждение полученных результатов

При фиксированных значениях скорости вращения детали и подачи объем единичного фрагмента зависит лишь от величины $h_{фр}$. Из этого следует, что для экспе-

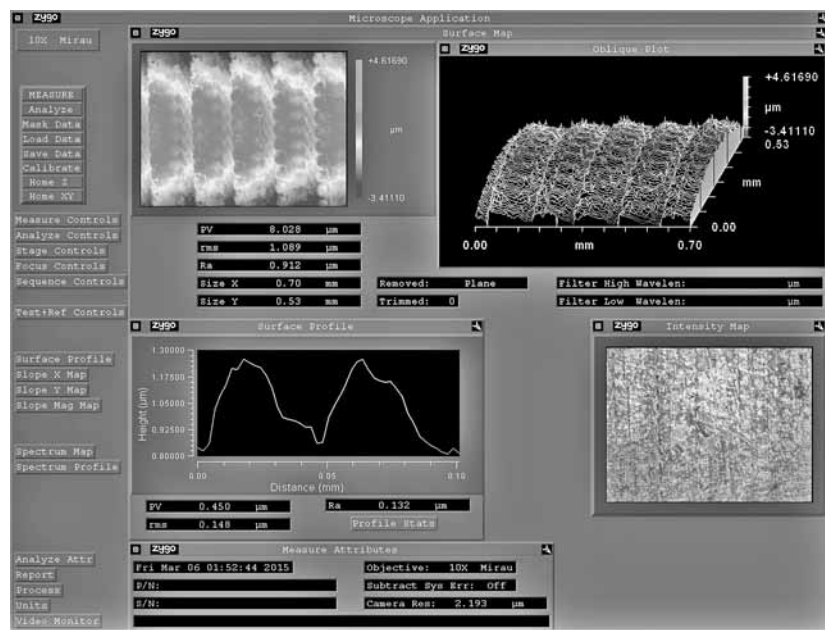


Рис. 5. Топография поверхности микрорельефа, полученной ультразвуковым пластическим деформированием

риментальной оценки объема фрагмента микрорельефа $V_{\text{фр}}$ достаточно оценить глубину фрагмента, полученного при наложении соседних отпечатков, и сравнить ее с полученной экспериментально. В ходе проведения эксперимента использовались следующие режимы обработки: амплитуда ультразвуковых колебаний составляла 25 мкм, частота колебаний — 22 кГц, подача — 0,14 мм/об., скорость вращения детали — 67 м/мин, диаметр сферической части деформатора — 4 мм. Переменным параметром являлось статическое усилие, поскольку именно силовой параметр определяет максимальную глубину внедрения деформирующего элемента. Высота отдельных фрагментов измерялась по профилограммам. Характерная профилограмма представлена на рис. 5. Видно, что высота единичного фрагмента составляет 0,5...0,6 мкм. На трехмерном изображении отчетливо заметны дорожки отпечатков индентора, расположенные на расстоянии подачи $S = 0,14$ мм.

Расчетное значение высоты фрагмента при заданных значениях режимных параметров обработки составило 0,613 мкм. Сравнительный анализ результатов расчета и эксперимента показал, что расчетное и реальное значения высоты фрагментов практически одинаковы.

Заключение

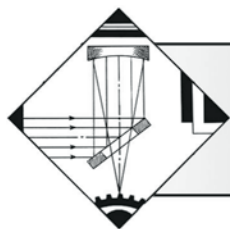
Представленные на рис. 3 и 4 зависимости демонстрируют взаимосвязь режимов ультразвукового пластического деформирования и геометрических параметров фрагментов микрорельефа. Показано, что во всем исследованном диапазоне режимов размеры фрагментов зависят лишь от кинематических параметров обработки (при постоянном

размере деформирующего инструмента). Изменение силовых параметров обработки (амплитуды и частоты колебаний, статического усилия) практически не влияют на размеры единичных фрагментов в условиях получения полностью нового регулярного микрорельефа. Согласно рис. 4 изменение скорости V в диапазоне от 10 до 100 м/мин и подачи может повлечь изменение объема фрагмента до 15 раз при различных сочетаниях значений скорости и подачи. Таким образом, получен инструмент для управления размерами единичного фрагмента регулярного микрорельефа, образуемого ультразвуковым пластическим деформированием. Данный инструмент позволяет формировать на обрабатываемой поверхности равномерно распределенные углубления заданных формы и величины, которые могут служить масляными карманами или улучшать адгезионные свойства поверхности. Кроме того, такая обработка может быть применена при отделке поверхностей

трения, поскольку широкий диапазон размеров фрагментов микрорельефа позволяет получать поверхности с различными триботехническими свойствами.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Blaha F., Langenecker B. Dehnung von Zink-Kristallen unter Ultraschalleinwirkung // Die Naturwissenschaften. 1955. Bd. 42. (20). 556 s.
2. Langenecker B., Colberg S.W. Plastic Deformation in Zinc Single Crystals by Sound Waves // Bull. Am. Phys. Soc. 7. 1962. 362 p.
3. Kudryavtsev Y., Kleiman J., Lobanov L. Fatigue life improvement of welded elements by ultrasonic peening. Int. Institute of Welding. IIW Document XIII-2010-04. 2004. 20 p.
4. Sand A., Garca Navas V., Gonzalo O. Surface state of Inconel 718 ultrasonic shot peened: Effect of processing time, material and quantity of shot balls and distance from radiating surface to sample // Materials and Design. 2011. Vol. 32. P. 2213–2220.
5. Bagherifard S., Guagliano M. Fatigue behaviour of a low-alloy steel with nanostructured surface obtained by severe shot peening // Engineering Fracture Mechanics. 2012. Vol. 81. P. 56–68.
6. Рахимьянов Х.М., Никитин Ю.В., Исупов А.В. Прогнозирование состояния материала в очаге деформации при ультразвуковом поверхностном пластическом деформировании // Упрочняющие технологии и покрытия. 2005. № 4. С. 41–46.
7. Рахимьянов Х.М., Семенова Ю.С. Прогнозирование геометрического состояния поверхности цилиндрических деталей из стали 45 при ультразвуковом поверхностном пластическом деформировании // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). 2011. № 3. С. 11–17.
8. Рахимьянов Х.М. Теоретические основы комбинирования высокоинтенсивных термических и деформационных процессов в поверхностной обработке: Автореф. дис. ... д-ра техн. наук. Тула, 1998. 40 с.
9. Технологические процессы поверхностного пластического деформирования / В.Ю. Блюменштейн, С.А. Зайдес, Х.М. Рахимьянов и др.; под ред. С.А. Зайдеса. Иркутск: Изд-во ИрГТУ, 2007. 404 с.
10. Рахимьянов Х.М., Семенова Ю.С. Моделирование процесса формирования регулярного микрорельефа при ультразвуковом пластическом деформировании // Упрочняющие технологии и покрытия. 2010. № 62 (2). С. 3–10.



ОБРАБОТКА КОНЦЕНТРИРОВАННЫМИ ПОТОКАМИ ЭНЕРГИИ

УДК 621.791.927.55

А.Е. Балановский

(Иркутский национальный исследовательский технический университет)

E-mail: fuco.64@mail.ru

Основные вопросы теории плазменного поверхностного упрочнения металлов (Обзор. Часть 3)

Рассмотрены теоретические и прикладные вопросы нагрева стали и чугуна плазменной дугой в целях термической и химико-термической обработки. Приведены концептуальные положения процесса нагрева металлов источниками концентрированных потоков энергии. Представлены результаты исследований стадий нагрева и охлаждения структур поверхностного слоя металлов, эксплуатационные свойства после закалки с нагревом плазменной дугой во взаимосвязи с физическими процессами, протекающими при нагреве.

Ключевые слова: плазменное поверхностное упрочнение сталей и чугунов, образование аустенита, скорости нагрева и охлаждения, анодные пятна, синхротронное излучение, фуллерены, дислокации в металлах.

Theoretical and applied questions of heating of steel and cast iron by a plasma arch for thermal and chemical heat treatment are considered. Conceptual provisions of heating of metals by sources of the concentrated streams of energy are provided. Results of researches of stages of heating and cooling of structures of a blanket of metals, operational properties after training with heating by a plasma arch are presented to interrelations with the physical processes proceeding at heating.

Keyword: plasma surface hardening of steel and cast iron, formation of austenite, speeds of heating and cooling, anode spots, synchrotron radiation, Fullerenes, fullirity, dislocations in metals.

Проведенные автором исследования нагрева и охлаждения различных сталей: 20, 35, 40, 45, 60, 65Г, У7, У8, У10, 20Х, 40Х, 50Х, 30ХГСА, 20Х13, 9ХФС и др. [1–5] (см. таблицу) по изучению кинетики фазовых превращений аустенита упрочненной зоны позволили выявить общие закономерности формирования структуры. Процесс плазменного поверхностного упрочнения

без оплавления поверхности включает четыре стадии: нагрев, фазовое $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращение, частичную гомогенизацию, быстрое охлаждение. Вследствие незавершенности диффузионных процессов, обусловленных малой длительностью воздействия плазменной струи (дуги), в поверхностном слое (практически всех сталей) образуются структуры неполной закалки. Получать

Значения микротвердости структурных составляющих упрочненного слоя после плазменной закалки

Марка стали	Глубина закалки, мкм	Исходная микротвердость Н, ГПа		Микротвердость после закалки Н, ГПа	
		Феррит	Перлит	Бывшие перлитные зоны	Феррит
08	80	1,2...1,3	2,0	2,8...3,0	1,6
10	85	1,3...1,4	2,0...2,2	5,8...6,0	1,5...1,6
20	100	1,2...1,3	2,2	4,8...5,3	1,6
35	110	1,8	2,3...2,4	5,0...5,6	2,5...2,7
40	110	1,8	2,3...2,4	6,0...7,1	2,5
45	120	1,9	2,4...2,5	7,8...8,6	2,6
60	140	2,0	2,5	9,0...10,5	—
У8	200	—	6,2	10,9...11,3	—
30ХГСА	200	—	3,4	6,0...7,5	—
40Х	200	—	2,3...2,5	10,5...11,2	—

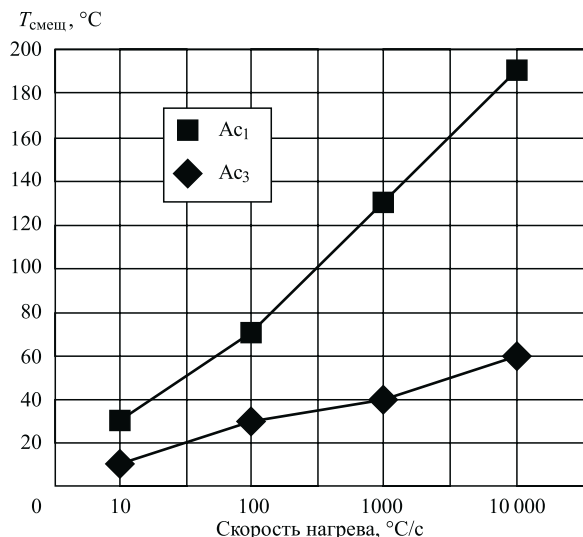


Рис. 1. Влияние скорости плазменного нагрева углеродистых сталей на смещение критических точек $T_{смещ}$

структуру полной закалки возможно при плазменном циклическом упрочнении (ПЦУ) металлов [1], которое основано на многократном прохождении структурных превращений в поверхностном слое от цикла к циклу. Если при плазменном упрочнении структура поверхностного слоя характеризуется начальным и конечным состояниями, то при ПЦУ структура перед каждым новым циклом разная, что влияет на условия прохождения последующих фазовых превращений, их механизм и кинетику. При этом важными особенностями цикла являются его интенсивность, отсутствие или наличие выдержек при крайних температурах, оптимальный диапазон изменения температуры цикла. Рассмотрим основные элементы теории фазовых и структурных превращений в процессе плазменного поверхностного упрочнения среднеуглеродистых сталей.

Этап нагрева поверхности. Нагрев поверхности металла со скоростью порядка $10^3...10^4$ °C/c считается одной из наиболее важных особенностей плазменного упрочнения. Степень нагрева и объем нагреваемого материала зависят от интенсивности теплового источника q и времени его воздействия t . Чем выше концентрация энергии источника, тем меньше объем нагреваемого материала и больше скорость его нагрева dT/dt . Критические точки A_{c1} и A_{c3} при плазменном нагреве смещаются в область высоких температур (рис. 1) [4].

Одним из основных факторов, формирующих окончательную структуру и свойства поверхностного слоя металла, является состояние действительного зерна аустенита, которое определяется *микроструктурой* (диаметром зерна и степенью разнотерности), его *гомогенностью*, а также *субструктурой* (плотностью дислокаций). После печной закалки аустенитное зерно имеет размер, характеризующийся 7...9 баллами [6, 7], после плазменной закалки (скорость нагрева

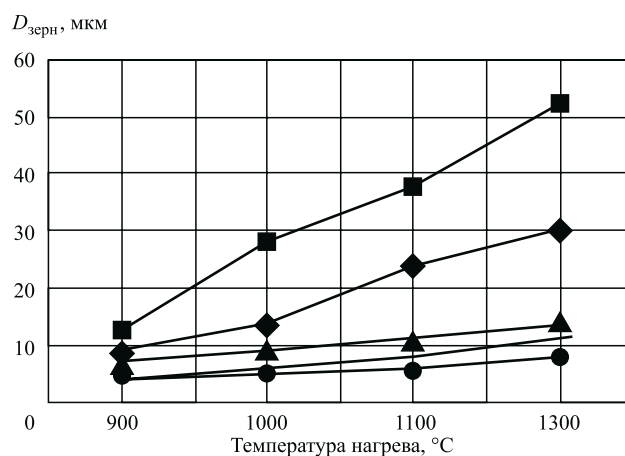


Рис. 2. Влияние скорости плазменного нагрева углеродистых сталей на размер зерна аустенита $D_{зерн}$:

■ — скорость нагрева 10 °C/c; ◆ — 100 °C/c; ▲ — 500 °C/c; — 1000 °C/c; ● — 5000 °C/c

100...1 000 °C/c) — 12...14 баллами [4]. Проведенные исследования показали изменение величины зерна аустенита с увеличением скорости нагрева до температуры закалки $T_{зак}$ для среднеуглеродистых сталей при плазменном упрочнении (рис. 2, 3). В сталях 20, 45, 65 с исходной ферритно-перлитной структурой вплоть до температуры плавления сохраняется химическая неоднородность, связанная с недостатком времени для диффузии между зернами аустенита, образовавшимися в зернах перлита и на месте свободного феррита [4].

Очевидно, что плазменное упрочнение сталей с резко дифференцированными структурными составляющими (феррит + цементит, феррит + перлит) в исходном состоянии при нагреве с высокой скоростью (более 100 °C/c) не позволяет получить однородную конечную структуру. При скорости нагрева выше 500 °C/c незначительный рост зерна наблюдается только в случае превышения температурой нагрева температуры, принятой при обычной печной закалке. Нагрев со скоростью свыше 1000 °C/c приводит к смещению процесса образования аустенита в область высоких температур (см. рис. 1). Вследствие этого уменьшается концентрация углерода, необходимая для устойчивости зародыша [6, 7]. Скорость зарождения аустенита при этом резко увеличивается, что ограничивает рост зерен [6—9].

В ходе исследований [3, 4] выявлены следующие особенности строения действительного зерна аустенита при разных исходных структурах в среднеуглеродистых сталях: неравноосность аустенита, полученного из пластинчатого перлита различной размерности; островная (при незавершенной рекристаллизации) и локальная разнотерность (образование групп мелких зерен аустенита в бывших участках сорбитообразного перлита или крупных зерен на месте свободного

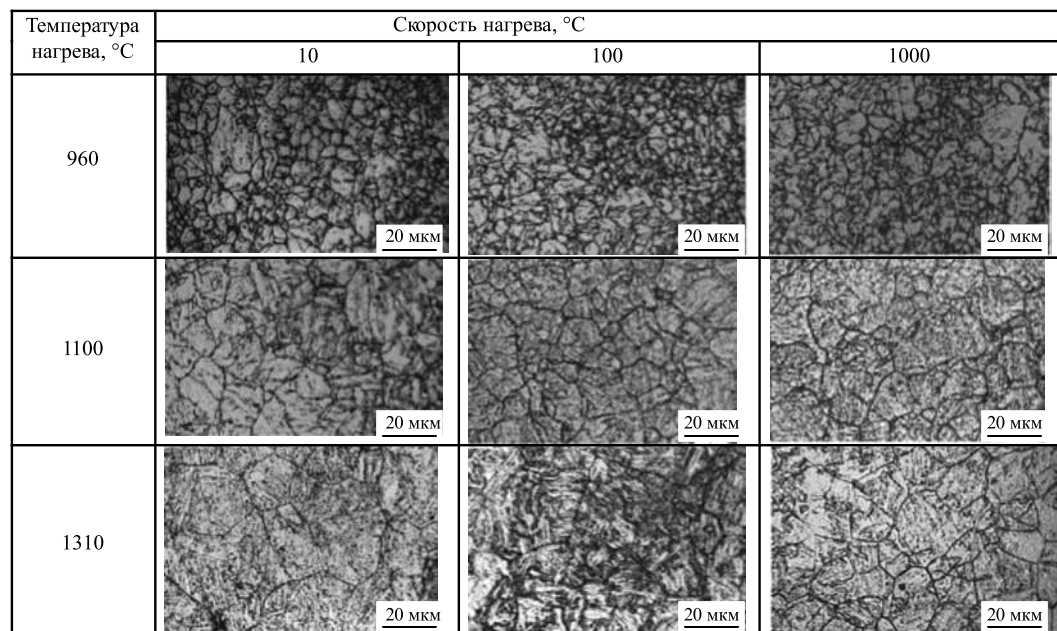


Рис. 3. Влияние скорости плазменного нагрева углеродистых сталей на структуру аустенита

феррита), характерная для структур перлита различной степени дисперсности, локальная разнотерность в разных полях зрения при исходной смешанной структуре нижнего бейнита и мартенсита; "рассыпание" границ зерен, образовавшихся на подложке цементитной пластины, их коалесценция [1, 3].

Установлено [4], что присутствие в высокоотпущенной конструкционной углеродистой стали с содержанием углерода в диапазоне 0,20...0,70 % карбидов, когерентно не связанных с α -фазой, расположение их внутри или на границах реек не приводит к нарушению ориентированного зарождения аустенита. Дальнейшее повышение скорости нагрева приводит к увеличению температуры нагрева, соответствующей середине и концу межкритического интервала, что, в свою очередь, приводит к появлению участков аустенита неправильной формы. Это можно интерпретировать как рекристаллизацию аустенита. При медленном нагреве со скоростью $v_{нагр}$ имеющиеся в металле внутренние напряжения релаксируют вследствие процесса полигонизации [10–14]. С увеличением скорости нагрева $v_1 > v$ вследствие инерционности процессов и перераспределения дислокационной структуры полигонизация не успевает произойти, и уменьшение внутренних напряжений осуществляется путем рекристаллизации. Это в дальнейшем при $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращении приводит к образованию мелкозернистой структуры аустенита, которая после охлаждения дает мелкодисперсный мартенсит. Для исходной ферритно-цементитной структуры среднеуглеродистых сталей рекомендуются оптимальные скорости нагрева в диапазоне $v_1 < v_{опт} < v_2$. Для стали характерны $v_1 = 200...600$ °C/c и $v_2 = 1000$ °C/c [6–8].

Скорости нагрева $v_{нагр} \rightarrow 10^5$ °C/c являются предельными для плазменного упрочнения металлов [3, 4], так как интервал $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращений достигает температуры плавления. Сравнение эффективных значений скорости нагрева при плазменном, лазерном и электронно-лучевом упрочнении показывает [4], что в двух последних случаях температурный интервал аустенитного превращения сдвинут в область более высоких температур, по

сравнению с плазменным. Это объясняется тем, что в данных случаях достигается большая плотность потока энергии на поверхности [6–12], а следовательно, и более высокие скорости нагрева.

Использование высоких скоростей нагрева приводит к наследованию дефектов исходной структуры [12–26]. В ходе исследований на среднеуглеродистых сталях установлено [4], что повышение твердости в поверхностном слое связано с дроблением блоков мозаики и значительным увеличением плотности дефектов кристаллической решетки (см. рис. 4), превышающим значения для случаев традиционной печной закалки. Положительное влияние на результат плазменного упрочнения металлов оказывают термоупругие напряжения [11], которые, с одной стороны, увеличивают плотность дефектов, с другой — способствуют развитию рекристаллизационных процессов измельчения зерна.

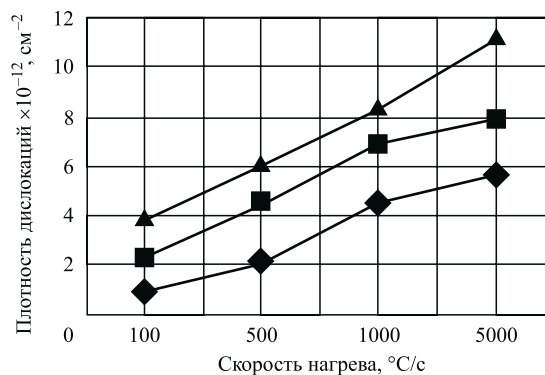


Рис. 4. Влияние скорости плазменного нагрева углеродистых сталей на плотность дислокаций в перлитных структурах углеродистых сталей:

—♦— сталь 20; —■— сталь 45; —▲— сталь 60

Этап фазовых превращений. Стадия $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения при плазменном упрочнении. При плазменном нагреве среднеуглеродистых сталей с исходной ферритно-перлитной структурой (скорость нагрева $v_{\text{нагр}} \leq 100 \text{ }^\circ\text{C}/\text{с}$) преобладающим (но не доминирующим) механизмом аустенизации является диффузионный. Анализ работы [27] показал, что при температуре 725...730 $^\circ\text{C}$ имеет место образование зародыша аустенита в перлитной колонии, обогащенной углеродом в межкритическом интервале температур $A_{c1}...A_{c3}$ при $v_{\text{нагр}} = 50 \text{ }^\circ\text{C}/\text{с}$ (после охлаждения образовался мартенсит). Цементитные пластины еще не растворены (рис. 5...7).

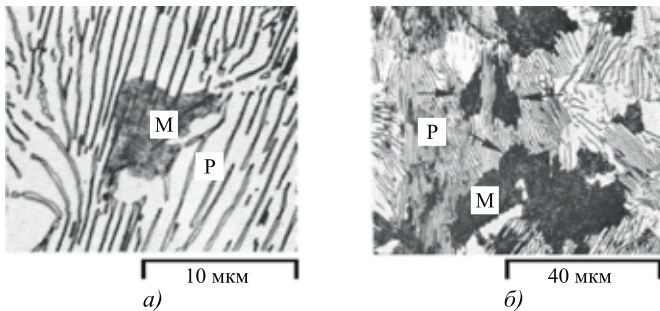


Рис. 5. Формирование аустенита из пластинчатого перлита в углеродистой стали. Содержание С 0,8 %; температура нагрева 730 $^\circ\text{C}$; время выдержки 20 с (а) и 40 с (б). Стрелками показаны три отдельных аустенитных зерна, образовавшихся в одной перлитной колонии (Р — перлита, М — мартенсита) [4]

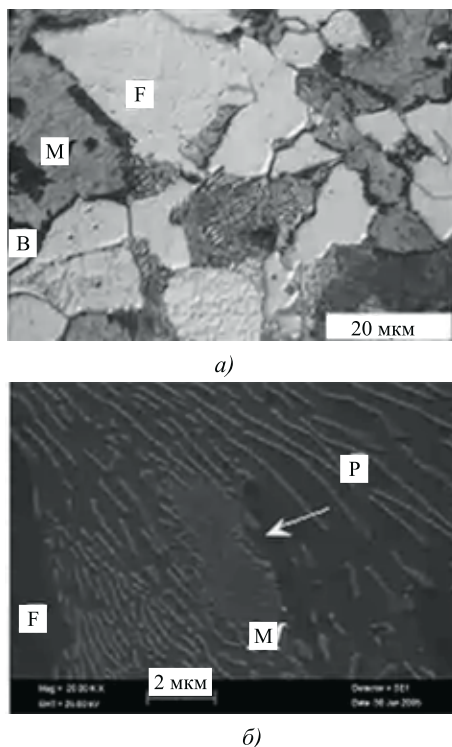


Рис. 6. Оптическая (а) и электронная металлография (б) микроструктуры при нагреве со скоростью 250 $^\circ\text{C}/\text{с}$ до температуры 755 $^\circ\text{C}$ (стрелкой показана преобразованная перлитная колония) [27]

В работах [7, 26] показано, что нагрев со скоростью свыше 500 $^\circ\text{C}/\text{с}$ вызывает образование устойчивого и неустойчивого аустенита в силу одновременного действия двух различных процессов: диффузионного и бездиффузионного. Понятия устойчивого и неустойчивого аустенита всегда связывали с концентрацией углерода [19—22]. В качестве подтверждения использовали данные о содержании углерода в кристаллах мартенсита, которое значительно больше, чем его среднее содержание в стали. Неоднородность твердого раствора аустенита, образующегося при быстром нагреве, определяли по появлению наложения на фотометрических кривых в зависимости от температуры нагрева и по характеру изменения формы кривых. В работе [10] показано, что неоднородность аустенита существует до температуры 840 $^\circ\text{C}$ в интервале скоростей нагрева 20...200 $^\circ\text{C}/\text{с}$ и дальше аустенит становится однородным по содержанию углерода. Автор работы [10] не затрагивает механизм образования однородного и неоднородного аустенита в высокотемпературной области, как и вопрос одновременного существования зерен аустенита, где в одних зернах активно идут процессы насыщения углеродом, а в других эти процессы "заморожены" или ограничены. При этом надо понимать, что мы имеем в виду не статичную картину, а динамичный процесс образования аустенитных зерен в процессе скоростного нагрева. На рис. 8 представлены обобщенные результаты дифракционного анализа $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения в режиме реального времени. Для сталей 30, 45, 65 экспериментально установлено **разделение** при температуре 861 $^\circ\text{C}$ γ -фазы на низкоуглеродистую γ_1 -фазу и высокоуглеродистую γ_2 -фазу. Процесс разделения наблюдается до температуры 1295...1400 $^\circ\text{C}$, после чего эти фазы за счет диффузионного насыщения и роста зерна аустенита объединяются. В зависимости от скорости нагрева процесс разделения γ -фазы сдвигается в сторону высоких температур и может существовать вплоть до температуры плавления. При этом та часть γ -фазы аустенита, которая образовалась по бездиффузионному механизму, не может быть устойчивой в межкритическом интервале температур, так как температура малоуглеродистого аустенита ниже

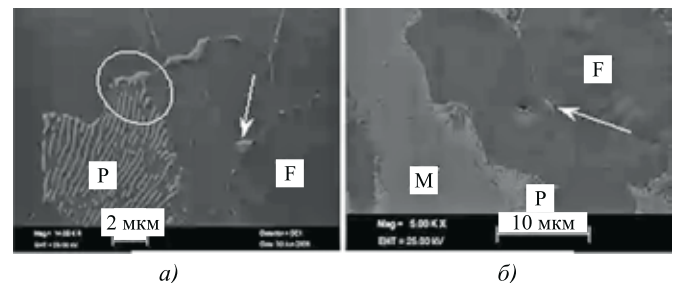


Рис. 7. Электронный микроснимок начала преобразования перлита в аустенит при температуре 740 $^\circ\text{C}$ (а) и конца преобразования аустенита в мартенсит на месте перлитной колонии (б) [27]

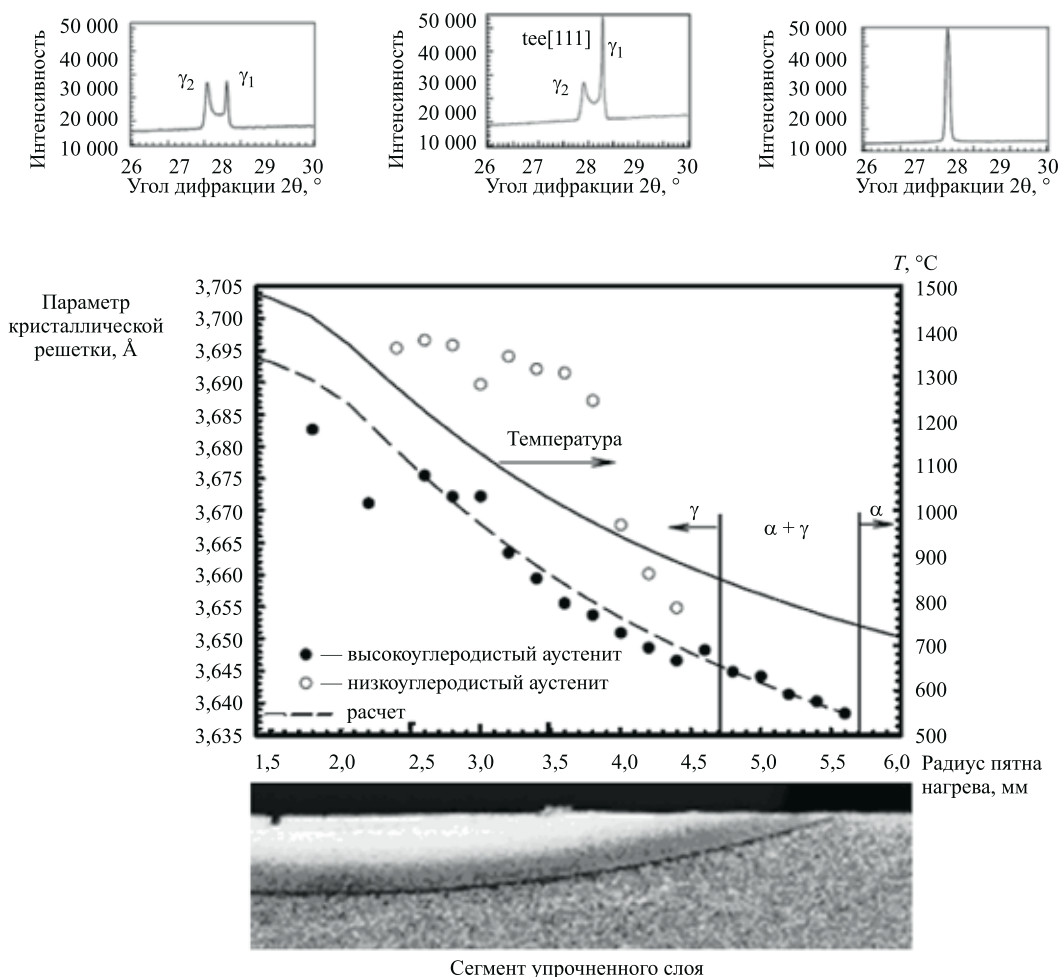


Рис. 8. Экспериментальные данные, указывающие на существование в высокотемпературной области эффекта разделения γ -фазы на γ_1 - и γ_2 -фазы для сталей 30, 45, 65

равновесной. Неустойчивость аустенита свидетельствует о том, что углерода в нем меньше [7, 8, 10–15], чем требуется при диффузионном механизме превращения, при котором углерода всегда достаточно для создания устойчивого аустенита. При превышении некоторого значения скорости нагрева $v_{кр}$ (для разных сталей свои значения критической скорости) диффузионный механизм полностью вытесняется бездиффузионным [4]. Проведенные исследования позволили выдвинуть гипотезу [4], что увеличению роли бездиффузионного механизма с увеличением скорости нагрева способствует следующая особенность процесса аустенизации стали с исходной ферритно-перлитной структурой: в среднеуглеродистых сталях возможна ситуация, когда при $v_{нагр} < v_{кр}$ перлит превращается в аустенит с диффузионным механизмом, а свободный феррит — с бездиффузионным. При этом аустенит, образующийся из перлитной колонии, имеет концентрацию углерода, скорее всего, близкую к 0,8 %, а приращение свободного феррита приводит к образованию малоуглеродистого аустенита. Поэтому количество углерода в аустените и

степень его неоднородности можно регулировать скоростью нагрева. В то же время из работ [22, 23] видно, что в пределах перлитной колонии существует бездиффузионное превращение феррита в аустенит, при этом цементит остается непревращенным. Бездиффузионный механизм $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения наблюдается и в случае исходной мартенситной структуры [22, 23]. При нагреве со скоростью $v_{нагр} \rightarrow v_{кр}$ распада мартенсита не происходит и $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращение имеет характер обратного мартенситного превращения. Температура превращения зависит от состава сплава и может быть как выше, так и ниже равновесной температуры. Образовавшийся аустенит при обратном мартенситном превращении наследует от мартенсита дефектную структуру [28–31], что при последующей закалке приводит к повышению плотности дислокаций и повышению твердости.

Стадия гомогенизации. При плазменном упрочнении аустенизация стали протекает в неизотермических условиях, поэтому процессы гомогенизации ограничены незначительным промежутком времени (10 мс...5 с) пребывания металла в аустенитном состоя-

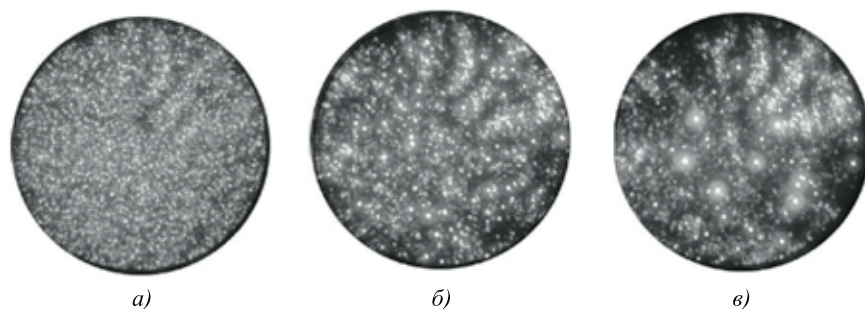


Рис. 9. Распределение углерода по поверхности зоны нагрева (ионный микроскоп) при различных скоростях нагрева:

a — 10 °C/c; *б* — 100 °C/c; *в* — 1000 °C/c

нии как на стадии нагрева, так и на стадии охлаждения. Отсутствие классической выдержки при максимальной температуре нагрева и высокие скорости нагрева приводят к неравномерному распределению углерода и других элементов в зерне аустенита (рис. 9). Для сплавов с исходной ферритно-перлитной структурой вне зависимости от механизма $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращений частичное протекание процессов гомогенизации (для скоростных нагревов) является необходимым условием повышения твердости [7—13].

Стадия охлаждения. При охлаждении аустенитной структуры среднеуглеродистых сталей существуют два типа $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращений: диффузионное и бездиффузионное. При скорости охлаждения в интервале $v_{\text{охл}} < v_1$ реализуется первый тип, а при $v_{\text{охл}} > v_2$ только второй тип (характерными для среднеуглеродистых сталей являются $v_1 \approx 50$ °C/c, эвтектоидных $v_1 \approx 100$ °C/c) [7—10]. При плазменном упрочнении скорость охлаждения значительно превышает критическую и составляет $10^2 \dots 10^5$ °C. Таким образом, распад аустенита происходит по бездиффузионному механизму с образованием мартенсита.

Как уже отмечалось, при плазменном нагреве образуется неоднородный аустенит. Вследствие этого при охлаждении объемы с определенной концентрацией углерода будут закаливаться по-разному. Диапазон температур, при которых происходит мартенситное превращение, существенно увеличивается. Превращение малоуглеродистого аустенита происходит при температуре 350...420 °C [3, 4] с образованием мелкоигольчатого мартенсита. С ростом концентрации углерода в стали температура мартенситного превращения снижается до 100 °C/c с образованием пластинчатого мартенсита.

Для охлаждения неоднородного аустенита требуются большие скорости охлаждения [8] по сравнению с однородным аустенитом. Это связано с тем, что повышение градиента концентрации углерода приводит к ускорению диффузии и облегчению распада аустенита. Однако существуют оптимальные скорости охлаждения аустенита ($10^2 \dots 10^3$ °C/c), которые при плазменном упрочнении увеличиваются по сравнению с закалкой традиционными методами. При слишком больших ско-

ростях охлаждения (свыше 10^5 °C/c) повышается доля остаточного аустенита и возрастает вероятность образования трещин [5, 9—13, 32—34]. В тонком поверхностном слое (глубиной 0,1...0,4 мкм) среднеуглеродистых сталей в процессе плазменного упрочнения обнаружено несколько типов зерен α -фазы [4, 35]. Один тип имеет размеры от 10...25 мкм, другой — 1...8 мкм. В обоих типах зерен сформированы мартенситные структуры. Морфологический тип мартенсита зависит от характерного размера зерен и представляет собой кристаллы пластинчатого, пакетного мартенсита и зеренного типа. Средний размер 0,5...1,8 мкм. В объеме "кристаллитиков" зафиксирована сетчатая дислокационная структура, скалярная плотность которой $\approx 10^{11} \text{ см}^{-2}$ [35]. Наряду с пакетным и пластинчатым мартенситом наблюдается образование областей бесструктурного мартенсита.

Проведенные исследования показали [3, 4], что при плазменном поверхностном упрочнении, несмотря на очевидный факт получения мартенситной структуры, существенное влияние на морфологию мартенситной структуры стали оказывает скорость охлаждения. *Во-первых*, при повышенной скорости закалки в структуре стали образуются длинные, широкие, прямые пластины высокотемпературного мартенсита, делящие объем материала на участки, внутри которых при несколько более низких температурах образуются пакетный мартенсит и пластинчатый низкотемпературный мартенсит. При этом мартенситные пакеты короткие, не широкие. При пониженной скорости закалки, напротив, прямые, длинные пластины высокотемпературного мартенсита практически отсутствуют, а мартенситные пакеты реек — длинные и широкие. Высокотемпературный мартенсит при пониженной скорости закалки представлен только бесструктурными областями. *Во-вторых*, только при пониженной скорости закалки в структуре стали присутствует бейнит. Качественные различия структур стали при разных скоростях закалки свидетельствуют о том, что увеличение скорости закалки стали приводит к $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращению в области более низких температур. Количественные оценки объемных долей структурных составляющих в среднеуглеродистых сталях показали, что увеличение скорости закалки до 1000 °C/c приводит к некоторому увеличению объемной доли пакетного мартенсита (от 80 до 86 %) и пластинчатого высокотемпературного мартенсита (от 3 до 7 %). Объемная доля пластинчатого низкотемпературного мартенсита остается неизменной и равной 7 %.

Таким образом, при плазменном поверхностном упрочнении среднеуглеродистых сталей зафиксиро-

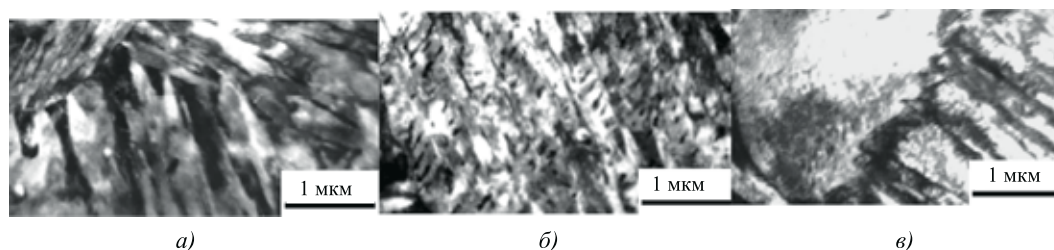


Рис. 10. Электронные снимки микроструктур мартенсита различных типов в среднеуглеродистой стали: а — пакетный мартенсит; б — высокотемпературный мартенсит; в — низкотемпературный мартенсит

ваны четыре разновидности мартенсита: пакетный, пластинчатый, бесструктурный и наноразмерного зеренного типа [4] (рис. 10). Условия образования каждого типа мартенсита, например, среднеуглеродистых сталей обусловлены температурным полем на поверхности и по глубине поверхностного слоя в процессе плазменного упрочнения.

Субструктурный уровень превращений. Установлено [1—4], что в процессе плазменного упрочнения наследуются дислокационные субструктуры, имевшие место во время фазовых превращений в аустените, феррите, перлите и цементите. Согласно классификации Н.А. Коневой и Э.В. Козлова последовательность дислокационных превращений в процессе плазменного упрочнения может осуществляться по схеме низкоэнергетического механизма. Это свидетельствует о том, что в ходе субструктурных превращений система стремится к некоторому локальному минимуму энергии.

Для проведения исследований субструктур применили диаграмму гарантированного интервала упрочнения (ГИУ) [36] с использованием количественного физического параметра изменения в поверхностном слое металла — плотности тепловой мощности, вводимой в поверхностный слой (рис. 11). При этом изменяли параметры плотности тепловой мощности, т. е. степень упрочнения [36], и анализировали образовав-

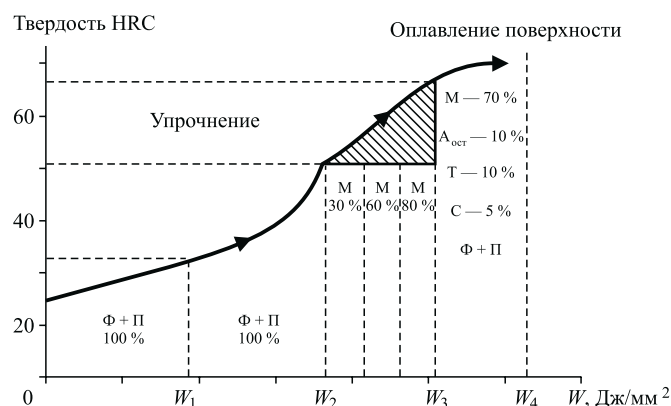


Рис. 11. Формирование структуры на макроуровне в поверхностном слое металла в зависимости от плотности тепловой мощности W плазменного нагрева

шие дислокационные субструктуры в упрочненном слое как результат градиента термических напряжений (рис. 12).

В работе [4] установлено, что с увеличением степени термических напряжений в поверхностном слое сталей 30, 45, 55 (управляющий параметр — тепловая мощность плазменного нагрева) происходит эволюция дислокационных субструктур в упрочненном слое. В исходном состоянии стали при низкой скалярной плотности дислокаций наблюдается хаотическая дислокационная субструктура. Как правило [4], зерна структурно-свободного феррита разбиты на блоки (субзерна), разделенные малоугловыми границами. Азимутальная составляющая угла полной разориентации блоков, оцениваемая по размытию рефлексов на микроэлектроннограмме, достигает $\sim 10,0^\circ$. При этом средние размеры блоков изменяются в пределах от 0,1 до 1,0 мкм. Средняя по зерну скалярная плотность дислокаций изменяется в пределах от $2,0 \cdot 10^{10}$ до $3,5 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$. При этом плотность дислокаций в структуре хаоса, как правило, в 1,5...2,0 ниже, чем в сетчатой дислокационной субструктуре.

В интервале плотности тепловой мощности $0 \dots W_2$ (рис. 12) в поверхностном слое сталей 30, 45, 55 преобладает хаотическое распределение дислокационной субструктуры. С ростом термических напряжений в

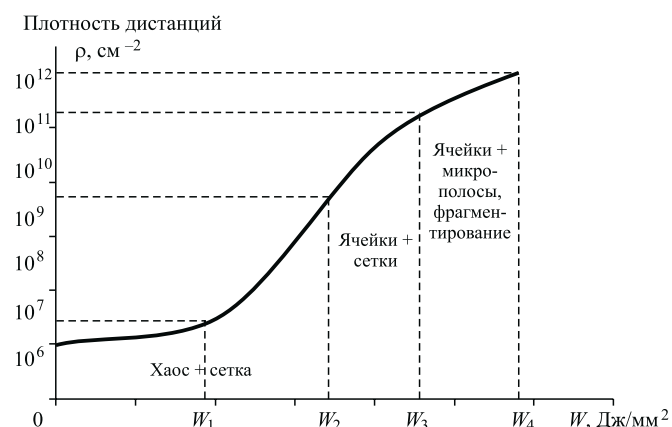


Рис. 12. Формирование субструктур на микроуровне в поверхностном слое металла в зависимости от плотности тепловой мощности W плазменного нагрева

процессе упрочнения до порога W_2 происходит переформирование дислокационных субструктур из хаотической формы в сетчатую. Сетчатая дислокационная субструктура по своей морфологии тоже достаточно хаотична. В ней присутствуют непрерывные разориентировки. Наряду с дислокационными клубками она содержит отдельные дислокации и их пересечения, которые могут вводить дискретные разориентировки [17–20] и выступать в качестве основы следующей стадии эволюции — ячеисто-сетчатой дислокационной субструктуры [4]. При этом необходимо отметить, что существенных внешних изменений структуры (феррита и перлита) на макро- и мезоуровнях в поверхностном слое не происходит.

Начиная с порога W_2 (см. рис. 12) происходит последовательное превращение дислокационных субструктур с усложнением субструктуры и увеличением плотности дислокаций в связи со структурно-фазовыми превращениями, протекающими в поверхностном слое. В начале интервала гарантированного упрочнения W_2 распространенным типом является сетчатая дислокационная субструктура, содержащая дислокационные клубки, сгущения [4]. Однако в дальнейшем распространенным типом становится ячеисто-сетчатая форма дислокаций, которая отличается от предыдущей большей или меньшей степенью незавершенности строения ячеек и, как следствие, наличием или отсутствием наряду с непрерывными разориентировками дискретных разориентировок. Ячеисто-сетчатую дислокационную субструктуру характеризуют достаточно рыхлые сгущения, размеры которых соотносятся с размерами участков с разряженными дислокациями. В этой субструктуре начинают присутствовать локальные дальнедействующие поля напряжений, о чем свидетельствует изгиб дислокационных линий.

В конце интервала $W_2...W_3$ преобладающей становится ячеистая дислокационная субструктура. Плотность дислокаций существенно выше на межфазной границе цементит—феррит, а в структуре мелкодисперсного мартенсита достигает 10^{12} см⁻². С ростом скалярной плотности дислокаций размер ячеек уменьшается, что обусловлено большой кривизной кручения кристаллической решетки. Ячеистая дислокационная субструктура уже имеет первые признаки фрагментирования, а именно

анизотропные фрагменты, которые имеют фрагменты менее 0,03 мкм.

Проведенные исследования и анализ работ [8–27] позволяют предположить, что существует критическая плотность дислокаций в металле, повышающая количественные значения сопротивления пластическим деформациям в поверхностном слое металла, выше которой начинаются интенсивные процессы трещинообразования в процессе упрочнения. При повышении энергетического воздействия на металл (увеличении степени термических напряжений и деформации) путем увеличения скорости нагрева дислокационные субструктуры "не справляются" с этой критической интенсивностью деформации, происходит разрыв в микрообъеме кристаллической решетки уже на атомарном уровне с образованием многочисленных субмикротрещин и начинается стадия микроплавления (рис. 13). Зоны расположения (образования) микротрещин являются внутрифазными границами раздела феррита и перлита, пакетов и пластин мартенсита. Эти процессы сопровождаются сильным изгибом, кручением кристаллической решетки окружающего объема металла, имеющего градиентный характер распределения структур и, кроме того, увеличением линейной плотности изгибных экстинкционных контуров и формированием разориентированной субструктуры дислокаций. Поверхностный слой металла после такого режима плазменного нагрева с появлением признаков микроплавления поверхности состоит из нескольких слоев (оплавленного слоя 10...100 мкм, слоя закалки из твердой фазы 1,5...2 мм, слоя переходных структур 0,5...1 мм). Практически он напоминает композиционный слой, где в каждом слое наблюдается различие структур на всех масштабных уровнях. Как и в случаях, рассмотренных выше, такой поверхностный слой в стали нельзя рассматривать строго с позиции традиционной механики сплошных сред, применяемой к процессам деформаций, напряжений и разрушений, а необходимо говорить о композиционном слое, на что в свое время указывали авторы [37].

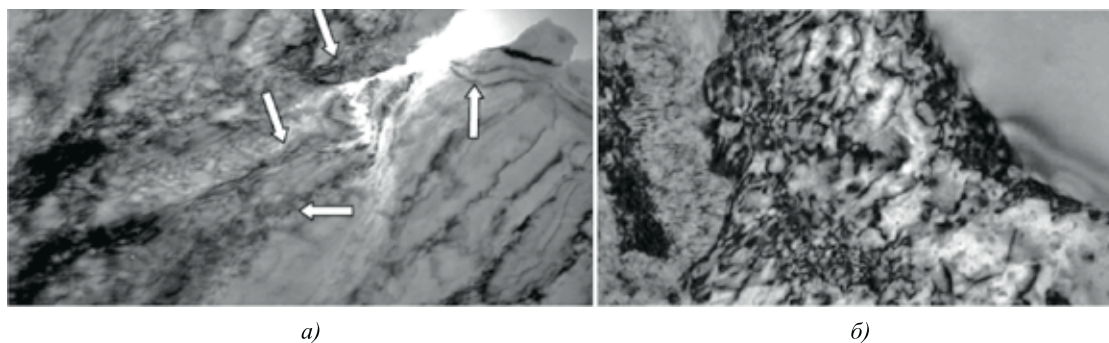


Рис. 13. Электронно-микроскопическое изображение субмикроструктуры:

а — формирующейся вблизи микротрещины (стрелками показаны скопления разориентированных дислокаций); б — цементитной частицы

Проведенные исследования показали, что каждая макроструктура упрочненного слоя имеет эволюционный запас по дислокационным субструктурам [3]. В структуре мартенсита присутствуют все известные в настоящее время типы дислокационных субструктур, имеющие разную плотность дислокаций. Наибольшая плотность дислокаций в мартенсите наблюдается в ячеистой дислокационной субструктуре. Полученные результаты позволяют сделать предположение о том, что упрочненный слой в стали, имеющий высокую макротвердость и состоящий из разнородных макро- и микроструктур, способен в процессе деформации при трении за счет незавершенности процессов эволюции дислокационных субструктур в макроструктурах не выкрашиваться и не разрушаться. В связи с этим процессы деформации упрочненного слоя стали при трении необходимо рассматривать с позиции иерархии многоуровневого структурообразования и их эволюции. Тогда применительно к практическим реализациям технологий плазменного поверхностного упрочнения деталей машин и инструментов необходимо учитывать иерархию масштабных уровней структурообразования, которое не заканчивается после плазменного упрочнения, а продолжается при трении и деформации. В первом приближении иерархия многоуровне-

вого структурообразования после плазменного упрочнения стали выглядит следующим образом.

На макромасштабном уровне структурообразование в упрочненном слое стали характеризуется формированием поликристаллических структур, размер зерен изменяется в пределах от 110 нм до 30 мкм.

На мезомасштабном уровне формируется разнородная структура мартенситных кристаллов от микро-размеров до наноразмеров в зернах по типу ультрадисперсного зерна — кристалл мартенсита.

На микромасштабном уровне — в зернах формируется сетчатая дислокационная структура с различной плотностью дислокаций в структурах, сформированных в упрочненном слое, в условиях нестационарного поля температур (стадий нагрева и охлаждения).

На наномасштабном уровне наблюдается формирование ячеек и полос локального изменения химического состава стали в дополнение к сформированным наноструктурированным зернам феррита в локальных областях поверхностного слоя.

Проведенный обзор и представленные результаты исследований позволяют констатировать, что основными физическими особенностями плазменного поверхностного упрочнения являются неоднородности теплового источника нагрева (эволюция анодных пятен), увеличение температурных интервалов $\alpha \rightarrow \gamma$ - и

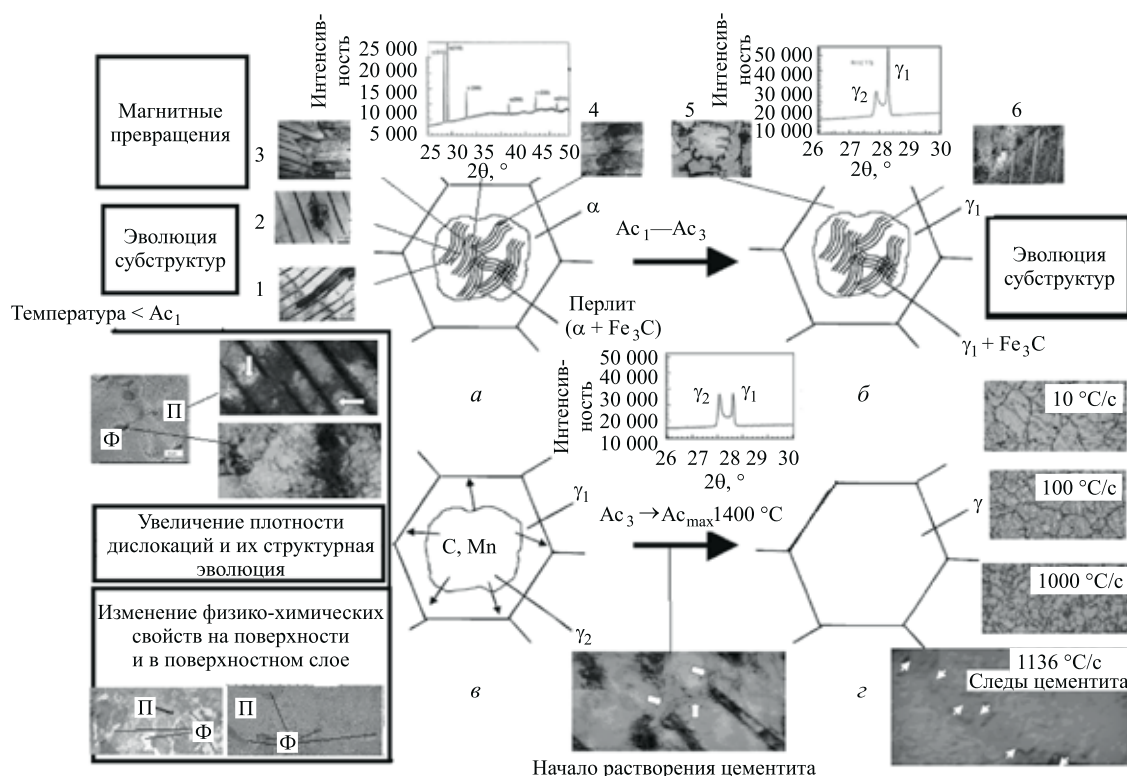


Рис. 14. Обобщенная схема основных теоретических вопросов структурообразования в поверхностном слое металла в процессе плазменного нагрева и охлаждения

$\gamma \rightarrow \alpha$ -превращений, доминирование бездиффузионных механизмов фазовых переходов, наследование дефектов и карбидной фазы исходной структуры, влияние состояния исходной структуры, влияние термоупругих и остаточных напряжений на процессы структурообразования, иерархии многоуровневого структурообразования. На рис. 14 представлена обобщенная схема основных теоретических вопросов структурообразования в поверхностном слое металла в процессе плазменного нагрева и охлаждения, на которые необходимо найти ответы. В центре рис. 14 схематично представлен главный вопрос — механизм образования аустенита ($a-\gamma$). Слева представлены вопросы изменений в исходной структуре материала до критической точки A_{c1} , т. е. что происходит на стадии "предпревращений" в структурах (нижний угол), и вопросы эволюции субструктур и магнитные превращения (верхний угол). Цифрами 1...6 обозначены вопросы о местах зарождения аустенита и эволюции субструктур в высокотемпературной области. Отдельно надо рассмотреть возможности рентгеноструктурного анализа фазовых превращений в режиме реального времени процессов нагрева и охлаждения. В правом нижнем углу рис. 14 приведены вопросы влияния скорости нагрева на процессы роста и образования зерен аустенита; растворения цементита и его влияния на фазовые превращения. Представленная на рис. 14 схема — это своеобразная дорожная карта для дальнейших фундаментальных исследований.

В продолжение предложенной на рис. 14 дорожной карты исследований для определения дальнейших этапов формализации положений теории плазменного поверхностного упрочнения металлов в сплавах на основе железа необходимо сосредоточиться на проработке применения концепции градиентных структурно-фазовых состояний [32] в целях:

выявления внешних и внутренних факторов, характеризующих градиентный характер материала на различных структурных (образец в целом, ансамбль зерен, отдельное зерно, внутризеренная структура) и масштабных (от единиц сантиметров до десятых долей нанометров) уровнях, осуществляемого путем количественного анализа структурно-фазового состояния сталей после плазменной обработки;

выявления закономерностей формирования структурно-фазового градиента в сталях различных структурных классов в условиях плазменного нагрева;

выяснения механизмов формирования градиентных структурно-фазовых состояний в сплавах на основе железа на различных масштабных (макро-, мезо-, микро-, нано-) уровнях;

установления взаимосвязи локализации деформации в поверхностном упрочненном слое на мезо- и макромасштабном уровнях со стадийностью кривых "напряжение — деформация".

В рамках предлагаемой парадигмы многоуровневого подхода, а также дорожной карты исследований, использования принципов концепции градиентных структурно-фазовых состояний необходимо построить физическую модель, описывающую развитие пластической деформации в поверхностных упрочненных слоях нагруженных твердых тел в условиях несовместности деформации поверхностного слоя и основного объема материала. Практическая ценность проведенных исследований в рамках новой парадигмы заключается в возможности установления новых закономерностей формирования и эволюции градиентных структурно-фазовых состояний в сталях и сплавах на различных масштабных уровнях, что позволит:

создать базу данных по эволюции фазового состава и дефектной субструктуры в сплавах на основе железа, позволяющую при различных способах плазменного поверхностного упрочнения выявить физический механизм формирования градиента структуры и фазового состава;

прогнозировать поведение сформированных градиентных структурно-фазовых состояний в упрочненном слое в зависимости от параметров режима упрочнения и последующих условий эксплуатации;

диагностировать места зарождения и развития микротрещин, экстремальные точки в поведении упрочненного поверхностного слоя материала в процессе эксплуатации;

разработать оптимальные режимы внешнего плазменного упрочнения, способствующие достижению прочностных свойств поверхностных слоев с повышенными эксплуатационными и технологическими характеристиками в условиях усталостного и контактно-усталостного нагружения.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Балановский А.Е.** Плазменное термоциклическое упрочнение металлов. Иркутск, Плазмопротек, 2001. 110 с.
2. **Балановский А.Е.** Плазменное поверхностное упрочнение металлов. Иркутск, ИрГТУ, 2006. 180 с.
3. **Балановский А.Е.** Особенности структурообразования в сталях при плазменном упрочнении. Иркутск, ИрГТУ, 2014. 450 с.
4. **Балановский А.Е.** Особенности структурообразования в среднеуглеродистых сталях при плазменном поверхностном упрочнении и их влияние на сопротивляемость контактно-усталостным нагрузкам: Дис. ... д-ра техн. наук. М., 2012, 495 с.
5. **Миркин Л.И.** Физические основы обработки материалов лучами лазера. М.: Изд-во МГУ, 1975. 304 с.
6. **Кидин И.Н.** Физические основы электротермической обработки металлов и сплавов. М.: Metallurgia, 1969. 376 с.

7. **Кидин И.Н.** Фазовые превращения при ускоренном нагреве стали. М.: Металлургиздат, 1957. 94 с.
8. **Кокора А.Н., Соболев Э.Н.** Физические особенности лазерного упрочнения сплавов // Физико-химические процессы обработки материалов концентрированными потоками энергии: Сб. ст. М.: Наука, 1983. С. 54—66.
9. **Лазерный** нагрев и структура стали: Атлас микроструктур / В.Д. Садовский, В.М. Счастливцев, Т.И. Табатчикова, И.Л. Яковлева. Свердловск, УрО АН СССР, 1989. 100 с.
10. **Андряхин В.М.** Процессы лазерной сварки и термообработки. М.: Наука, 1988. 176 с.
11. **Кокора А.Н., Соболев Э.Н.** Физические особенности лазерного упрочнения сплавов // Физико-химические процессы обработки материалов концентрированными потоками энергии: Сб. ст. М.: Наука, 1983. С. 54—66.
12. **Григорьянц А.Г.** Основы лазерной обработки материалов. М.: Машиностроение, 1989. 304 с.
13. **Криштал М.А., Жуков А.А., Кокора А.Н.** Структура и свойства сплавов, обработанных излучением лазера. М.: Металлургия, 1973. 192 с.
14. **Бровер А.В.** Структурные особенности процесса поверхностного упрочнения стали концентрированными потоками энергии // Материаловедение. 2005. № 9. С. 18—23.
15. **Губенко С.И.** О динамическом характере рекристаллизации стали при лазерном воздействии // МиТОМ. 1989. № 10. С. 2—4.
16. **Ершова Л.С.** О механизме перекристаллизации при лазерной обработке // МиТОМ. 1979. № 3. С. 17—19.
17. **Фазовые** и структурные превращения при лазерном нагреве стали. I. Влияние исходной структуры / В.Д. Садовский, Т.И. Табатчикова, В.М. Умова, А.Л. Осинцева // ФММ. Т. 53. № 1. 1982. С. 88—94.
18. **Фазовые** и структурные превращения при лазерном нагреве стали. II. Влияние отпуска закаленной стали на процесс перекристаллизации при лазерном нагреве / В.Д. Садовский, Т.И. Табатчикова, В.М. Умова, А.Л. Осинцева // ФММ. 1984. Т. 58. № 4. С. 812—817.
19. **Образование** аустенита при сверхбыстром лазерном нагреве сталей со структурой пакетного мартенсита / В.Д. Садовский, В.М. Счастливцев, Т.И. Табатчикова, И.Л. Яковлева // ФММ. Т. 63. № 3. 1987. С. 555—562.
20. **Фазовые** и структурные превращения при лазерном нагреве стали. III. Влияние пластической деформации закаленной стали на перекристаллизацию при лазерном нагреве / В.Д. Садовский, Т.И. Табатчикова, В.М. Счастливцев, И.Л. Яковлева // ФММ. Т. 63. № 6. 1987. С. 1165—1173.
21. **Особенности** упрочнения мартенситно-старяющихся сталей после лазерной обработки / В.М. Счастливцев, Т.И. Табатчикова, И.Л. Яковлева, А.Л. Осинцева // ФММ. Т. 75. № 3. 1993. С. 138—146.
22. **Яковлева И.Л., Счастливцев В.М., Табатчикова Т.И.** Экспериментальное наблюдение бездиффузионного образования аустенита в стали с перлитной структурой при лазерном нагреве // ФММ. Т. 76. № 2. 1993. С. 86—98.
23. **Табатчикова Т.И.** Перекристаллизация и возможность реализации бездиффузионного $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения при сверхбыстром лазерном нагреве сталей // ФММ. Т. 105. № 3. 2008. С. 294—318.
24. **Актуальные** вопросы лазерной обработки сталей и сплавов / Б.К. Соколов, Н.Г. Терегулов, В.М. Счастливцев и др. Уфа: Изд-во научно-производственной фирмы "Технология", 1994. 137 с.
25. **Бровер Г.И., Бровер А.В., Дьяченко Л.Д.** Особенности массопереноса в сталях при лазерном воздействии // Материаловедение. 2006. № 3. С. 7—11.
26. **Бровер А.В., Бровер Г.И., Дьяченко Л.Д.** Особенности проявления структурной наследственности в процессе скоростной лазерной обработки сталей // Вопросы материаловедения. 2006. № 3 (47). С. 31—40.
27. **Microstructure** features of austenite formation in C35 and C45 alloys / V.I. Savran, Y. van Leeuwen, D.N. Hanlon, et al. // Metall. Mater. Trans. A. 2007. Vol. 38A. P. 946—995.
28. **Дьяченко С.С.** Образование аустенита в железоуглеродистых сплавах. М.: Металлургия, 1982. 128 с.
29. **Делингер У.** Теоретическое материаловедение. М.: Металлургиздат. 1963. 269 с.
30. **Christian J.W.** The theory of transformations in metals and alloys. Oxford: Pergamon Press, 2002. 617 p.
31. **Курдюмов Г.В., Утевский Л.М., Энгин Р.И.** Превращение в железе и стали. М.: Наука, 1977. 456 с.
32. **Самотугин С.С., Мазур В.А.** Остаточные напряжения в инструментальных сталях после плазменного упрочнения с оплавлением поверхности // Сварочное производство. 2006. № 8. С. 20—26.
33. **Самотугин С.С., Гагарин В.А., Калинин В.И.** Моделирование напряженного состояния в упрочненных слоях при плазменной поверхностной обработке // Вісник СевНТУ: Зб. наук. пр. Вип. 117/2011. Серія: Машиноприладобудування та транспорт. Севастополь, 2011. С. 149—152.
34. **Рентгенографическое** исследование остаточных напряжений, возникающих после импульсной лазерной закалки сталей / В.С. Великих, И.Н. Воронов, В.П. Гончаренко и др. // ФиХОМ. 1982. № 6. С. 138—143.
35. **Физическая** природа формирования и эволюции градиентных структурно-фазовых состояний в сталях и сплавах / В.В. Коваленко, Э.В. Козлов, Ю.Ф. Иванов, В.Е. Громов. Новокузнецк: ООО "Полиграфист", 2009. 557. С. 5.
36. **Токмаков В.П., Гречнева М.В., Нестеренко Н.А.** Энергетические характеристики процессов поверхностного упрочнения концентрированным источником энергии. Киев. 1988. 10 с. Деп. в ВИНТИ, 26.04.88, № 3207-В88.
37. **Плазменное** поверхностное упрочнение / Л.К. Лещинский, С.С. Самотугин, И.И. Пирч, В.И. Комар. Киев: Техника, 1990. 109 с.

Ант. А. Бердников, М.А. Филиппов, А.А. Бердников, М.С. Хадыев, Н.Е. Гаранов
(Уральский федеральный университет им. первого Президента России Б.Н. Ельцина)
E-mail: filma1936@mail.ru

Фазовый состав, структура и упрочнение стали У10 при плазменной поверхностной закалке

Приведены и проанализированы результаты исследования взаимосвязи скорости движения плазматрона в процессе закалки при плазменном нагреве без оплавления стали У10 с формирующимся фазовым составом, структурными особенностями, твердостью поверхности поперек закаленной полосы и микротвердостью по глубине зоны термического влияния. Показано, что фазовый состав и микротвердость на поверхности и по глубине зоны плазменного влияния определяются полнотой растворения цементита в аустените и гомогенизацией последнего, т. е. температурой нагрева и временем пребывания при этой температуре, которые максимальны при наименьшей скорости движения плазматрона. Характерной особенностью фазового состава закаленной поверхности является присутствие до 70 % остаточного метастабильного аустенита.

Ключевые слова: плазменная закалка, микроструктура, фазовый состав, твердость, остаточный аустенит.

Presented and discussed the results of a study relationship velocity of the plasma torch during the quenching process by plasma heating without melting steel U10 with emerging phase composition, structural features, surface hardness across of hardened strip and microhardness depth. The phase composition and microhardness on the surface and in depth the influence of the plasma zone determined by the completeness of dissolution of cementite in austenite and homogenization the latter, i.e. the heating temperature and residence time at this temperature, the lowest at which the maximum speed of the plasma torch. A characteristic feature of the phase composition of the hardened surface is the presence of up to 70 % of the metastable residual austenite.

Keywords: plasma hardening, microstructure, phase composition, hardness, residual austenite.

Введение

Плазменная закалка рабочих поверхностей является простым и эффективным процессом локального поверхностного упрочнения рабочих поверхностей деталей машин и инструмента. Использование плазменной закалки позволяет снизить износ конструкционных и инструментальных сталей, увеличить их стойкость и межремонтный ресурс, получить реальную экономию за счет повышения работоспособности деталей. Особенно широкое применение этот метод скоростной закалки получил для прокатных валков, штампового и режущего инструмента, рельсоправильных бандажей и других изделий из высокоуглеродистых сталей [1–4]. Однако ряд вопросов формирования фазового состава, благоприятной структуры и степени упрочнения после плазменной закалки и их влияние при обеспечении эксплуатационной стойкости инструментальных сталей остаются дискуссионными.

Параметры процесса плазменной закалки: ток плазменной дуги (струи), расход плазмообразующего газа, расстояние между плазматроном и изделием, скорость перемещения определяются алгоритмом, обеспечивающим получение оптимальных свойств в поверхностном слое упрочняемой детали, однако конкретной информации относительно вза-

имосвязи изменяемых параметров закалки с глубиной формирующегося слоя, его структурой и свойствами в литературе недостаточно. Одним из таких нерешенных вопросов является роль остаточного аустенита.

Материал и методика эксперимента

В данной статье приведены результаты исследований взаимосвязи параметров режимов закалки при плазменном нагреве с глубиной закаленного слоя, его фазовым составом, микроструктурой и упрочнением образцов из стали У10 после поверхностной плазменной закалки без оплавления дугой прямого действия обратной полярности.*

Химический состав стали удовлетворяет ГОСТ 1435–90, содержание углерода — 1,01 %. Исходная структура нормализованной стали У10 состояла из перлита и структурного свободного цементита в виде сетки по границам зерен. Постоянные параметры режима — длина дуги и расход плазмообразующего газа — аргона — составили соответственно 6 мм и 7,5 л/мин. Для изучения особенностей формирования структуры, влияния параметров режима на фазовый состав и микротвердость зоны

* В работе принимали участие Ю.В. Худорожкова и Г.В. Алисова.

плазменного влияния (ЗПВ) исследовались плоские образцы размером $25 \times 12 \times 70$ мм, упрочненные при трех фиксированных значениях линейной скорости перемещения плазматрона относительно поверхности образца $V_{\text{лин}}$, равных 1,25, 2 и 3 см/с, и постоянной силе тока дуги $I = 170$ А. Глубину ЗПВ измеряли на поперечных шлифах по центру упрочненного сегмента, а ширину — на поверхности, поперек закаленной полосы. Для замеров твердости HV100 и микротвердости использовали приборы Виккерса и ПМТ-3 при нагрузке 98 и 0,49 Н (HV50) соответственно. Фазовый состав определяли с помощью дифрактометра ДРОН-3 в железном K_{α} -излучении, электронно-микроскопические исследования на просвет проводили на микроскопе ЭВМ-100Л.

Результаты исследований и их обсуждение

Кривые изменения микротвердости закаленной зоны по глубине исследуемого образца приведены на рис. 1, из которого видно, что как максимальная микротвердость на закаленной поверхности, так и глубина упрочненной зоны наибольшие при наименьшей скорости движения плазматрона, причем глубина упрочненной зоны возрастает примерно вдвое — от 0,5 мм при скорости 1,25 см/с до 1,50 мм при скорости

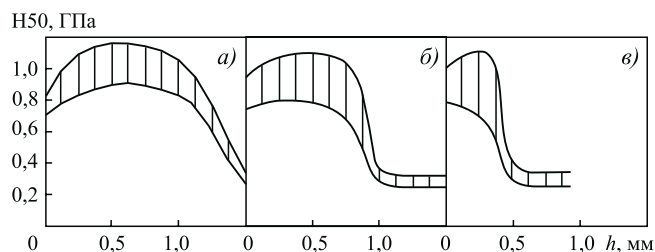


Рис. 1. Распределение микротвердости по глубине ЗПВ: а — $V_{\text{лин}} = 1,25$ см/с; б — $V_{\text{лин}} = 2$ см/с; в — $V_{\text{лин}} = 3$ см/с

3 см/с. Если скорость охлаждения при закалке превышает критическую, как в нашем случае, то твердость мартенсита определяется концентрацией углерода в аустените, которая достигнута в процессе нагрева. Полнота растворения вторичного и перлитного цемента при плазменном нагреве и гомогенизации аустенита определяется температурой, которая зависит от тока плазменной дуги, и временем пребывания при этой температуре, определяемым скоростью перемещения плазматрона.

При выбранном токе дуги 170 А на поверхности закаленных образцов, по данным рентгеновского анализа, формируется структура мартенситно-аустенитного типа с содержанием $\gamma_{\text{ост}}$ до 70 %, что, естественно, приводит к уменьшению микротвер-

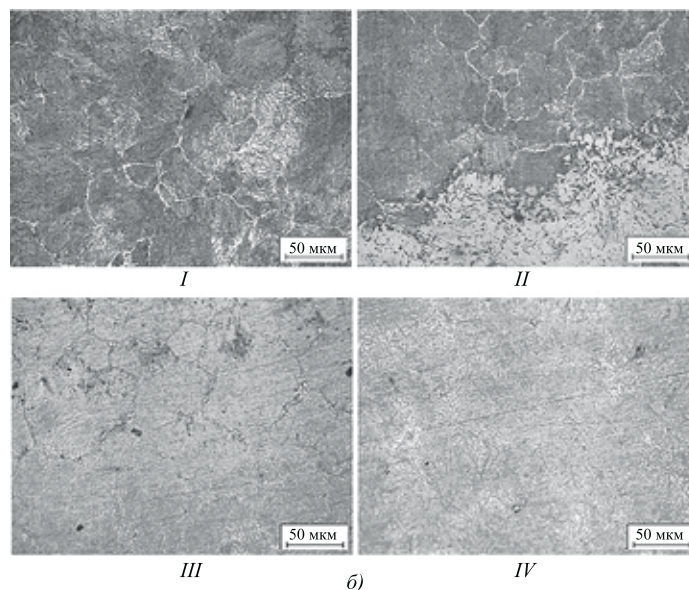
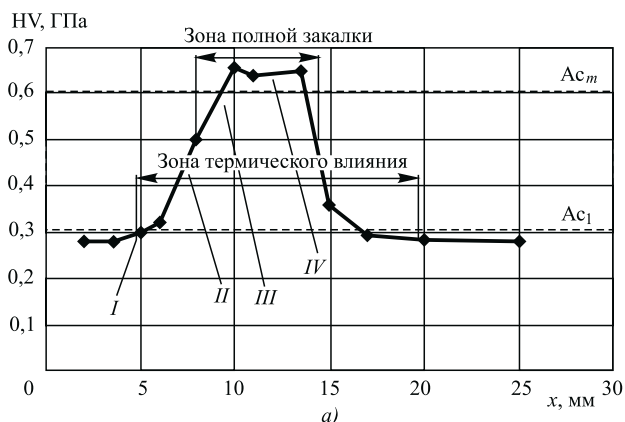


Рис. 2. Распределение твердости HV поперек полосы закаленной стали У10 (а) и микроструктура в характерных точках на поверхности образца (б):

I — нагрев ниже температуры A_{c1} (исходная микроструктура — перлит + вторичный цементит); *II* — нагрев немного выше температуры A_{c1} (исходная микроструктура в верхней части снимка и участки перлита и вторичного цементита + мартенсит в нижней части снимка); *III* — нагрев ниже температуры A_{cm} (остатки перлита, вторичный цементит и мартенсит в верхней части снимка, остатки цементита, мартенсит и остаточный аустенит в нижней части снимка); *IV* — нагрев выше температуры A_{cm} (мартенсит и остаточный аустенит); горизонтальными штриховыми линиями показаны значения температур, достигнутые в процессе плазменного нагрева

дости поверхности до 9,0...9,5 ГПа по сравнению с нижележащим слоем (см. рис. 1). На глубине от поверхности ~ 150...200 мкм структура образцов состоит преимущественно из высокоуглеродистого мартенсита (α_m), имеющего максимальную микротвердость свыше HV50 = 1,1 ГПа (см. рис. 1). Поскольку эти значения микротвердости мартенсита для стали У10 являются предельными, можно предположить наличие дисперсных карбидов в структуре наряду с мартенситом и уменьшение содержания остаточного аустенита.

На рис. 2 представлен график изменения твердости HV стали У10, измеренной поперек дорожки плазменного нагрева от края до края образца (x , мм), сопоставленный с микроструктурой характерных участков ЗПВ. На этом же рисунке нанесены условные температуры критических точек A_{c1} и A_{cm} , определенные по виду микроструктуры и твердости, достигнутой в цикле плазменного нагрева и охлаждения в этих участках. На рис. 2 видно, что ширина зоны термического влияния на поверхности образцов составляет 12 мм, а ширина условной зоны эффективной твердости, превышающей 500 НВ, составляет 5 мм. Переходная зона (рис. 2, б), где нерастворенные карбиды отчетливо видны в форме бывшей цементитной сетки и отдельных включений, состоит из мартенсита, троостито-мартенсита и перлитоподобных структур.

На основании полученных результатов установлено, как изменяются глубина ЗПВ, максимальная микротвердость α_m и средняя микротвердость поверхности закалки в зависимости от $V_{лин}$. На рис. 1 видно, что значения микротвердости, измеренные на одном расстоянии от закаленной поверхности, имеют значительный разброс, возрастающий с увеличением скорости движения плазматрона. Это обусловлено более высокой степенью химической неоднородности аустенита, наследуемой мартенситом при большой скорости движения плазматрона. На

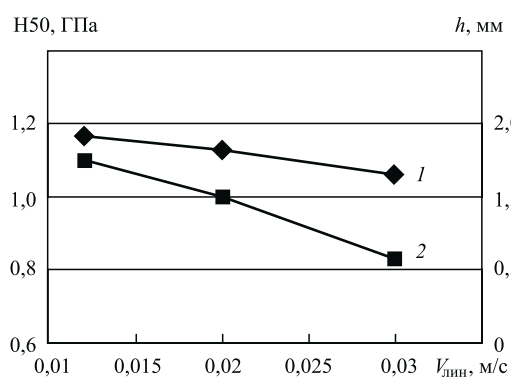


Рис. 3. Зависимость максимальной микротвердости (1) и глубины ЗПВ (2) от скорости перемещения плазменной дуги

рис. 3 показано изменение максимальной микротвердости HV50 мартенсита с увеличением $V_{лин}$. С увеличением скорости обработки максимальная микротвердость мартенсита уменьшается. Результирующая микротвердость мартенсита закалки зависит от содержания в нем углерода и обусловлена степенью обогащения аустенита углеродом при нагреве и скоростью охлаждения аустенита. Причем, если в первом случае с уменьшением скорости обработки насыщение аустенита углеродом увеличивается, что приводит к увеличению микротвердости мартенсита, то во втором случае, напротив, уменьшение скорости охлаждения может повлечь самоотпуск мартенсита и, следовательно, уменьшение его микротвердости. При исследованном режиме несмотря на высокую скорость охлаждения происходит в той или иной степени процесс самоотпуска: мартенсит, образующийся в результате охлаждения, так же, как и остаточный аустенит, неоднороден по своему составу и на рентгенограммах присутствуют линии $M_{отп}$. Таким образом, скорость обработки неоднозначно влияет на факторы, определяющие микротвердость мартенсита закалки. Анализ результатов данного исследования показывает, что в случае плазменной обработки стали У10 решающую роль играет степень насыщения матрицы углеродом при нагреве [2], т. е. с уменьшением скорости обработки в интервале от 3 до 1,25 см/с микротвердость мартенсита увеличивается. Подобные результаты для некоторых углеродистых и малолегированных сталей получены в работах [2, 4].

Было проведено электронно-микроскопическое исследование тонкой структуры поверхностного рабочего слоя образцов стали У10, формирующейся после поверхностного упрочнения при высокой скорости движения плазматрона. На рис. 4 видно, что мартенсит имеет пластинчатую морфологию с присутствием внутренних двойников, что характерно для высокоуглеродистого тетрагонального мартенсита [5]. На электронограммах наряду с рефлексами от мартенситных кристаллов присутствуют рефлексы от остаточ-

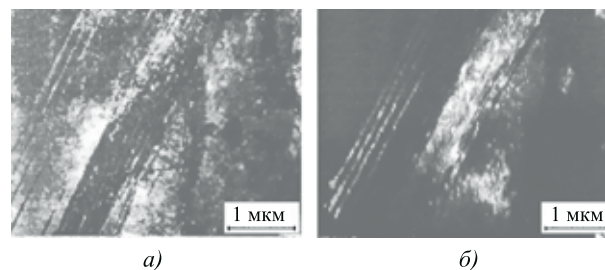


Рис. 4. Микроструктура стали У10 после плазменной закалки на расстоянии 150 мкм от поверхности (а) и темнопольное изображение в рефлексе двойника (б)

ного аустенита. Анализ темнопольных изображений в свете рефлексов аустенита подтверждает это заключение. Участки аустенита в виде прослоек расположены между кристаллами мартенсита.

Поскольку обогащенный углеродом аустенит имеет повышенную устойчивость против распада при охлаждении, в поверхностном слое образцов, обработанных при скорости движения плазматрона 1,25 см/с, фиксируется высокое (до 70 %) количество остаточного аустенита, а при максимальной скорости — 3 см/с — количество аустенита около 25 %. Закаленная зона этого образца подвергалась сорократному обкатыванию шариком из стали ШХ15 диаметром 10 мм при скорости движения 0,158 м/с. Нормальная нагрузка, действующая на шарик, составляла 10 Н. После обкатывания количество остаточного аустенита уменьшилось на 10 %, количество мартенсита, соответственно, возросло. Микротвердость поверхностного слоя после обкатывания поднялась с 1,05 до 1,25 ГПа. Результаты рентгеноструктурного фазового анализа показали, что остаточный аустенит после плазменной закалки метастабилен и частично превращается в мартенсит деформации в поверхностном слое, что вносит вклад в упрочнение рабочей поверхности образцов.

Выводы

1. При плазменной закалке дугой прямого действия обратной полярности нормализованной стали У10 в исследуемом интервале линейных скоростей обработки при постоянном токе дуги глубина упрочненной зоны составляет 0,25...1,50 мм.

2. Сложный характер зависимости фазового состава и микротвердости на поверхности и по глубине зоны плазменного влияния от параметров режима плазменной закалки без оплавления определяется полнотой растворения цементита в аустените и гомогенизацией

последнего, т. е. максимальной температурой нагрева и временем пребывания микрообъема при этой температуре.

3. Уменьшение скорости перемещения плазменной дуги вызывает увеличение степени растворения избыточного цементита и, как следствие, образование при охлаждении высокоуглеродистого двойникового мартенсита с повышенной микротвердостью.

4. В результате закалки после плазменного нагрева и охлаждения углеродистой стали У10 формируется диссипативная структура с высокой способностью к упрочнению рабочей поверхности, состоящая из мартенсита, обладающего высокой твердостью, и остаточного метастабильного аустенита (от 25 до 70 %) на глубине до 0,5 мм с содержанием углерода выше эвтектидного, играющего роль релаксирующих прослоек при эксплуатации.

5. Возможность регулирования глубины, фазового состава и твердости упрочненной зоны изменением скорости движения плазматрона позволяет на практике применять результаты работы при проведении плазменной закалки.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Коротков В.А.** Износостойкость металлов с плазменной закалкой // Трение и износ. 2011. № 3. С. 23—29.
2. **Коротков В.А.** Поверхностная плазменная закалка. Нижний Тагил, НТИ (филиал) УрФУ, 2012. 64 с.
3. **Балановский А.Е.** Плазменное поверхностное упрочнение металлов. Иркутск: Изд-во Иркутского технического университета, 2006. 180 с.
4. **Сафонов Е.Н.** Плазменная закалка деталей машин. Нижний Тагил, НТИ (филиал) УрФУ, 2014. 116 с.
5. **Филиппов М.А., Косицына И.И., Гервасьев М.А.** Упрочнение и защита поверхности металлов. Екатеринбург, УрО РАН, 2012. 234 с.



УДК 621.762:678.546

Н.М. Антонова (Каменский институт (филиал) Южно-Российского государственного университета (НПИ), г. Каменск-Шахтинский), **А.П. Бабичев** (Донской государственной технической университет, г. Ростов-на-Дону)
E-mail: vibrotech@mail.ru

Исследование антикоррозионных свойств органических полимерных покрытий с порошками алюминия и циркония

Исследована химическая стойкость защитных покрытий на основе полимера натрий-карбоксиметилцеллюлозы с порошком алюминия и добавками циркония. Определена поверхностная пористость покрытий. Установлена устойчивость покрытий к агрессивным средам — концентрированным кислотам, щелочам, органическим растворителям, полиэфирным средам.

Ключевые слова: натрий-карбоксиметилцеллюлоза, порошок Al, Zr, покрытие, пористость.

Chemical fastness of protecting coating was investigated, coatings were based on polymer of sodium-carboxymethylcellulose with Al powder and addition of Zr. Surface porosity of coatings was defined. Coating strength was established to corrosive environments—strong acids, alcalis, organic solvents, polyether environments.

Keywords: sodium-carboxymethylcellulose, Al powder, Zr, coating, porosity.

Введение

Долговечность и эксплуатационные характеристики металлических конструкций, работающих в агрессивных средах, можно повысить путем нанесения функциональных металлополимерных покрытий. Нанесение таких покрытий на защищаемые поверхности предполагает возможность замены цветных металлов относительно недорогими черными. Использование полимерных матриц растительного происхождения [1, 2] с различными дисперсными наполнителями позволяет получать экологически чистые материалы на основе воспроизводимого природного сырья. Ранее нами были исследованы механические свойства покрытий на основе биополимера натрий-карбоксиметилцеллюлозы (Na-КМЦ), предназначенных для защиты поверхности стальной тары, используемой при транспортировке агрессивных неводных сред [3, 4]. Было показано, что при наполнении полимерной матрицы металлическими порошками алюминия и циркония формируется покрытие с механической и адгезионной прочностью, удовлетворяющей эксплуатационным требованиям (14 и 16 МПа соответственно). Известно, что Na-КМЦ широко применяется в различных областях промышленности в качестве загустителя и пленкообразователя, однако возможность создания инертных к агрессивным средам композиционных материалов на основе Na-КМЦ с металли-

ческими порошками практически не исследована. Поэтому разработка таких функциональных материалов с заданным комплексом свойств представляет собой актуальную задачу. Настоящая работа является продолжением исследований.

Цель работы — исследование химической стойкости композиционных покрытий на основе полимерной матрицы Na-КМЦ с порошками алюминия и циркония к агрессивным неводным средам.

Материалы и методики исследований

Объектами исследований являлись очищенный порошок Na-КМЦ со степенью полимеризации СП = 400, пластификатор-глицерин, порошок алюминия марки АСД-1 с размерами частиц менее 40 мкм. Микродобавками, повышающими адгезионную прочность композиционных покрытий [3], служили частицы порошка циркония с размерами менее 5 мкм и формой, близкой к сферической.

Составы для изготовления покрытий получали смешиванием при температуре $(36 \pm 1)^\circ\text{C}$ гелеобразного водного раствора очищенного порошка Na-КМЦ с пластификатором-глицерином, частицами порошка алюминия и циркония. Рассев порошков производили на электростатическом анализаторе ЭЛСА-2. В качестве растворителя использовали дистиллированную воду. Покрытия формировали при температуре $(36 \pm 1)^\circ\text{C}$.

Соотношение компонентов в составе покрытий представлено в табл. 1.

Таблица 1

Соотношение компонентов в суспензии на основе водного раствора Na-КМЦ

Na-КМЦ, %	Соотношение водного раствора Na-КМЦ:глицерин:Al:Zr, г
2,3	100,00:0,90:2,20:0,05

Устойчивость покрытий к агрессивным средам в значительной степени обусловлена характером пористости покрытий. Особенности структуры покрытий, сформированных на стальных подложках, изучали с помощью электронного сканирующего микроскопа Quanta 200 (ЦКП ЮРГПУ (НПИ) им. М.И. Платова). Исследование морфологии поверхности, включая конфигурацию и количество поверхностных пор, выполнено электронно-зонными методами, обеспечивающими выявление пор диаметром более 100...150 нм, с помощью электронного микроскопа VEGA II LMU (ЦКП ЮФУ). Оценка линейных размеров и площади, приходящейся на поры, выполнена путем анализа изображений повышенной четкости (путем длительного сканирования) с использованием специализированного программного обеспечения Morphology (фирмы Tescan). Поверхность образца напыляли углеродом.

Химическую стойкость покрытий к жидким агрессивным средам определяли стандартным методом [5] — погружением стальных стержней диаметром 10 мм, длиной 72 мм с нанесенными покрытиями в агрессивные среды. Продолжительность испытаний составила 3 мес., температура испытаний — 20 ± 2 °С.

Термическую стойкость покрытий выявляли методом дифференциальной сканирующей калориметрии с помощью калориметра DSC-1 фирмы METTLER TOLEDO (Швейцария) на оборудовании ОАО "Каменскволокно". Изучение образцов проводили в интервале температур 30,00...500,00 °С при скорости нагревания образца $20^\circ \text{C} \cdot \text{мин}^{-1}$ и расходе воздуха $50 \text{ мл} \cdot \text{мин}^{-1}$ в алюминиевом стандартном тигле. Обработку результатов измерений осуществляли с помощью пакета программ, поставленного вместе с приборами.

Результаты исследований и их обсуждение

Изображение торца полимерной пленки Na-КМЦ без наполнителей в качестве примера приведено на рис. 1, а. От пленки с металлическими наполнителями полимерная пленка отличается наличием трещин, дефектов, хрупкостью и низкой адгезионной прочностью. Поэтому детально исследовались свойства композиционного покрытия

с наполнителем — порошком Al и микродобавками Zr. РЭМ-изображения торца и поверхности такого покрытия представлены на рис. 1, б, в. Частицы Al сравнительно однородно и плотно упакованы по толщине в полимерной матрице. Частицы Zr, как показано в работе [3], локализованы вследствие большей скорости седиментации в приграничном слое, контактирующем со стальной поверхностью. Исследовалась пористость поверхности покрытия, контактирующая с агрессивной средой. Микрофотографии поверхности покрытия и ее фрагмента показаны на рис. 1, б, в (стрелкой показана типичная пора). Общая поверхностная пористость относительно низкая — 0,8 %. Гистограмма распределения пор по размерам (*d*, мкм) приведена на рис. 2. Преобладают поры размерами до 0,15 мкм — их количество *P* достигает 64 %. Толщина покрытия составляет 60...80 мкм, сквозные поры отсутствуют.

Характеристики пористости покрытия Na-КМЦ + глицерин + Al + Zr (расчет по методике [6])

Площадь сканирования, мкм ²	188,3
Число пор, шт.....	5152
Общая пористость, %.....	0,8
Условный среднеарифметический диаметр пор, мкм	0,27
Минимальный диаметр пор, мкм.....	0,10
Максимальный диаметр пор, мкм.....	4,70

Число пор с размерами 1,00...4,70 мкм невелико, на их долю приходится 2 % от общего числа пор. Таким образом, поверхностная пористость полученного покрытия невысока, что предполагает хорошие барьерные свойства покрытия.

Исследовали химическую стойкость покрытий к жидким агрессивным средам: органическим растворителям, маслам, полиэфирным средам, кислотам, щелочам. Визуально оценивали внешний вид покрытий. Выявлено, что покрытия обладают хорошей устойчивостью к растворителям — толуолу, этилацетату, стиролу, ацетону, этиловому спирту; маслам (подсолнечному); лакам (полиэфирному ПЭ-246). Устойчивость к кислотам (H₂SO₄) и щелочам (NaOH) возрастает по мере увеличения их концентрации, покрытие сохраняет целостность и эластичность при концентрации серной кислоты 25 % и щелочи 40 %.

Покрытие с наполнителем — порошком Al и микродобавками Zr разрабатывалось для конкретной цели — защиты стальной поверхности тары, используемой при хранении и перевозке полиэфирной продукции (полиэфирного лака ПЭ-246) на предприятии химической отрасли — ФКП "Комбинат

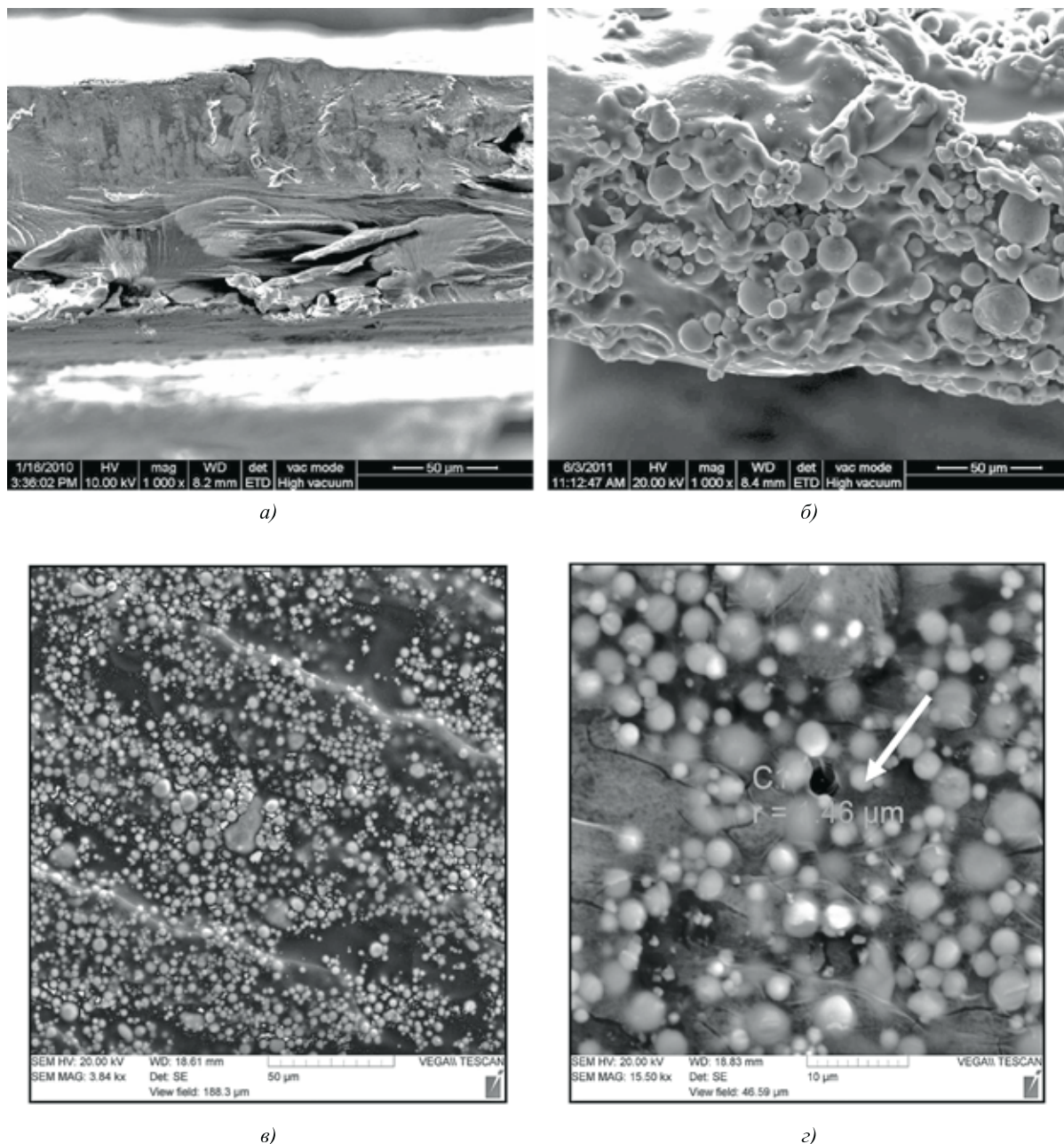


Рис. 1. Покрытия составов Na-KMЦ (*а* – торец) и Na-KMЦ + глицерин + Al + Zr (*б* – торец; *в* – поверхность; *г* – изображение типичной поры на поверхности)

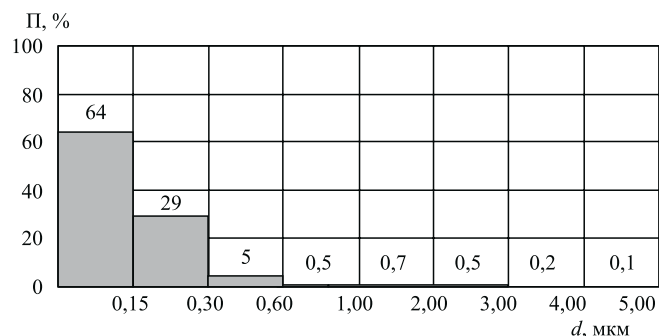


Рис. 2. Гистограмма распределения пор по размерам в покрытии Na-KMЦ + глицерин + Al + Zr

"Каменский". Поглощение поверхностью покрытий влаги, углекислого газа, кислорода из воздуха в этом случае решающей роли не играет. Транспортируемая среда, в свою очередь, должна сохранять свой химический состав в рамках требований технической документации. Следовательно, наряду с хорошими буферными свойствами покрытие должно отличаться низкой экстрагируемостью низкомолекулярных веществ, входящих в состав пленки-покрытия (металлических порошков, пластификатора-глицерина), в контактную агрессивную среду. Потеря этих веществ может существенно ухудшить свойства за-

Таблица 2

Характеристики испытаний лака ПЭ-246 при хранении в таре с покрытием

Показатель	ТУ 2311-057-07507908—2003	Результаты испытаний лака ПЭ-246		
		Исходная продукция	В таре с нанесенным покрытием по истечении периода	
			3 мес.	1 год
Внешний вид полуфабриката	Однородная, прозрачная жидкость, от бесцветной до желтого цвета, без посторонних примесей	Удовлетворительный	Удовлетворительный	Удовлетворительный
Условная вязкость при температуре $(20,0 \pm 0,5) \text{ }^\circ\text{C}$	35,0...42,0	37,7	39,7	43,0
Массовая доля нелетучих веществ в полуфабрикатном лаке, %	55,0...59,0	56,7	58,3	59,0
Время высыхания, ч, пленки до степени 3 при температуре $(20,0 \pm 0,5) \text{ }^\circ\text{C}$, не более	3	2	2	2
Твердость пленки лака по маятниковому прибору, не менее	0,34	0,37	0,35	0,35
Жизнеспособность, не менее: 3-компонентного лака 4-компонентного лака	8 ч 8...30 мин	9 ч 30 мин 15 мин	9 ч 50 мин 18 мин	9 ч 7 мин 20 мин
Способность покрытия лака шлифоваться и полироваться	Покрытие должно хорошо шлифоваться и полироваться	Удовлетворительная	Удовлетворительная	Удовлетворительная

щитного покрытия, а попадание в продукт, хранящийся в таре с покрытием, изменить его физические и химические показатели, требуемые техническими условиями на хранимую продукцию. Поэтому исследовали экстрагируемость компонентов из защитных покрытий в агрессивную контактную среду — полиэфирную продукцию. В соответствии с требованиями ТУ 2311-057-07507908—2003 на полиэфирную продукцию ее показатели должны оставаться в рамках

требований ТУ в течение трех месяцев. Покрытие наносили на стальную тару емкостью 3 л, затем, по истечении 3 мес., проверяли показатели хранимой полиэфирной продукции (лака ПЭ-246). Показатели сравнивали с исходными показателями полиэфирной продукции и требованиями ТУ на полиэфирную продукцию. Результаты испытаний приведены в табл. 2. Видно, что показатели лака ПЭ-246 в течение 3 мес. изменяются незначительно, оставаясь

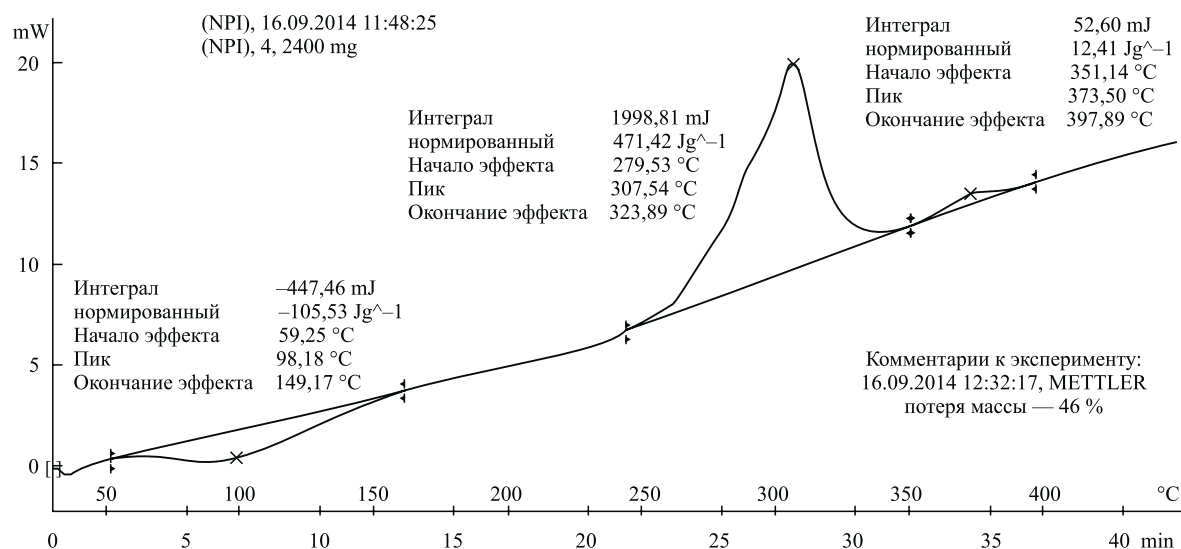


Рис. 3. ДСК-кривая покрытия Na-КМЦ + глицерин + Al + Zr

в пределах требований нормативной документации. Дополнительно устанавливали возможность более длительного хранения лака — в течение 1 г. По истечении года характеристики продукта по-прежнему удовлетворяют требованиям ТУ 2311-057-07507908—2003. Таким образом, экстрагируемость компонентов из защитных покрытий в агрессивную контактную среду — полиэфирную продукцию — незначительна. Использование предлагаемого покрытия не ухудшает показатели продукции и в течение больших сроков хранения, позволяя продлить их с 3 мес. до 1 г.

Результаты термического анализа покрытия, полученные методом ДСК, представлены на рис. 3. Потере воды при нагреве в исследуемом образце соответствует эндотермический пик, а деструкции органического полимера — экзотермические пики термограмм. В зоне эндотермической аномалии масса образцов уменьшалась, что связано с удалением адсорбционной воды [7]. Экзотермические пики характеризуют деструкцию органических компонентов покрытия. Температурные максимумы свидетельствуют о разложении двух фракций в покрытии. На первой стадии согласно приводимым в литературе данным происходит термическая деструкция целлюлозных компонентов. Вторая стадия соответствует максимальной скорости деструкции лигнина [8]. Проведенные исследования показывают, что термодеструкция защитного покрытия с металлическими наполнителями происходит при температурах выше 280 °С, а удаление влаги из покрытий происходит при температурах $T > 40$ °С, т. е. за пределом диапазона положительных температур эксплуатации стальной тары, используемой для транспортировки полиэфирных сред.

Разработанное защитное покрытие внедрено на ФКП "Комбинат "Каменский" для защиты стальной тары, используемой при транспортировке и хранении полиэфирной продукции.

Выводы

Исследована химическая стойкость защитных композиционных покрытий на основе полимерной матрицы Na-КМЦ с порошками алюминия и циркония к агрессивным неводным средам.

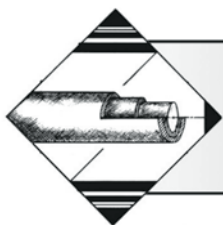
Установлено, что общая поверхностная пористость покрытия составляет 0,8 %. Превалируют поры размером до 0,15 мкм (64 % от общей пористости).

Выявлена устойчивость композиционного покрытия с порошками алюминия и циркония в химических реагентах. Покрытия устойчивы к растворителям — толуолу, этилацетату, ацетону, этиловому спирту, стиролу, маслам (подсолнечному) и полиэфирному лаку ПЭ-246, концентрированным кислотам (H_2SO_4) и и щелочам (NaOH).

Определено, что термодеструкция защитного покрытия с металлическими наполнителями происходит при температурах выше 280 °С.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Труфакина Л.М., Петренко Т.В.** Влияние температуры и наполнителя на свойства полимерных композиций на водной основе // Изв. Томск. политехн. ун-та. Т. 317. № 3. 2010. С. 131—134.
2. **Труфакина Л.М.** Свойства полимерных композитов на основе поливинилового спирта // Изв. Томск. политехн. ун-та. Т. 325. № 3. 2014. С. 92—97.
3. **Антонова Н.М.** Адгезионная прочность композиционных покрытий с порошком алюминия, дисперсно-упрочненных частицами Zr // Изв. вузов. Порошковая металлургия и функциональные покрытия. 2011. № 2. С. 52—58.
4. **Антонова Н.М.** Оценка адгезионной прочности защитных композиционных покрытий по работе адгезии к твердому телу исходной суспензии // Коррозия: материалы, защита. 2011. № 9. С. 36—42.
5. **Карякина М.И.** Испытание лакокрасочных материалов и покрытий. М.: Химия, 1988. 272 с.
6. **Методы исследований материалов: Структура, свойства и процессы нанесения неорганических покрытий / Л.И. Тушинский и др.** М.: Мир, 2004. 384 с.
7. **Термические** методы анализа / У. Уэндландт: пер. с англ.; под ред. В.А. Степанова и В.А. Берштейна. М.: Мир, 1978. С. 527.
8. **Термогравиметрический** анализ льноволокна / В.В. Титок, Л.М. Шостак, И.В. Лайковская и др. // Клеточные ядра и пластиды растений: Биохимия и биотехнология: Сб. материалов Межд. конф. Минск, 26—28 мая 2004 г. С. 267—271.



ОБРАБОТКА КОМБИНИРОВАННЫМИ МЕТОДАМИ

УДК 669.295:621.789

А.В. Комшина, А.С. Помельникова, В.С. Лясоцкая

(Московский государственный технический университет им. Н.Э. Баумана)

E-mail: fraulein@list.ru

Влияние режимов термической обработки и магнитно-импульсного воздействия на структуру и структурно-чувствительные характеристики сплава VT23

Рассмотрено изменение структуры и структурно-чувствительных характеристик сплава VT23 под воздействием различных режимов термической и магнитно-импульсной обработок. По результатам исследования выбрана комбинированная обработка, включающая оптимальный режим термической обработки и магнитно-импульсного воздействия.

Ключевые слова: титановый сплав VT23, термическая обработка, магнитно-импульсная обработка, микроструктура, фазовый состав, микротвердость.

The reality of structure and structure-sensitive properties of VT23 alloy induced by different heat treatment and magnetic-pulse treatment conditions is considered. According to research results the combined treatment which comprise optimal heat and magnetic-pulse treatment is taken.

Keywords: VT23 titanium alloy, heat treatment, magnetic-pulse treatment, microstructure, phase composition, microhardness.

Введение

Титановые сплавы широко используются в аэрокосмической, машиностроительной и других отраслях промышленности. Известно, что эксплуатационные свойства деталей из титановых сплавов существенно зависят от структуры, получаемой после термической обработки, в частности от температуры нагрева и скорости охлаждения. Немаловажное влияние оказывает и состояние поверхности.

Цель работы — изучение влияния режимов термической обработки и магнитно-импульсного воздействия на микроструктуру, тонкую структуру и структурно-чувствительные характеристики сплава VT23.

Методика проведения исследований

Исследования проводили на деформированном высокопрочном ($\alpha + \beta$)-сплаве VT23 (Ti—5,9 % Al—4,3 % V—1,9 % Mo—1,1 % Cr). Обработку и исследования выполняли на образцах различной формы: кубических образцах (сторона куба $a = 5$ мм, 10 мм), фольгах. Образцы изготовили из деформированной плиты.

Исследование сплава VT23 проводили на образцах, предварительно термически обработанных по следующим режимам: режим 1 — простой отжиг (800 °С, 2 ч, охлаждение на воздухе); режим 2 — ступенчатый отжиг (960 °С, 0,3 ч; 870 °С, 0,5 ч; 750 °С, 2 ч, охлаждение на воздухе), режим 3 — ступенчатая закалка (960 °С, 0,3 ч; 870 °С, 0,5 ч; 600 °С, 2 ч, охлаждение на воздухе); режим 4 — закалка (890 °С, 1 ч, охлаждение на воздухе) и старение (500 °С, 10 ч). Термическую обработку выполняли в лабораторных муфельных печах.

Перед назначением температуры термической обработки и для внутренней калибровки определяли температуру полиморфного превращения A_{c3} [1].

Обработку сплавов в магнитном поле проводили при атмосферном давлении и температуре 20 °С на лабораторной магнитно-импульсной установке (МИУ) с возможностью микропроцессорного управления параметрами воздействия [2]. Система управления МИУ позволяет регулировать следующие параметры обработки: число импульсов, длительность импульса, скважность импульса, напряженность магнитного поля.

Режимы магнитно-импульсной обработки (МИО) образцов сплава VT23 приведены в таблице.

Режимы магнитно-импульсной обработки сплава ВТ23

Номер режима	Напряженность магнитного поля H , кА/м	Число импульсов n за цикл обработки
1	30...40	5...30
2	50...60	5...30
3	70...80	5...30

Длительность и скважность импульса оставались постоянными. После МИО образцы выдерживали не менее 7 сут для исключения склонных к релаксации эффектов.

Исследование влияния режимов МИО на микротвердость поверхности проводили на полированных образцах после термической обработки по режимам 1...4. Нагрузка на индентор составляла 50 Н. На каждом образце проводили до 30 измерений. Для исследования использовали микротвердомер Durascan 10/20 фирмы Struers.

Для выявления влияния МИО на микроструктуру поверхности сплавов после комплексной (термической и магнитно-импульсной) обработки образцов проводили металлографические исследования на оптическом микроскопе Olympus с увеличением до 1000 крат.

На рентгеновском дифрактометре ДРОН-3 проводили рентгеноструктурные исследования в медном K_{α} -излучении по схеме отражения. Дифрактограммы снимали с электрополированной поверхности исходных (термически обработанных) образцов и образцов после МИО. Фазовый анализ проводили путем сравнения полученных на дифрактограмме систем дифракционных максимумов и рассчитанных для них межплоскостных расстояний с табличными значениями d/n [3].

В рамках изучения влияния МИО на структуру сплава ВТ23 проводили исследование тонкой структуры с использованием просвечивающего электронного микроскопа (ПЭМ) JEM-200СХ (Jeol, Япония) с пространственным разрешением от 0,15 нм. Получали как светлопольное, так и темнопольное изображение.

Образцы для исследования — фольги — подготавливали электрополировкой в электролите состава: 75 мл HF, 200 мл H_2SO_4 , 60 мл глицерина.

Результаты исследований и их обсуждение

Проведено исследование влияния магнитно-импульсной обработки на предварительно термически обработанные по различным режимам образцы сплава ВТ23. Простой отжиг (режим 1) и закалка со старением (режим 4) предназначены для обработки деформированных полуфабрикатов и являются стандартными. Режим 1 предусматривает повышение пластичности, а режим 4 — повышение прочности сплава.

Ступенчатый отжиг (режим 2) и ступенчатая закалка (режим 3) предназначены для сварных соединений, имеющих разнотермическую структуру (сварной шов, зона термического влияния, основной металл). Целью перегрева до температуры β -области (960 °С) является уменьшение разнотермичности и некоторое выравнивание структуры и механических свойств в различных зонах соединений. Нижняя ступень в режимах 2 и 3 определяет уровни прочности и пластичности сварных соединений. Так, после термической обработки по режиму 2 (ступенчатый отжиг, последняя ступень 750 °С) наблюдается повышенная пластичность, а после термической обработки по режиму 3 (ступенчатая закалка, последняя ступень 600 °С) — повышенная прочность.

В качестве структурно-чувствительной характеристики в работе использовалась микротвердость, изменение значений которой позволяет зафиксировать различия даже в тонкой структуре. Для оценки влияния напряженности магнитного поля (МП) на микротвердость предварительно термически обработанные по одному режиму образцы подвергали МИО по режимам, приведенным в таблице.

На рис. 1 показано изменение средних значений микротвердости в зависимости от режима МИО. Видно, что изменение микротвердости носит схожий характер для всех трех режимов МИО [4, 5] — после МИО микротвердость возрастает. Однако ее наибольшее увеличение фиксируется при режиме 2. На основании полученных результатов в качестве рабочей была выбрана напряженность магнитного поля 50...60 кА/м (режим 2), обеспечивающая наибольший прирост микротвердости.

На основании результатов исследования микротвердости проводили экспресс-анализ эффективности различных режимов термической обработки при условии

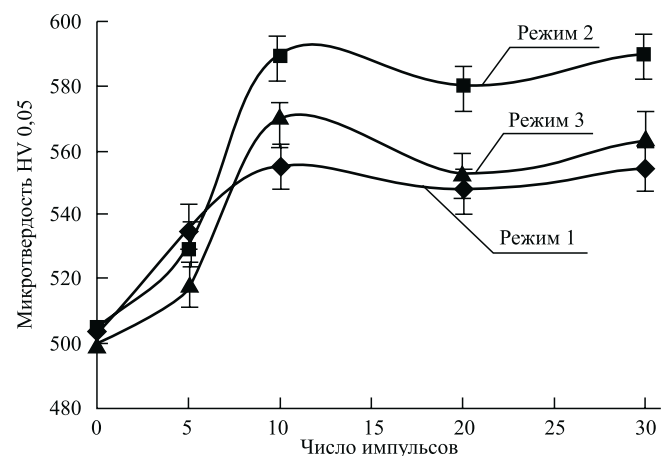


Рис. 1. Изменение микротвердости образцов сплава ВТ23 в зависимости от режима МИО (напряженности магнитного поля и числа импульсов)

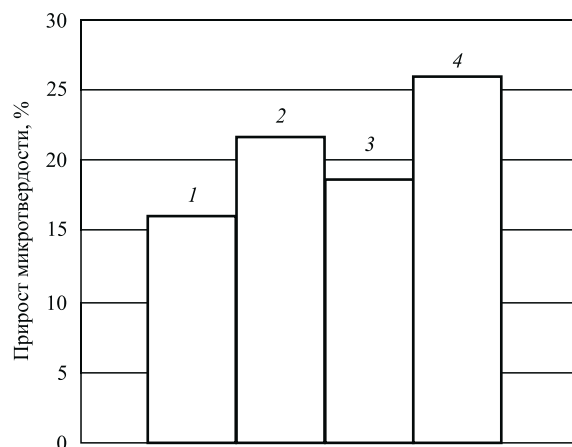


Рис. 2. Прирост микротвердости образцов после МИО ($H = 50...60$ кА/м) в зависимости от режима предварительной термической обработки:

1 — отжиг; 2 — ступенчатый отжиг; 3 — ступенчатая закалка; 4 — закалка и старение

дальнейшей МИО. На рис. 2 показаны гистограммы, отражающие прирост среднего значения микротвердости после МИО в зависимости от режима предварительной термической обработки. Видно, что увеличение микротвердости происходит на образцах после всех режимов предварительной термической обработки [6], но наибольший прирост микротвердости наблюдается для режима 4. Структура, полученная после предварительной термической обработки по режиму 4, оказалась наиболее чувствительна к МИО. Однако на основании полученного увеличения микротвердости после всех режимов предварительной термической обработки и МИО можно сделать вывод, что независимо от исходной структуры свойства сплава после МИО изменяются.

На рис. 3 приведены фотографии микроструктуры образцов сплава ВТ23 после режимов 1—4 термической обработки и после МИО.

После термической обработки по режимам 1 и 4 сплав имеет двухфазную ($\alpha + \beta$)-структуру, однако после закалки со старением структура наиболее дисперсная за счет α -фазы, выделившейся в β -прослойках во время выдержки при 500°C , что обуславливает повышение прочности после термической обработки по режиму 4.

После термической обработки по режимам 2 и 3 сплав имеет двухфазную структуру с различной дисперсностью α -фазы: более дисперсной α -фазой после режима 3 (ступенчатой закалки) и менее дисперсной после режима 2 (ступенчатого отжига). Частично сохранились границы бывших β -зерен [7].

Структура после режима 1 термической обработки (простого отжига): смесь фаз α и β внутри первичного β -зерна, α -фаза в виде глобулей и пластин с прослойкой β -фазы.

После МИО существенных изменений не обнаружено, однако наблюдаются дробление α -пластин вдоль границы первичного β -зерна и глобуляризация α -фазы.

Структура после термической обработки по режиму 2 (ступенчатого отжига): 960°C — β -фаза, при охлаждении происходят ее частичное превращение $\beta \rightarrow \alpha$, рекристаллизация или полигонизация фаз; 870°C — выделение пластин α -фазы; 750°C — дальнейшее $\beta \rightarrow \alpha$ -превращение, β -фаза обогащается β -стабилизаторами за счет выделения α -фазы и формируется более стабильная ($\alpha + \beta$)-структура внутри первичного β -зерна, идет формирование α -пластин в ($\alpha + \beta$)-структуре.

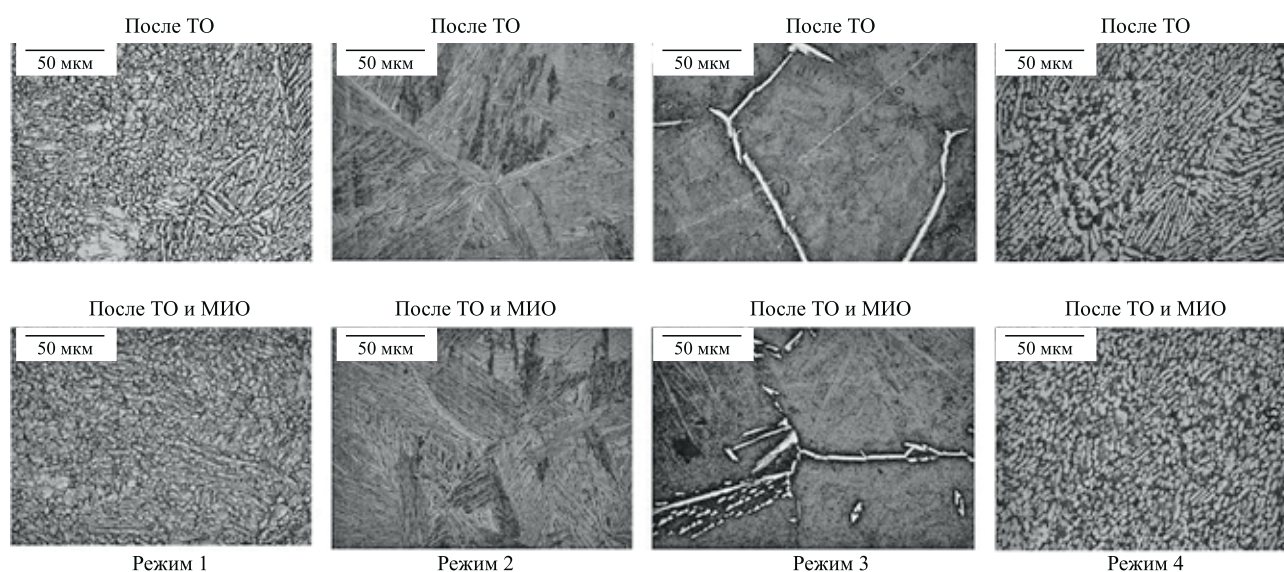


Рис. 3. Фотографии микроструктуры поверхности образцов сплава ВТ23 после термической (ТО) и магнитно-импульсной обработки ($\times 500$) для разных режимов ТО

После МИО: формирование колоний пластин ($\alpha + \beta$) разной направленности, увеличение количества колоний α -фазы, которые разориентированы, что объясняет повышение пластичности и ударной вязкости.

Структура после режима 3 термической обработки (ступенчатой закалки): $960\text{ }^\circ\text{C} - \beta \rightarrow \alpha$ -превращение при охлаждении; $870\text{ }^\circ\text{C} -$ выделение пластин α -фазы вдоль границ первичного β -зерна; $600\text{ }^\circ\text{C} - \beta$ -фаза обогащается β -стабилизаторами за счет выделения α -фазы и формируется более стабильная ($\alpha + \beta$)-структура. α -пластины более дисперсные по сравнению с теми, которые формируются при ступенчатом отжиге, на границах первичного β -зерна выделяется α -фаза. Структура представлена фазами ($\alpha + \beta$) с мелкодисперсной пластинчатой α -фазой, расположенной в прослойках β -фазы.

Структура после МИО: границы бывшего β -зерна, окаймленные пластинами α -фазы; дробление α -пластин и их глобуляризация.

Структура после режима 4 термической обработки (закалки и старения): $890\text{ }^\circ\text{C} -$ выделение α -фазы; $500\text{ }^\circ\text{C} -$ распад при старении $\beta_m \rightarrow (\alpha + \beta)$.

После МИО: α -фаза в виде мелких пластин и глобулей.

Анализ микроструктуры до и после МИО показал, что наблюдается некоторое различие: обнаружены глобуляризация α -фазы, дробление α -пластин, разориентированность колоний α -пластин.

При магнитно-импульсном воздействии возможны изменения тонкой структуры сплава, которые можно зафиксировать с помощью таких методов, как ядерная гамма-резонансная спектроскопия или просвечивающая электронная микроскопия. Исследования микроструктуры продолжили, применив метод просвечивающей электронной микроскопии. Исследовали образцы (фольги) после термической обработки, затем после МИО (рис. 4). Термическую обработку проводили по режиму 3 (ступенчатая закалка).

На фотографии микроструктуры образца сплава ВТ23, приведенной на рис. 4, в темном поле четко вид-

ны различия в дисперсности α -фазы, расположенной по границе зерна. У образца после термической обработки α -фаза, расположенная по границе зерна, не разделена на фрагменты, а напротив, имеет сплошной характер распределения. После МИО структура на границе зерна представлена измельченной глобуляризированной α -фазой. Размер некоторых частиц не достигает $0,1\text{ мкм}$.

В результате магнитно-импульсной обработки на границах исходных β -зерен образовавшаяся в процессе термической обработки α -фаза изменяет геометрию и дисперсность, что свидетельствует о влиянии МИО на структуру материала. Проведенные исследования свидетельствуют о переориентации частиц α -фазы, ее дроблении и глобуляризации.

На рис. 5, 6 приведены рентгенограммы исследованных образцов после термической обработки по режиму: нагрев до $960\text{ }^\circ\text{C}$, 1 ч, охлаждение в воде, а также после ТО по приведенному режиму и МИО по режиму $H = 50...60\text{ кА/м}$, 30 импульсов. Наблюдается перераспределение интенсивностей рентгеновских линий: для линии, соответствующей ориентации (100), относительная интенсивность изменилась с 14 до 76 %; для (002) — с 13 до 42 %; для (101) — с 65 до 100 %; для (110) — с 12 до 25 %; для (103) — с 52 до 24 %; для (200) — с 6 до 24 %; для (201) — с 8 до 41 %; для (004) — с 7 до 16 %.

Проведенные исследования показали, что в результате МИО изменяется интенсивность линий, соответствующих определенным кристаллографическим ориентациям α -фазы титана.

Выводы

На основании проведенных исследований влияния режимов термической обработки на изменение свойств после МИО выбран режим ТО, рекомендованный для проведения предварительной термической обработки деформированного сплава ВТ23 в целях эффективного воздействия МИО: закалка ($890\text{ }^\circ\text{C}$, 1 ч, охлаждение на воздухе) и старение ($500\text{ }^\circ\text{C}$, 10 ч).

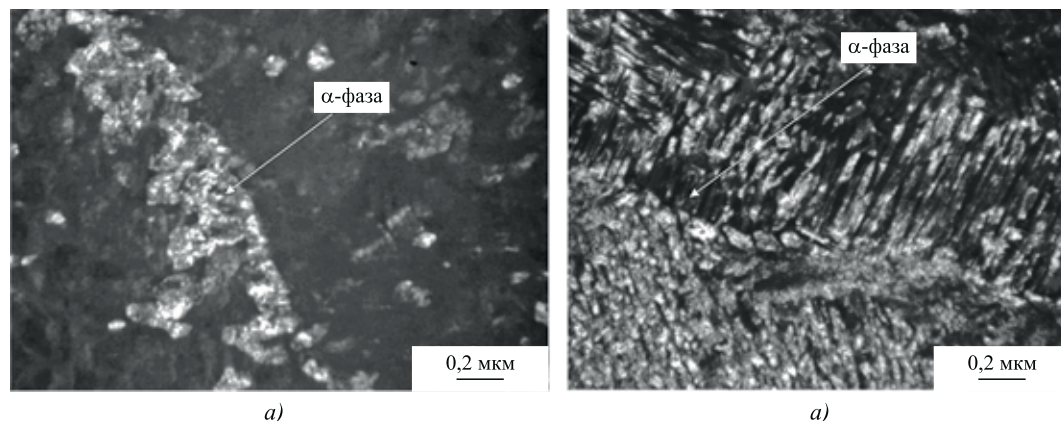


Рис. 4. Электронно-микроскопические фотографии границы зерна образца сплава ВТ23 в исходном состоянии (а) и после МИО (б)

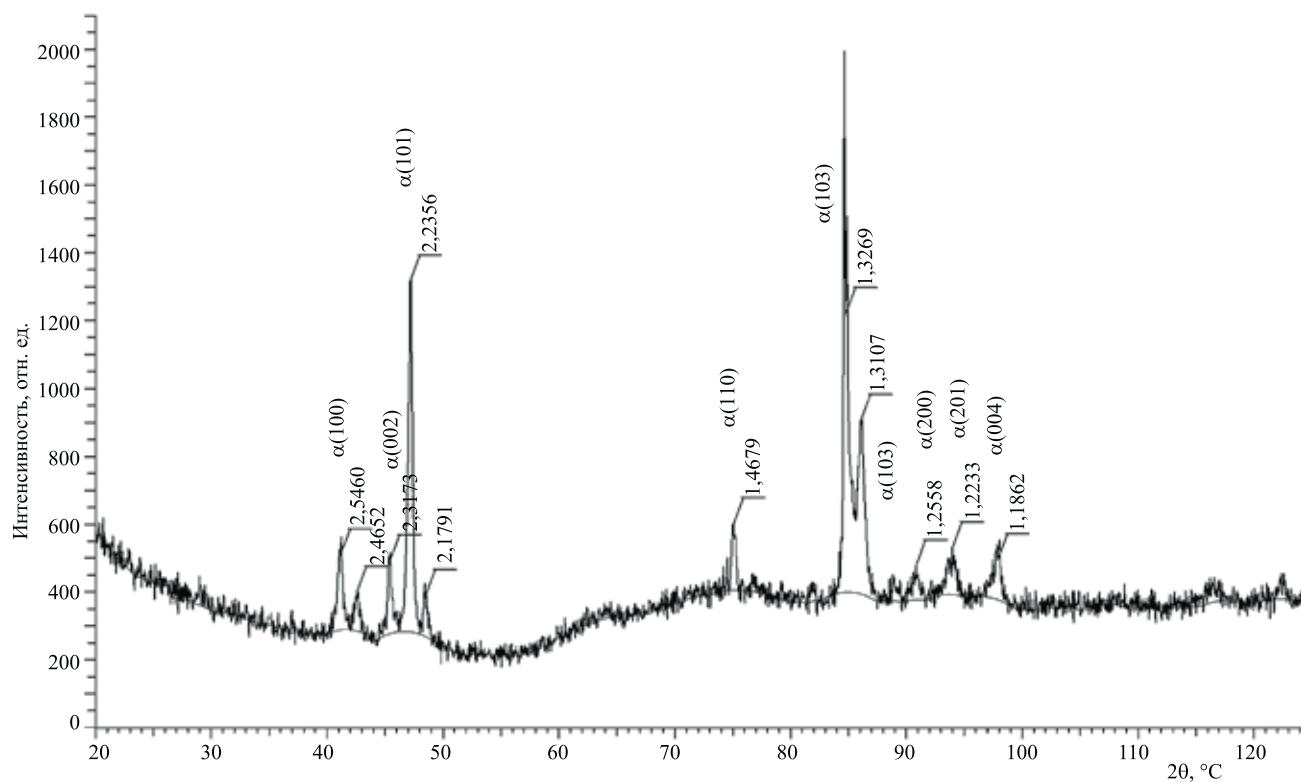


Рис. 5. Рентгенограмма образца сплава VT23 после термической обработки (закалка 960 °С, охлаждение в воде)

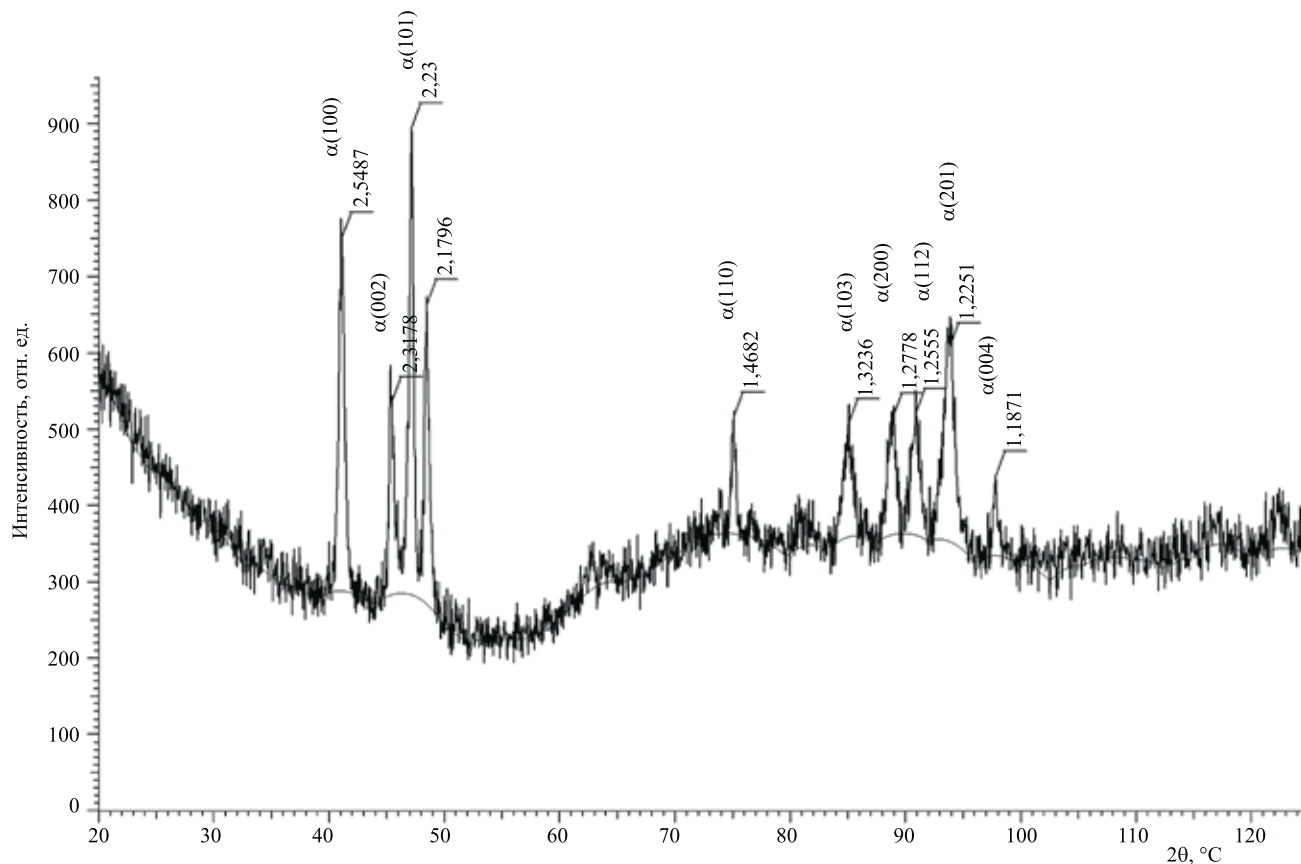


Рис. 6. Рентгенограмма образца сплава VT23 после термической обработки (закалка 960 °С, охлаждение в воде) и магнитно-импульсной обработки ($H = 50...60$ кА/м, 30 импульсов)

Показано, что комбинированная обработка (сочетание термической обработки и магнитно-импульсного воздействия) приводит к изменению тонкой структуры сплава и повышению микротвердости. Установлено, что под действием МИО α -фаза, имеющая после термической обработки сплошной характер распределения, становится фрагментированной, глобуляризированной и более дисперсной, с размером частиц менее 0,1 мкм, что коррелирует с изменением интенсивности рентгеновских линий, соответствующих определенным кристаллографическим ориентациям, и объясняет повышение микротвердости.

Выбран оптимальный режим комбинированной обработки, позволяющий достичь максимального прироста микротвердости: закалка (890 °С, 1 ч, охлаждение на воздухе) и старение (500 °С, 10 ч) + МИО при напряженности магнитного поля 50...60 кА/м.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Помельникова А.С., Кузьмина А.В. Исследование структуры и свойств образцов из титанового сплава ВТ23 // Технология металлов. 2010. № 8. С. 12—15.
2. Влияние магнитно-импульсной обработки на поверх-

ностную пористость сплава сендаст и титанового сплава ВТ23 / А.В. Комшина, А.С. Помельникова и др. // Технология металлов. 2013. № 1. С. 22—29.

3. Горелик С.С., Расторгуев Л.Н., Скаков Ю.А. Рентгенографический и электронно-оптический анализ. Изд. 3-е, доп. и переработ. М., МИСиС, 1994. 328 с.

4. Марковец М.П. Определение механических свойств металлов по твердости. М.: Машиностроение, 1979. 191 с.

5. Помельникова А.С., Кузьмина А.В., Шипко М.Н. Исследование влияния магнитных импульсных полей на свойства сплава ВТ23 // Сб. матер. 50-го Международного симпозиума "Актуальные проблемы прочности". Ч. 2. Беларусь, Витебск, УО "ВГТУ". 2010. С. 72—74.

6. Комшина А.В., Помельникова А.С., Шипко М.Н. Влияние импульсных магнитных полей на свойства титанового сплава // Матер. XVIII Международного симпозиума "Динамические и технологические проблемы механики конструкций и сплошных сред" им. А.Г. Горшкова. Т. 1. М., МАИ, 2012. С. 106—109.

7. Лясоцкая В.С., Князева С.И. Формирование структуры ($\alpha + \beta$)-титановых сплавов при различных скоростях нагрева и охлаждения // Сб. матер. Собрании металловедов России. Ч. 2. Пенза, 1998. С. 45—49.

УДК 621.787.6; 621.357.76

Ю.Р. Копылов

(Воронежский государственный технический университет)

E-mail: urkopulov@mail.ru

Электро-гальвано-механическое нанесение стальных покрытий с послойным упрочнением

Представлены результаты исследования влияния силового воздействия и скорости перемещения упрочняющего инструмента, плотности тока на толщину, шероховатость и прочность сцепления покрытия с основой, микротвердость и остаточные напряжения при электро-гальвано-механическом нанесении толстослойного стального покрытия с послойным упрочнением. Толщина покрытия до 1,9...2,1 мм, среднеарифметическая высота неровностей Rz 12...50 мкм, микротвердость 560...750 HV, прочность сцепления с основой 200...250 МПа. В покрытии формируются сжимающие остаточные напряжения 50...100 МПа. Покрытие имеет квазикристаллическую мелкозернистую упрочненную структуру.

Ключевые слова: электро-гальвано-механическое восстановление, поверхностное упрочнение механическим воздействием, контактная и усталостная прочность.

The article presents the results of a study of the effect of the force of the impact and the velocity of hardening of the instrument, the current density on the thickness, the community, the roughness and the adhesion strength of the coating to the substrate, the microhardness and the remaining voltage when the electro-galvano-mechanical coating thick coating steel with a layer-by-layer hardening. The coating thickness 1.9...2.1 mm, the medium arithmetic height of irregularities Rz of 12...50 μ m, and the microhardness 560...750 HV, the strength of adhesion with the base of 200...250 MPa in the coating are formed compressive residual on-voltage of 50...100 MPa. The coating has a fine-grained quasicrystalline strengthened structure.

Keywords: electro-galvanic and mechanical restoration, surface hardening by mechanical action, and contact fatigue strength.

Введение

Актуальность. При электро-гальваническом осаждении за счет модификации поверхностного слоя кар-

бидами вольфрама, молибдена и другими твердыми компонентами удается повысить контактную прочность на износ. Усталостная прочность при этом снижается из-за образования дефектов поверхностного

слоя: межкристаллитной коррозии, окислов и других неметаллических включений; наводороживания поверхностного слоя; повышенной пористости. Для обеспечения требуемых ресурса и прочности необходимо предотвращать образование дефектов, упрочнять поверхностный слой покрытия.

Особенно актуальна проблема обеспечения усталостной прочности покрытий для крупногабаритных дорогостоящих деталей типа коленчатых валов. Об этом свидетельствует практика обеспечения восстановленными запасными частями мощных судовых и тепловозных дизелей международной компанией Diesel Marine International. Стоимость коленчатого вала с кривошипно-шатунным механизмом и цилиндрической группой достигает 30...36 % от стоимости мощного дизеля. Общие затраты на восстановление не превышают 40...60 % стоимости новых деталей. Таким образом, восстановление изношенных крупногабаритных деталей является актуальной проблемой машиностроения.

Постановка задачи. При капитальном ремонте 50...60 % изношенных коленчатых валов длиной 4500 мм при диаметре шеек 190...240 мм имеют износ шеек 0,5...0,7 мм и радиальное биение шеек до 0,4 мм; 15...20 % — имеют износ 1,5...1,7 мм; остальные валы имеют неустраняемый износ и дефекты. Толщина азотированного слоя при этом составляет 0,45...0,7 мм. С учетом припуска на шлифование 0,3...0,4 мм толщина наносимого металла должна составлять 1,2...1,5 мм на сторону при отсутствии теплового воздействия и коробления. При тепловом короблении, приходится наносить металл большей толщины — до 2,0...3,5 мм, что снижает прочность сцепления и усталостную прочность вала. Крупногабаритные детали типа валов имеют малую изгибную жесткость. Тепловое воздействие, которое возникает при различных процессах наплавки, детонационном напылении, вызывает коробление детали. Поэтому восстановление таких деталей с тепловым воздействием недопустимо. При гальваническом осаждении усталостная прочность снижается. Поэтому помимо проблемы нанесения покрытия большой толщины возникает проблема сохранения остаточной усталостной прочности или ее повышения.

Современные технологии восстановления крупногабаритных коленчатых валов должны обеспечивать толщину покрытия 1,2...1,5 мм на сторону, прочность сцепления покрытия с основным материалом не менее 150...250 МПа, при этом не использовать тепловое воздействие и сохранить остаточный ресурс и усталостную прочность детали.

Цель работы — поиск материала упрочняющего инструмента и определение оптимального силового воздействия послойного упрочнения, так как значитель-

ное силовое воздействие нарушает процесс зарождения и роста центров кристаллизации, а малое силовое воздействие не удаляет с поверхности оксиды и водород, не обеспечивает упрочнение.

Проведение исследований

Описание технологической системы. Технологическая система состоит из верхней 1 и нижней 2 частей разъемного контейнера, двух анодов: 3 и 4, проточного электролита 5, образца 6 шейки коленчатого вала, упрочняющего инструмента 7, приводов перемещения детали и упрочняющего инструмента, насосной системы, источника постоянного и переменного тока [1].

Особенность электро-гальвано-механического нанесения толстослойных стальных покрытий с послойным упрочнением состоит в том, что в процессе осаждения образовавшиеся слои металла за счет механического воздействия очищаются от неметаллических включений и послойно упрочняются.

Методика экспериментов. Электро-гальвано-механическое нанесение стального покрытия осуществляли в электролите на основе хлористого железа [2]. Образец из стали 30 диаметром 100 мм, длиной 100 мм после чистового точения зачищали на войлочном полировальном круге до $Ra = 1,25$ мкм.

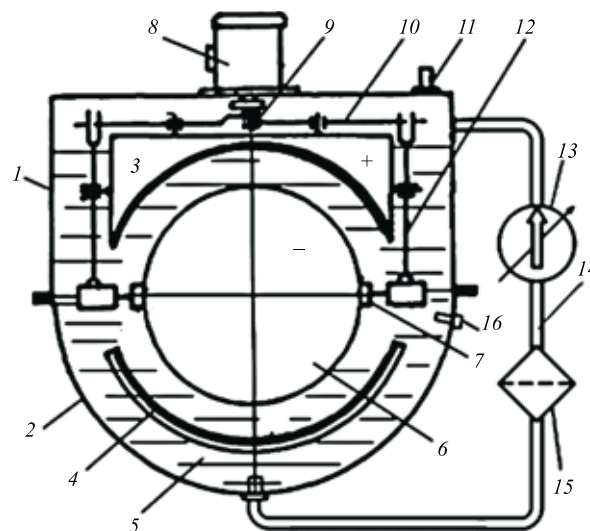


Схема экспериментальной технологической системы для электро-гальвано-механического нанесения толстослойных стальных покрытий с послойным упрочнением:

1, 2 — верхняя и нижняя части разъемного контейнера проточного типа; 3, 4 — верхний и нижний аноды; 5 — проточный электролит; 6 — деталь (катод); 7 — упрочняющий инструмент; 8 — электропривод; 9 — эксцентрик; 10 — качалка; 11 — патрубок отсоса газов; 12 — рычаг; 13 — насос; 14 — трубопровод; 15 — фильтр и радиатор охлаждения электролита; 16 — термометр

Обезжиривание поверхности образца проводили протиркой детали органическим растворителем типа "646" и венской известью с последующей промывкой в горячей и холодной воде. Травление образца велось в электролите хлористого железа [2] при анодной плотности тока $I_a = 3000 \text{ А/м}^2$ в течение 3 мин, до получения ровного матового черно-серого цвета. Декапирование образца выполняли в 30%-ном растворе серной кислоты при $I_a = 7000 \text{ А/м}^2$ в течение 25 с, до получения ровного матового серебристо-серого цвета. После декапирования образец погружали в горячую воду для промывки, затем закрепляли на установке. Образец устанавливали в контейнер, который заполняли электролитом из хлористого железа. Для разрушения оксидной пленки после декапирования и активации поверхности образца на 40...50 с подключали переменный ток плотностью до 1000 А/м^2 .

Электро-гальваническое осаждение начинали с минимальной катодной плотности постоянного тока $I_k = 500 \text{ А/м}^2$ при напряжении 12 В, сохранявшейся в течение 5 мин. После этого плотность тока в течение 10...15 мин равномерно повышали до рабочих значений при постоянном напряжении 12 В. Далее осаждение выполняли с оптимальным механическим воздействием упрочняющего инструмента: образцу сообщали вращение, а инструменту — возвратно-поступательное перемещение вдоль поверхности образца с послойным упрочнением. При значительных силовых воздействиях нарушался процесс зарождения и роста центров кристаллизации, снижались качество и производительность процесса. При малых силовых воздействиях с поверхности не удалялись оксиды, водород и другие примеси, которые замедляют процесс осаждения и снижают прочность [3]. Температура, концентрация, кислотность электролита и плотность тока в процессе осаждения поддерживали постоянными. После осаждения образец демонтировали, промывали в горячей воде, затем в 10%-ном содовом растворе и снова в горячей и холодной воде, сушили сжатым воздухом и передавали для исследований. Отношение площади анодов к площади катода $S_a/S_k = 2$. Расстояние от анода до катода-образца составляло 60...70 мм. Температура электролита 40...55 °С. Прочность сцепления определяли по методу Олларда—Мелкова. Микротвердость HV восстановленного слоя измеряли твердомером МЕТ-УД. Остаточные напряжения первого рода определяли по методу Давиденкова.

Рабочий режим электро-гальвано-механического осаждения: окружная скорость вращения образца $V_o = 0,5...0,8 \text{ м/с}$; частота перемещения инструмента $n_i = 0,3...1,0 \text{ с}^{-1}$; давление инструмента $P_i = 1...5 \text{ МПа}$; катодная плотность тока $I_k = 1000...3500 \text{ А/м}^2$.

Результаты исследований

Толщина осажденного слоя стали $h_{\max} = 2,1 \text{ мм}$ достигнута за 480 мин при $I_k = 2500 \text{ А/м}^2$; $V_o = 0,6 \text{ м/с}$; $n_i = 0,6 \text{ с}^{-1}$; $P_i = 2 \text{ МПа}$. Скорость осаждения в процессе осаждения не снижается и составляет $0,28 \text{ мм/ч}$ [3].

Среднеарифметическая высота профиля неровностей осажденного слоя без дополнительной механической обработки $Rz = 12...25 \text{ мкм}$ достигается при $P_i = 1,2 \text{ МПа}$, $I_k = 1500 \text{ А/м}^2$, окружной скорости вращения образца $V_o = 0,6 \text{ м/с}$, $n_i = 0,4 \text{ с}^{-1}$. При этом осажденный слой имеет малую пористость и низкое содержание водорода.

Микротвердость осажденного слоя составляет $530...750 \text{ НВ}$ при твердости основного материала 230 НВ . Максимальная микротвердость достигается при следующем режиме: $P_i = 3,0 \text{ МПа}$; $I_k = 3500 \text{ А/м}^2$, $V_o = 0,6 \text{ м/с}$, $n_i = 0,4 \text{ с}^{-1}$. Твердость осажденного слоя возрастает с увеличением давления и частоты перемещений инструмента.

Прочность сцепления на отрыв осажденного слоя металла от образца $\sigma_{\text{сц}} = 200...250 \text{ МПа}$ получена при декапировании в 30%-ном растворе H_2SO_4 и обработке поверхности образца переменным током в контейнере с постепенными уменьшением положительной и увеличением отрицательной составляющей переменного катодного тока. В этом случае происходят окончательное удаление оксидных пленок и других нетокопроводящих веществ и образование ювенильной чистой поверхности металла, свободной от оксидов и других загрязнений без доступа воздуха. Постепенное уменьшение положительной и увеличение отрицательной составляющей переменного тока позволяет плавно перейти вначале к пульсирующему току, затем к постоянному катодному току и механическому воздействию с оптимальным давлением.

Остаточные напряжения первого рода в осажденном слое возрастают с увеличением катодной плотности тока. Это связано с увеличением дефектов микроструктуры железных осадков. При снижении плотности катодного тока растягивающие технологические остаточные напряжения первого рода уменьшаются и переходят в сжимающие остаточные напряжения. При увеличении давления инструмента на осажденный слой остаточные напряжения вначале снижаются, достигая минимума при давлении 3 МПа , затем вновь растут. При $P_i = 3,0 \text{ МПа}$; $I_k = 1500 \text{ А/м}^2$; $V_o = 0,6 \text{ м/с}$; $n_i = 0,4 \text{ с}^{-1}$ растягивающие напряжения переходят в сжимающие, $\sigma = 50 \text{ МПа}$.

Выводы

Активация восстанавливаемой поверхности переменным током в контейнере без доступа воздуха непо-

средственно перед началом осаждения позволяет достичь повышенной прочности сцепления восстановленного слоя с основой: $\sigma_{\text{сц}} = 200...250$ МПа.

В качестве упрочняющего инструмента наилучшие результаты показали нетокопроводящие минерало-керамические пластины типа СЦ-21.

Рекомендуется следующий режим для электро-гальвано-механического оставливания среднеуглеродистых сталей: катодная плотность тока $I_{\text{к}} = 2000...3000$ А/м²; давление инструмента на восстанавливаемую поверхность $P_{\text{и}} = 2,0...3,0$ МПа; частота возвратно-поступательных перемещений инструмента $n_{\text{и}} = 0,5...0,7$ с⁻¹; окружная скорость вращения детали $V_{\text{о}} = 0,2...0,3$ м/с; концентрация хлористого железа в электролите 350 кг/м³; кислотность электролита рН = 1,0.

Силовое воздействие упрочняющего инструмента на осажденные слои устраняет гидрооксиды железа и оксидные пленки, перемешивает электролит, ускоряет выделение пузырьков водорода, деформирует и сокращает поры, "выдавливает" из пор скопившийся молекулярный водород, формирует сжимающие остаточные напряжения. В результате снижается негативное воздействие вредных осадений и водородного охруп-

чивания, поверхностной слой приобретает квазикристаллическую мелкозернистую упрочненную структуру с пониженной шероховатостью.

Электро-гальвано-механическое осаждение стали реализуется без теплового воздействия; обеспечивает большую толщину покрытия и микротвердость, низкую шероховатость восстановленного слоя; содержит вредные примеси значительно ниже допустимого уровня, при этом используется экологически приемлемый электролит.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Пат. РФ № 2296821, МПК G 25 D 5/04 G 25 D 19/00. Способ гальвано-механического восстановления токопроводящих деталей и устройство для его осуществления / Копылов Ю.Р., Копылов Д.Ю. 2007. Бюл. № 10.
2. Мелков М.П., Швецов А.Н., Мелкова И.М. Восстановление автомобильных деталей твердым железом. М.: Транспорт, 1982. 198 с.
3. Копылов Ю.Р., Горожанкина О.В. Структура и свойства восстановленного слоя при гальвано-механическом оставливании // Известия ЮЗГУ. 2013. № 3 (48). С. 151—156.

Продолжается подписка на журнал «Упрочняющие технологии и покрытия»

- За наличный и безналичный расчет
- С любого номера и на любой срок
- Без почтовых наценок

Присылайте заказы и обращайтесь за дополнительной информацией в отдел продаж, маркетинга и рекламы:

107076, г. Москва, Колодезный пер., д. 2А
Тел.: (495) 785-60-69
e-mail: realiz@mashin.ru, www.mashin.ru

ООО "Издательство "Инновационное машиностроение", 107076, Москва, Колодезный пер., 2а, стр. 2.
Учредитель ООО "Издательство "Инновационное машиностроение".

E-mail: utp@mashin.ru.

Web-site: www.mashin.ru.

Телефоны редакции журнала: (499) 268-47-19, 269-54-96; факс: (499) 269-48-97.

Технический редактор *Беликова Е.И.* Корректор *Сажина Л.И.*

Сдано в набор 02.12.2015 г. Подписано в печать 20.01.16 г. Формат 60×88 1/8.

Бумага офсетная. Усл. печ. л. 5,88. Свободная цена.

Отпечатано в ООО "Канцлер", 15008, г. Ярославль, ул. Клубная, д. 4, кв. 49

Оригинал-макет: ООО "Авансд солишнз". 119071, г. Москва, Ленинский пр-т, д. 19, стр. 1

Сайт: www.aov.ru