

УПРОЧНЯЮЩИЕ ТЕХНОЛОГИИ И ПОКРЫТИЯ

№ 10 (70)
октябрь
2010

Издается с января 2005 г.

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

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

**Заместители главного
редактора:**

И.Н. ЖЕСТКОВА
д-р физ.-мат. наук
В.Ю. ФОМИНСКИЙ

**Заместители председателя
редакционного совета:**
д-р техн. наук
В.Ю. БЛЮМЕНШТЕЙН

д-р техн. наук
А.В. КИРИЧЕК
д-р техн. наук
О.В. ЧУДИНА

Редакционный совет:
Ю.П. АНКУДИМОВ

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

Редакция:
Е.П. ЗЕМСКОВА
Т.В. ПАРАЙСКАЯ

Журнал распространяется по подписке,
которую можно оформить в любом
почтовом отделении (индексы
по каталогам: "Роспечать" 85159,
"Пресса России" 39269, "Почта России"
60252) или в издательстве.
Тел.: (499) 269-52-98, 269-66-00,
268-40-77.
Факс: (499) 269-48-97.
E-mail: realiz@mashin.ru, utp@mashin.ru

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

СОДЕРЖАНИЕ



ОБЩИЕ ВОПРОСЫ УПРОЧНЕНИЯ

Блюменштейн В.Ю., Образцов Л.Н., Образцова И.И. Повышение контактной долговечности подшипников качения на основе учета технологической наследственности и применения смазочных материалов с наноструктурными алмазами. 3



МЕХАНИЧЕСКАЯ УПРОЧНЯЮЩАЯ ОБРАБОТКА

Костенков С.А. Повышение эффективности упрочняющей и абразивной вибрационной обработки путем автоматизации. 11

Кречетов А.А., Мирошин И.В. Моделирование процессов обработки деталей резанием и поверхностным пластическим деформированием. 14

Рахимянов Х.М., Семенова Ю.С. Формирование морфологии поверхности в процессе ультразвукового пластического деформирования деталей машин. 20

Шин И.Г. Деформационное упрочнение поверхностного слоя деталей колеблющимся индентором. 24



ОБРАБОТКА КОНЦЕНТРИРОВАННЫМИ ПОТОКАМИ ЭНЕРГИИ

Оковитый В.А., Пантелеенко Ф.И., Девойно О.Г., Оковитый В.В., Кулак А.И. Исследование параметров напыления биокерамических плазменных покрытий на нанокристаллические подложки. 27



ХИМИЧЕСКАЯ, ХИМИКО-ТЕРМИЧЕСКАЯ И ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА

Мухин В.С., Рамазанов К.Н., Ишмухаметов Д.З. Упрочнение поверхности сталей и титановых сплавов путем создания макронеоднородной структуры при азотировании в тлеющем разряде. 32



ОБРАБОТКА КОМБИНИРОВАННЫМИ МЕТОДАМИ

Пантелеенко Ф.И., Оковитый В.А., Девойно О.Г., Пантелеенко А.Ф., Шевцов А.И., Блюменштейн В.Ю. Методика разработки комбинированных упрочняющих технологических процессов. 36

Рахимянов Х.М., Никитин Ю.В. Прогнозирование состояния поверхностного слоя при комбинированном поверхностном упрочнении деталей машин. 43

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

№ 10 (70)
October
2010

Since 2005, January

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

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

Editorial Assistants:
I.N. ZHESTKOVA

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

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

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

Edition:
E.P. ZEMSKOVA
T.V. PARAYSKAYA

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

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

CONTENTS



GENERAL QUESTIONS OF STRENGTHENING

Blumenstein V.Yu., Obratsov L.N., Obratsova I.I. Improving the contact fatigue life of roller bearings in the context of technological inheritance and the application of nanostructured diamond lubricants 3



MECHANICAL STRENGTHENING PROCESSI

Kostenkov S.A. Effectiveness increase strengthening and abrasive vibrating handling by automation 11

Krechetov A.A., Miroshin I.V. Modeling of parts machining during cutting and surface plastic deformation 14

Rakhimyanov Kh.M., Semyonova Yu.S. Deformed surface morphology generation during ultrasonic plastic forming 20

Shin I.G. Shock deformation hardening of a blanket of details at ball fluctuation 24



PROCESSING BY CONCENTRATED STREAMS OF ENERGY

Okovity V.A., Panteleenko F.I., Devoino O.G., Okovity V.V., Kulak A.I. Research of parametres of plasma spraing of bioceramic coatings on nanocrystal substrates . . . 27



CHEMICAL, CHEIMICO-THERMAL AND ELECTROCHEMICAL PROCESSING

Muhin V.S., Ramazanov K.N., Ishmuhametov D.Z. Surface hardening of steel and titanium alloys by creating heterogeneous structures during nitriding in glow discharge . 32



PROCESSING BY COMBINED METHODS

Panteleenko F.I., Okovity V.A., Devoino O.G., Panteleenko A.F., Shevtsov A.I., Blymenstein V.Yu. Combined hardening technological processes development methodology 36

Rakhimyanov Kh.M., Nikitin Yu.V. Forecasting of a condition of a surface layer at the machine details combined surface hardening 43

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 621.822.67:621.892.5:541.183

В.Ю. Блюменштейн, Л.Н. Образцов (Кузбасский государственный технический университет, г. Кемерово),
И.И. Образцова (Кемеровский филиал
Института химии твердого тела и механохимии СО РАН)
E-mail: blumenstein@rambler.ru

Повышение контактной долговечности подшипников качения на основе учета технологической наследственности и применения смазочных материалов с наноструктурными алмазами*

Показана роль технологической наследственности в обеспечении контактной долговечности подшипников качения. Проведены исследования и установлено, что добавление наноалмазов в базовую смазку подшипников качения уменьшает шероховатость дорожек качения подшипников на 30 %, количество дефектов – на 40 %.

Ключевые слова: подшипник качения, контактная долговечность, технологическое наследование, наноструктурные материалы, наноалмазы.

The role of technological inheritance in the contact fatigue life of roller bearings is demonstrated. The investigations have been made and we have determined that adding nanodiamonds to the base lubricant used for roller bearings reduces the bearing races roughness by 30 % and the number of flaws by 40 %.

Keywords: roller bearings, contact fatigue life, technological inheritance, nanostructured materials, nanodiamonds.

Роль технологической наследственности в повышении контактной долговечности подшипников качения

Для подшипников качения наиболее важным показателем качества является контактная долговечность – продолжительность работы подшипника до усталостного выкрашивания материала (обычно выражается числом оборотов или часами работы до выхода подшипника из строя, или числом циклов нагружения участка детали, на котором произошло усталостное выкрашивание).

Контактная долговечность подшипников зависит от многих факторов: физико-механических свойств конструкционного материала; степени загрязненности стали неметаллическими включениями; состояния контактирующих поверхностей дорожек и тел качения, определяемого технологией изготовления и наследуемыми свойствами; схемы напряженно-де-

формированного состояния в процессе нагружения; количества и качества смазочного материала и др. [1].

В области материаловедения ведутся работы в направлении синтеза износостойких конструкционных и смазочных материалов, выбора рациональных конструкционных и смазочных материалов в узлах трения, изучение и управление процессами, протекающими в материалах при изнашивании [2].

Технология изготовления деталей подшипников хорошо отработана и постоянно совершенствуется, что позволяет обеспечить качество изготовления деталей подшипника (кольца с дорожками качения, сепаратор и тела качения), соответствие характеристик подшипника требованиям действующих стандартов.

Обеспечение долговечности в процессе монтажа и эксплуатации подшипников возможно за счет соблюдения геометрии и шероховатости сопрягаемых с подшипником поверхностей шейки вала и корпуса подшипникового узла, правильного выбора посадок подшипника на вал и в корпус в зависимости от режима работы узла, выбора рациональной схемы нагружения на основе анализа схем напряженно-деформированного состояния деталей подшипника и др.

Нередко максимальная долговечность отличается от минимальной в 50–100 раз. Такой разброс объяс-

* Работа выполнена в рамках Федеральной целевой программы "Научные и научно-педагогические кадры инновационной России" на 2009–2013 гг., проект "Повышение контактной долговечности подшипников качения путем использования уникальных смазочных композиций на основе наноматериалов", гос. контракт № П573.

няется случайным характером расположения дефектов и распределения физико-механических свойств поверхностного слоя дорожек и тел качения, попаданием в напряженную зону дорожек качения крупных включений, вызывающих появление усталостных трещин.

Контактная усталость представляет собой процесс накопления повреждений и развития разрушения поверхностных слоев материала под действием переменных контактных напряжений, вызывающих образование трещин и ямок выкрашивания (питтинг) [1].

В процессе изготовления подшипников возникают первичные дефекты в виде нарушений микрогеометрических характеристик поверхности (шероховатости и волнистости), неравномерности микротвердости и остаточных напряжений и др. Согласно представлениям о технологической наследственности вторичные усталостные повреждения зависят от наследуемых свойств поверхностных слоев колец и тел качения.

Известно, что усталостное выкрашивание начинается с появления на дорожке качения ямки выкрошившегося металла, затем происходит откалывание металла у краев этой ямки и площадь поврежденной поверхности интенсивно увеличивается (рис. 1) [1].

В то же время, как показывают многочисленные исследования, повышение качества подшипников качения требует учета технологического наследования, т.е. совокупности сложных явлений переноса всего комплекса рассматриваемых параметров состояния детали, причем зависимых друг от друга. Состояние детали формируется на протяжении всей ее технологической предыстории. Любое (технологическое, эксплуатационное и связанное с ними) воздействие на заготовку изменяет все показатели ее состояния. Любой показатель состояния, изменяясь, изменяет все

остальные показатели состояния (свойства) заготовки [3].

В соответствии с разработанными положениями механики технологического наследования поверхностный слой дорожек и тел качения формируется на стадиях жизненного цикла, представленных резанием, термической обработкой, шлифованием, полированием и эксплуатационным усталостным нагружением [4].

При решении задач механики в качестве исходных характеристик металла используют кривую упрочнения $\sigma_i = \sigma_i(\varepsilon_i)$ (σ_i и ε_i – интенсивность напряжений и деформаций соответственно), кривую предельной пластичности $\Lambda_p = \Lambda_p(\Pi)$ (Λ_p и Π – предельная степень деформации сдвига и показатель схемы напряженного состояния) и диаграмму циклической трещиностойкости $v = v(K)$ (в координатах "коэффициент интенсивности напряжений K – скорость роста усталостной трещины v ").

В исходном состоянии металл не упрочнен; степень деформации сдвига $\Lambda = 0$; степень истощения запаса пластичности $\Psi = 0$; тензор остаточных напряжений $[T\sigma_{ост}] = 0$.

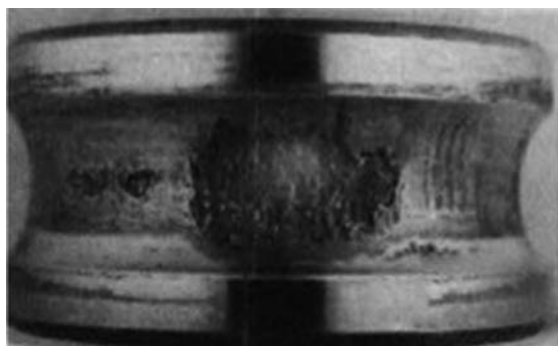
В процессе токарной обработки, например дорожек качения, в зоне очага деформации происходит течение металла, приводящее к накоплению деформаций $\Lambda_{ток}$, истощению и частичному восстановлению запаса пластичности $\Psi_{ток}$ в условиях немоного нагружения, формированию тензора остаточных напряжений $[T\sigma_{ост}]_{ток}$ и поверхностного слоя с указанными свойствами.

Термическая обработка (закалка с низким отпуском) приводит к полному восстановлению запаса пластичности и снятию напряжений от токарной обработки. Материал приобретает высокую твердость (62...65 HRC₃); при этом возникают остаточные на-

пряжения, описываемые тензором $[T\sigma_{ост}]_{терм}$ и наследуется микрогеометрия поверхности от токарной обработки.

Последующая шлифовальная обработка приводит к новому накоплению деформации $\Lambda_{шл}$ и новому истощению запаса пластичности $\Psi_{шл}$ металлом тонкого поверхностного слоя. Тензор остаточных напряжений $[T\sigma_{ост}]_{шл}$ является результирующим, определяемым как тензором от термической обработки, так и накопленными в процессе шлифования деформациями.

Полирование дорожки качения означает продолжающийся процесс



а)



б)

Рис. 1. Усталостные выкрашивания на дорожке качения внутренних колец шарикового подшипника (а) и на шарике (б)

накопления деформаций; свойства формирующегося тонкого поверхностного слоя зависят от истории нагружения (наследуемых свойств).

Следствием этого является формирование поверхностного слоя с накопленной деформацией ($\Lambda_{\text{шл}} + \Lambda_{\text{пол}}$) и исчерпанным запасом пластичности ($\Psi_{\text{шл}} + \Psi_{\text{пол}}$). Тензор остаточных напряжений $[T\sigma_{\text{ост}}]_{\text{пол}}$ сформирован также с учетом истории нагружения.

Технологическое наследование микрогеометрии достаточно хорошо изложено в базовом исследовании П.И. Ящерицына с соавторами [5]. Указывается, что токарная шероховатость влияет не только на шероховатость после шлифования и полирования, но и оказывает влияние на физико-механические свойства поверхностного слоя, в том числе в процессе эксплуатации.

В процессе эксплуатационного усталостного нагружения накопление деформаций продолжается до предельного уровня Λ_p , которому соответствует степень исчерпания запаса пластичности $\Psi = 1$. В каждом цикле усталостного нагружения происходит трансформация тензора остаточных напряжений, что в итоге приводит к конечному состоянию $[T\sigma_{\text{ост}}] = 0$. Этому моменту соответствует зарождение начальной трещины и окончание стадии циклической долговечности.

Дальнейшее развитие трещины описывается в категориях диаграмм циклической трещиностойкости с учетом роста трещины под воздействием наследственных параметров поверхностного слоя детали.

Таким образом, по мнению авторов, технологическое наследование, описываемое в категориях механики деформирования и разрушения, позволяет выявить роль каждой операции технологического процесса в повышении контактной долговечности подшипников качения.

Влияние модифицированных смазочных материалов на долговечность подшипников качения

К числу наиболее действенных эксплуатационных методов увеличения контактной долговечности подшипников качения относится использование модифицированных смазочных композиций.

Главными критериями выбора вида смазочного материала являются рабочие условия подшипников качения: температура, нагрузка, скорость вращения, колебания, вибрации, ударная нагрузка, влияние окружающей среды (температура, влажность, агрессивность) и др. Другими критериями выбора могут быть: шероховатость поверхности, низкий уровень шума, соответствие экологическим требованиям и т.д.

В подшипниках качения обычно реализуется один из основных режимов смазки: граничный, полужидкостный или жидкостный.

Для смазывания подшипников качения применяют в основном два вида смазочных материалов – пластичные (пластичные смазки) и жидкие (смазочные масла).

На практике стараются по возможности использовать пластичные смазочные материалы, так как техника их применения проще, они не требуют сложных уплотнительных устройств, благодаря чему удается избежать в уплотнениях трения, приводящего к потере мощности механизма, и требуют меньших затрат на обслуживание механизма (не нужно постоянно наблюдать за процессом смазывания узла). При остановке механизма они в противоположность маслам не вытекают из подшипника, а удерживаются в нем и даже уплотняют узел, изолируя его от внешней среды [6]. Срок службы пластичного смазочного материала часто превышает срок службы подшипника, поэтому подшипник не нуждается в повторном смазывании.

В состав пластичных смазок входят также модификаторы, формирующие оптимальную структуру, и добавки (маслорастворимые присадки и твердые наполнители), обеспечивающие необходимый уровень функциональных свойств.

Применение нанопорошков различного состава и строения в смазочных материалах является достаточно универсальным, высокоэффективным и экономичным способом улучшения работы трибосопряжений практически при всех условиях эксплуатации машин, в том числе тяжело нагруженных и энергонапряженных. Такие добавки многофункциональны, поэтому их все шире применяют для улучшения антифрикционных, противоизносных, противозадирных и некоторых других свойств масел. В сравнении с присадками их отрицательное влияние на физико-химические свойства масел минимально [7].

Главным подходом в разработке таких материалов является создание в зоне контакта надежного разделительного слоя, препятствующего взаимодействию деталей узла трения. Данный слой могут формировать частицы металлов или металлосодержащие соединения, деформированные под действием контактных давлений и сдвиговых напряжений. Такие частицы способны изменить микрорельеф контактной зоны, заполняя микронеровности поверхностей трения, и уменьшая тем самым контактное давление.

Смазочные материалы, модифицированные нанопорошками, разработаны сравнительно недавно и физико-химические аспекты их создания и применения требуют дальнейшего изучения.

Интерес представляют исследования триботехнических характеристик смазочных материалов с нано-

дисперсными частицами, так как в ряде работ установлены специфические особенности таких композиций, состоящие в повышении нагрузочно-скоростного диапазона применения, обеспечении проводимости контакта, снижении интенсивности коррозионно-механического изнашивания трибосистемы. Наличие упорядоченных структур типа "зарядовых кластеров" в смазочных средах оказывает существенное влияние на триботехнические характеристики узла трения [7].

Помимо традиционных методов модификации порошками металлов, весьма перспективными в смазочных материалах различного назначения оказались ультрадисперсные алмазографитовые порошки, которые добавляют не только в масла, но и в пластичную смазку [8].

Следует отметить, что наличие адсорбированных слоев частиц ультрадисперсного алмазографита в значительной мере ослабляют силы адгезионного взаимодействия между трущимися поверхностями.

Наноалмазы (НА), введенные в материал, играют роль мощного структурообразователя, обеспечивая дисперсионное упрочнение композиции.

При поиске оптимального соотношения цена—качество для изделий с НА следует учитывать следующее:

- простая технология синтеза НА позволяет создать промышленное производство с низкой себестоимостью, определяемой в основном стоимостью взрывчатых веществ;
- во многих областях вместо НА допустимо использовать неочищенную алмазную шихту, которая в несколько раз дешевле очищенной;
- положительный эффект достигается при введении в материал добавок НА, как правило, от 0,01 до 1,0 % мас.

Можно отметить следующие преимущества НА как модификаторов поверхностей трения перед другими типами веществ такого рода:

- эффективность при очень низких концентрациях в базовой смазке;
- совместимость с различными видами синтетических и минеральных масел;
- экологическая безопасность углеродной добавки в смазки в сравнении с металлическими частицами или фторуглеродными веществами.

При наличии большого количества сверхмалых графитоподобных частиц и НА в алмазосодержащей шихте свойства смазки и характер взаимодействия поверхностей трения изменяются: увеличиваются вязкость жидкости, прочность смазочной пленки и, как следствие, несущая способность трибосопряжения [9].

Наиболее интересными параметрами являются: крайне низкое содержание НА, существенное увеличение предельных нагрузок, снижение износа дета-

лей, уменьшение продолжительности обкатки двигателей и повышение ресурса инструмента.

Механизмы действия НА в смазочной композиции проявляются в нескольких направлениях [9]:

- неоднородности на поверхностях трения заполняются углеродными кластерами, за счет этого уменьшаются граничное трение и износ;
- повышается вязкость смазочной композиции в тонких пленках за счет дисперсного структурирования углеродных кластеров;
- при низких температурах уменьшается вязкость смазочной композиции вследствие снижения порога стеклования дисперсно-наполненной среды;
- наблюдается эффект последействия (свыше 60 ч) после замены смазочной композиции на масло-основу; этот эффект связан с прочным механическим, адсорбционным и диффузионным закреплением углеродных кластеров на поверхностях трения;
- кластеры НА при больших нагрузках и максимальном вытеснении жидкой фазы между поверхностями трения работают как микроподшипники качения, что обеспечивает рост предельных нагрузок, которые выдерживает пара трения.

Известно, что для повышения эффективности работы трибосопряжений в базовую смазку вводят алмазографитовые порошки, очищенные от механических примесей, являющиеся смесью "не сгоревшей органики взрывчатых веществ", неалмазного углерода (графит, сажа), НА и примесей металлов. Для повышения стабильности таких многокомпонентных систем используют различные добавки. Работы по применению очищенных НА, обладающих поверхностными свойствами, позволяющими непосредственно вводить их в смазку и масла без применения стабилизирующих систем, практически отсутствуют. Известно, что модифицированные НА за счет изменения физико-химических свойств поверхности частиц принципиально отличаются по поведению в гидрозолях и органозолях от классических НА [10].

В Кемеровском филиале Института химии твердого тела и механохимии СО РАН (КФ ИХТТМ СО РАН) совместно с Кузбасским государственным техническим университетом (КузГТУ) созданы НА детонационного синтеза, выделенные из алмазно-углеродной шихты и очищенные от различных примесей по запатентованной технологии [11]. Полученные по этому способу НА характеризуются повышенной дисперсностью и однородностью со стабильным разбросом размера частиц 3...6 нм и удельной поверхностью 250...350 м²/г. Кроме того, они не подвержены графитизации при длительном хранении и использовании и по качеству соответствуют требованиям международных стандартов (по данным японской фирмы Tajirinu Trading Co., Ltd.) (рис. 2).

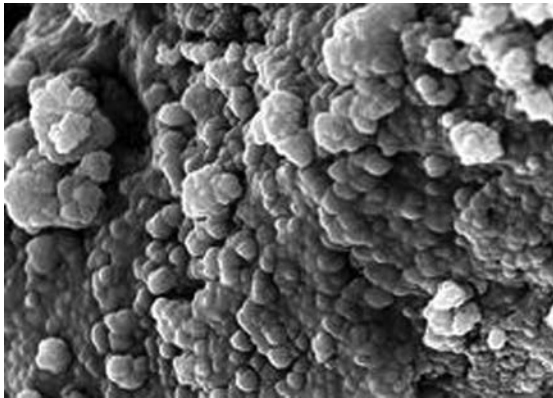


Рис. 2. Кластерный наноалмаз детонационного синтеза

Кроме того, разработаны нанопорошки меди по методу химического восстановления из растворов ее солей под действием различных восстановителей [12]. Варьируя природу восстановителя, методы стабилизации и условия процесса получения, можно в широких пределах регулировать размер (от 30 до 500 нм) и форму частиц, а следовательно, и целенаправленно менять их свойства (рис. 3).

С целью повышения контактной долговечности подшипников качения на основе применения смазочных композиций с содержанием наноматериалов решали следующие задачи:

1. Разработка аналитических моделей формирования и трансформации состояния поверхностного слоя дорожек качения на стадии производства и эксплуатации.

2. Анализ контактной долговечности подшипника при использовании смазок, содержащих наноматериалы.

3. Разработка физической модели взаимодействия наноматериалов с поверхностным слоем деталей машин.

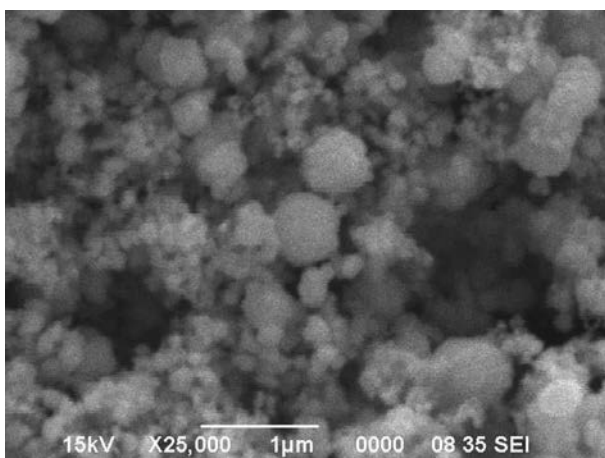


Рис. 3. Нанокристаллы меди

4. Разработка методик исследования контактного разрушения в условиях применения современных наноматериалов.

5. Проведение экспериментальных исследований и выявление закономерностей влияния наноматериалов на контактную долговечность подшипника качения.

Экспериментальные исследования

Программа экспериментальных исследований включала в себя:

– исследование шероховатости поверхности и количества дефектов на дорожках качения наружных колец;

– исследование микроструктуры дорожек качения наружных колец;

– проверку основных выводов, вытекающих из теоретических разработок.

Объектами исследования являлись однорядные радиальные шарикоподшипники с уплотнениями 180208 по ГОСТ 8882–75.

В исследовании контактной долговечности подшипников качения в качестве базового смазочного материала использовали Литол-24. Он производится в соответствии с ГОСТ 21150–87 и представляет собой антифрикционную многоцелевую водостойкую смазку, предназначенную для применения в узлах трения колесных и гусеничных транспортных средств, промышленного оборудования и судовых механизмах различного назначения. Смазку Литол-24 изготавливали загущением смеси минеральных масел литиевыми мылами технической оксистеариновой кислоты с добавлением присадок.

Методом механической диспергации НА добавляли в Литол-24, достигая необходимой однородности смазочной композиции.

Для испытания подшипников на контактную долговечность использовали специальную испытательную машину ВНИПП-543 (рис. 4). В массивном жестком литом корпусе 1 устанавливали сменную оснастку с четырьмя подшипниками: испытываемыми 3 и коренными 4. Коренные подшипники тоже являются испытываемыми. Через систему 2 задавали радиальную нагрузку F , на подшипники. Привод машины состоит из электродвигателя, клиноременной передачи со сменными шкивами 7 и муфты 5. Для повышения частоты вращения между ременной передачей и коренным валом испытательной головки установлен дополнительный зубчатый ускоритель 6.

После испытаний измеряли шероховатость дорожек качения наружных колец подшипника с использованием поворотного измерительного устройства на профилографе-профилометре модели Talysurf-5M.

Фотографии дорожек качения наружных колец подшипника для дальнейшего исследования методом количественной металлографии выполняли на рас-

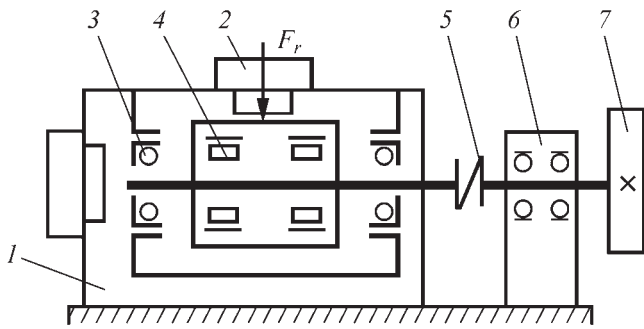


Рис. 4. Схема испытательной головки

тровом сканирующем электронном микроскопе JEOL JSM 6390 LA (Япония).

Ресурс подшипника в результате испытаний определяли с учетом только усталостного разрушения; другие виды отказов рассматривали как аварийные и не учитывали при оценке расчетных характеристик.

На основе анализа информации о формировании качества поверхности при трении с добавлением в смазочный материал наноматериалов в эксперименте выбраны следующие варьируемые факторы: концентрация добавки в смазке K , % мас.; время работы подшипников под нагрузкой T , ч.

Неизменными в течение всех опытов поддерживали следующие факторы: физико-механические свойства материала подшипников, направление силы нагрузки, нагрузка, скорость вращения подшипников, конструкция испытательных приспособлений.

Эксперименты проводили по плану: эталонный подшипник испытывали в смазке Литол-24 в течение 1,5; 3,5; 5,5; 7,5 ч. Далее в смазку Литол-24 добавляли наноматериалы (НА, алмазную шихту, наномедь) с концентрацией, % мас.: 0,01; 0,05; 0,1; 0,3 и испытания проводили в течение указанного выше времени. Параметр шероховатости эталонного подшипника $\overline{Ra} = 0,08$ мкм.

В испытательную машину устанавливали одновременно четыре подшипника, после чего проводили нагружение. При этом нагрузка составляла 10 кН, частота вращения шпинделя – 5000 об/мин; далее подшипники работали в течение запланированного времени.

Как показали исследования, технологическая наследственность и концентрация наноматериалов в значительной степени влияют на качество поверхности дорожек качения подшипников (таблица). Результаты исследования показали, что при уменьшении концентрации НА в базовой смазке с 0,1 до 0,01 % шероховатость уменьшается в среднем на 30 %. Это обуславливает более продолжительный срок службы подшипника, так как чем выше качество поверхности дорожек качения, по которым происходит основной контакт и движение в подшипнике качения, тем большую контактную долговечность имеет сам подшипник.

При исследовании дорожек качения наружных колец подшипников, испытанных в течение 1,5 ч со смазкой, содержащей разную концентрацию добавок, наблюдается существенный разброс значений шероховатости (рис. 5). Шероховатость дорожек качения

Результаты экспериментальных исследований

Исходные данные			Результаты исследований			
Добавка	K , % мас.	T , ч	Ra_1 , мкм	Ra_2 , мкм	Ra_3 , мкм	\overline{Ra} , мкм
Без добавки	–	7,5	0,099	0,128	0,115	0,114
	–	5,5	0,063	0,061	0,06	0,0613
	–	3,5	0,067	0,071	0,065	0,0677
	–	1,5	0,076	0,077	0,074	0,0757
НА	0,3	7,5	0,073	0,068	0,072	0,071
	0,1		0,065	0,063	0,06	0,0627
	0,05		0,056	0,053	0,051	0,0533
	0,01		0,049	0,046	0,05	0,0483
	0,3	5,5	0,052	0,051	0,05	0,051
	0,1		0,052	0,045	0,049	0,0487
	0,05		0,05	0,044	0,046	0,0467
	0,01		0,049	0,046	0,048	0,0477
	0,3	3,5	0,067	0,071	0,068	0,0687
	0,1		0,069	0,074	0,071	0,0713

Исходные данные			Результаты исследований			
Добавка	K , % мас.	T , ч	Ra_1 , мкм	Ra_2 , мкм	Ra_3 , мкм	\overline{Ra} , мкм
НА	0,05	3,5	0,064	0,062	0,063	0,063
	0,01		0,066	0,064	0,067	0,0657
	0,3	1,5	0,071	0,067	0,068	0,0687
	0,1		0,074	0,071	0,072	0,0723
	0,05		0,071	0,073	0,07	0,0713
	0,01		0,075	0,077	0,074	0,0753
Алмазная шихта	0,1	7,5	0,07	0,064	0,068	0,0673
		1,5	0,077	0,081	0,08	0,0793
Наномедь	1	7,5	0,083	0,089	0,086	0,086
		1,5	0,08	0,085	0,081	0,082

Примечание. Производили по три измерения параметра шероховатости.

подшипников со смазкой, содержащей добавки, лучше, чем для неиспытанного эталонного подшипника. Установлено, что при исследовании дорожек качения наружных колец подшипников, испытанных со смазкой, содержащей НА, полученные значения шероховатости ниже, чем для подшипников, испытанных со смазкой, содержащей алмазную шихту или наномедь.

При исследовании дорожек качения наружных колец подшипников, испытанных в течение 3,5 ч со смазкой, содержащей разную концентрацию НА, получены значения шероховатости дорожек качения, находящиеся в пределах одного числового диапазона. Значения шероховатости дорожек качения для подшипников с НА ниже, чем значения для неиспытанного эталонного подшипника.

Исследование дорожек качения наружных колец подшипников, испытанных в течение 5,5 ч со смазкой, содержащей разную концентрацию НА, показало, что значения шероховатости дорожек качения распределены более равномерно. Причем полученные значения шероховатости для всех дорожек качения имеют лучший результат относительно предыдущих исследований. Это связано с тем, что при испытании в пределах 3,5...5,5 ч происходит нормальный износ, при котором шероховатость уменьшается. Наилучший результат наблюдается для подшипников, испытанных со смазочным материалом, содержащим наименьшую концентрацию НА (0,05 и 0,01 % мас.).

Результаты исследований шероховатости дорожек качения наружных колец подшипников, испытанных в течение 7,5 ч со смазкой, содержащей разную концентрацию добавок, привели к большому разбросу значений.

Установлено, что добавление НА в смазку значительно уменьшает шероховатость дорожек качения подшипников. Полученные результаты говорят о том, что работа подшипника в смазке с НА приводит к меньшим значениям шероховатости дорожек качения, чем при использовании смазок с алмазной шихтой и наномедью.

При этом шероховатость поверхности дорожек качения подшипников, испытанных со смазкой, содержащей наименьшую концентрацию НА (0,01 % мас.), значительно ниже, чем для подшипников, испытанных только с базовой смазкой и другими модификаторами.

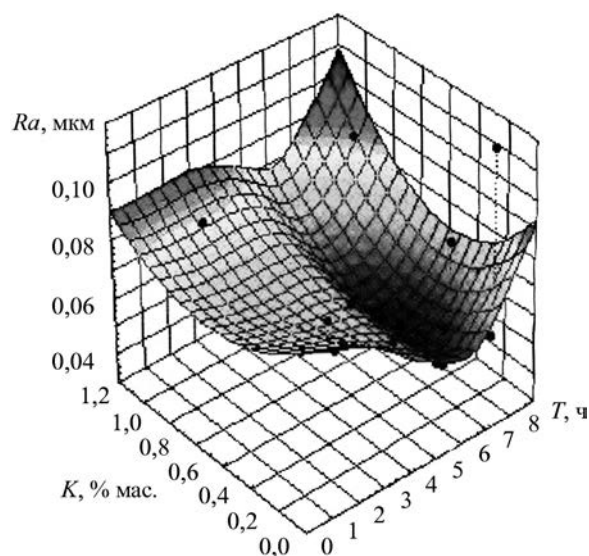


Рис. 5. Зависимость шероховатости дорожек качения наружных колец подшипников от концентрации наноматериалов в базовой смазке и времени испытания

Обсуждение и анализ

Результаты исследований показывают, что влияние таких модификаторов смазочного материала, как наноструктурированные порошки металлов и углеродосодержащие порошки (алмазографитовая шихта и НА), на контактную долговечность подшипников качения является сложным и неоднозначным.

На протяжении всей работы подшипника происходит физическое взаимодействие нанопорошков с поверхностным слоем дорожек и тел качения подшипника, а также химическое взаимодействие на атомарном уровне.

Разработана физическая модель взаимодействия НА с поверхностным слоем. При небольших концентрациях НА в базовой смазке при работе подшипника качения происходит частичное заполнение неровностей на поверхности дорожки качения кластерами НА ввиду их незначительного размера относительно размеров неровностей.

При этом благодаря активному заряду, который несет каждый отдельный НА, связь, образуемая между поверхностным слоем и частицами модификатора, намного выше, чем связь внутри кластера; благодаря этому не происходит отслаивание НА после заполнения неровностей.

Со временем работы подшипника качения происходит исчерпание запаса пластичности поверхностного слоя дорожек качения колец подшипников, частичное отслаивание металла; благодаря активной поверхности используемых НА порог усталостного разрушения наступает позже, так как происходит сдерживание развития трещин еще на стадии зарождения.

Следует также отметить, что состояние поверхностного слоя после обработки различными технологическими методами существенным образом влияет как

на характер изменения свойств поверхностного слоя, так и на общую долговечность в процессе работы детали в условиях трения.

Как было отмечено выше, исходная шероховатость поверхности оказывает влияние не только на шероховатость поверхности на последующих операциях, но и на твердость и остаточные напряжения, что объясняется действием так называемых термических ударов (рис. 6) [3].

Вследствие изменения микротвердости в поверхностных слоях металла физико-химическое взаимодействие НА с поверхностным слоем на всей его длине может протекать по-разному, и этот процесс практически не изучен.

Проведение тонких физических исследований микро- и наноструктуры поверхностного слоя позволит установить закономерности и управлять эксплуатационными характеристиками подшипников качения на стадии производства и эксплуатации.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Черменский О.Н., Федотов Н.Н. Подшипники качения. Справочник-каталог. М.: Машиностроение, 2003. 576 с.
2. Чичинадзе А.В. Трение, износ и смазка (трибология и триботехника). М.: Машиностроение, 2003. 576 с.
3. Технологическая наследственность в машиностроительном производстве / А.М. Дальский, Б.М. Базров, А.С. Васильев и др. / Под ред. А.М. Дальского. М.: Изд-во МАИ, 2000. 364 с.
4. Блюменштейн В.Ю., Смелянский В.М. Механика технологического наследования на стадиях обработки и эксплуатации деталей машин. М.: Машиностроение-1, 2007. 400 с.
5. Ящерицын П.И., Рыжов Э.В., Аверченков В.И. Технологическая наследственность в машиностроении. Минск: Наука и техника, 1977. 256 с.
6. Подшипники качения: Справочник-каталог / Под ред. В.Н. Нарышкина, Р.В. Коросташевского. М.: Машиностроение, 1984. 280 с.
7. Карпов И.В. К вопросу создания смазочных материалов, модифицированных нанопорошками. Ультрадисперсные порошки, наноструктуры, материалы // Материалы межрегиональной конф. с Междунар. участием. Красноярск, 2003. С. 141–144.
8. Терентьев В.Ф. Смазка и смазочные материалы в трибосистемах: Научное издание. Новосибирск: Изд-во СО РАН, 2002. 187 с.
9. Долматов В.Ю. Детонационные наноалмазы: синтез, строение, свойства и применение // Успехи химии. 2007. № 4. С. 375–397.
10. Пузырь А.П. и др. Наноалмазный модификатор трения // Ультрадисперсные порошки, наноструктуры, материалы. IV Ставеровские чтения. Красноярск, 2006. С. 278–281.
11. Пат. 2081821 РФ, МПК⁶ С 01 В 31/06. Способы отделения ультрадисперсного алмаза / Н.К. Еременко, И.И. Образцова, О.А. Ефимов и др. № 95100317/25; заявл. 11.01.1995; опубл. 20.06.1997.
12. Пат. 2115516 РФ, МПК⁶ В 22 F 9/30. Способы получения ультрадисперсного медного порошка / И.И. Образцова, Г.Ю. Сименюк, Н.К. Еременко. № 97109435/02; заявл. 04.06.1997; опубл. 20.07.1998.

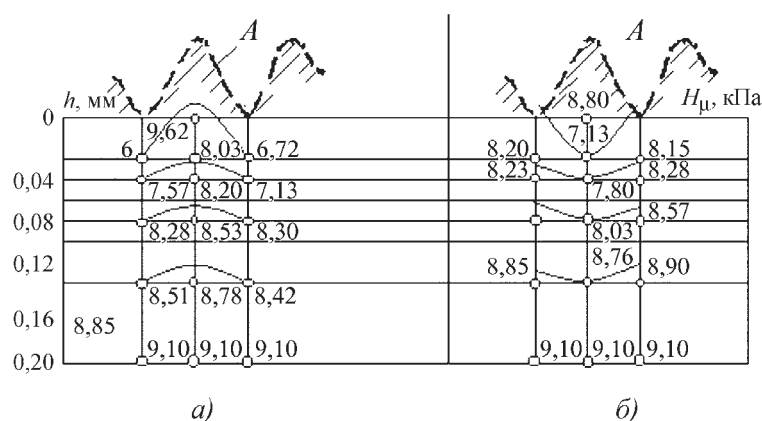
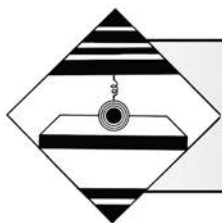


Рис. 6. Изменение микротвердости в поверхностных слоях металла в результате действия термических ударов при срезании гребешков (выступов шероховатости) [5]:

а, б – форсированное и чистовое шлифование соответственно; А – гребешки после токарной обработки



УДК 621.9.048.6:65.011.56

С.А. Костенков (Филиал ГОУ ВПО "Кузбасского государственного
технического университета, г. Новокузнецк)
E-mail: M_SKostenkov@mail.ru

Повышение эффективности упрочняющей и абразивной вибрационной обработки путем автоматизации

Приведены результаты разработки автоматизированного комплекса для вибрационной обработки. Комплекс состоит из нового вибрационного станка, управляемого при помощи персонального компьютера и специального программного обеспечения. Достигнуто повышение эффективности вибрационной обработки.

Ключевые слова: вибрационная обработка, обработка свободными абразивами, упрочняющая вибрационная обработка.

Results of designing an automated complex for realization vibrating handling are shown. This complex consists of a new vibrating machine operating by means of a personal computer and software. Effectiveness increase is achieved.

Keywords: vibrating handling, loose-abrasive handling, strengthening vibrating handling.

В машиностроении и приборостроении применяются различные методы формообразования деталей из большого спектра материалов. Наиболее часто применяются: резание, вырубка из листа, пластическое деформирование, литье и др. Как правило, после применения перечисленных методов получения заготовок требуются дополнительные операции для удаления заусенцев, окалины, облоя, округления острых кромок, снижения шероховатости, упрочнения поверхностей. Эти операции могут осуществляться либо вручную, либо на специальных станках.

В настоящее время самой распространенной, эффективной, универсальной и оптимальной является вибрационная обработка. Достоинствами вибрационной обработки являются низкая себестоимость, относительно недорогое оборудование, возможность одновременной обработки большого количества заготовок, не требуется высокая квалификация оператора, значительно снижается доля ручного труда. Основы вибрационной обработки изучены А.П. Бабичевым [1] и другими авторами.

Для осуществления вибрационной обработки необходимо правильно подобрать режим. Подбирая режим в зависимости от поставленной задачи, необходимо учитывать такие условия обработки заготовок, как требуемые шероховатость, упрочнение поверхностей и производительность процесса обработки.

Шероховатость обрабатываемых поверхностей заготовок обеспечивается свойствами абразивной сре-

ды и зависит от длительности, частоты и характера колебаний рабочей камеры вибрационного станка. Свойства обрабатываемой среды зависят от вида абразивного материала, геометрической формы и размера гранул. Существенное влияние на эффективность вибрационной обработки также оказывают характеристика и объем применяемой технологической жидкости.

В процессе обработки независимо от поставленной задачи происходит упрочнение обрабатываемых поверхностей (характеризуется микротвердостью и глубиной наклепанного слоя). Это видно из представленных эмпирических зависимостей микротвердости H_{μ} и глубины наклепанного слоя h_{\max} (таблица) обработанных поверхностей при исследовании влияния формы шлифовального зерна на результаты вибрационной обработки [2] (соотношение объемов обрабатываемых заготовок и абразивных гранул пирамидальной формы 15×15 мм на полимерной связке – 1:10; частота колебаний рабочей камеры – 50 Гц; амплитуда колебаний – 3 мм).

На упрочнение обрабатываемых поверхностей заготовок значительно влияют длительность обработки и характер колебаний рабочей камеры, а для интенсификации процесса упрочнения применяют специальные рабочие среды, как правило, шарики из плотного и прочного износостойкого сплава. Производительность абразивной обработки пропорциональна

Зависимости микротвердости обработанной поверхности (H_{μ}) и глубины наклепанного слоя (h_{\max}) от коэффициента формы абразивных зерен при обработке заготовок

Обрабатываемый материал	$H_{\mu}(K_f)$	$h_{\max}(K_f)$
Ст3	$H_{\mu} = -35,99\ln(K_f) + 132,47$ (1)	$h_{\max} = -26,5 \cdot 10^{-3} K_f^2 - 23,8 \cdot 10^{-3} K_f + 40,4 \cdot 10^{-2}$ (6)
20X13	$H_{\mu} = -122,22\ln(K_f) + 312,49$ (2)	$h_{\max} = 11,5 \cdot 10^{-3} K_f^2 - 196,7 \cdot 10^{-3} K_f + 60,6 \cdot 10^{-2}$ (7)
ШХ15	$H_{\mu} = -359,62\ln(K_f) + 682,63$ (3)	$h_{\max} = -63 \cdot 10^{-3} K_f^2 + 153,5 \cdot 10^{-3} K_f + 19,1 \cdot 10^{-2}$ (8)
Л90	$H_{\mu} = -38,9\ln(K_f) + 140,99$ (4)	$h_{\max} = 14,4 \cdot 10^{-3} K_f^2 - 210,4 \cdot 10^{-3} K_f + 60,4 \cdot 10^{-2}$ (9)
АК6	$H_{\mu} = -42,95\ln(K_f) + 151,67$ (5)	$h_{\max} = -22,9 \cdot 10^{-3} K_f^2 - 20,3 \cdot 10^{-3} K_f + 47,8 \cdot 10^{-2}$ (10)
Примечание. K_f – параметр, характеризующий форму шлифовального зерна.		

длительности обработки, поэтому необходимо подбирать условия обработки таким образом, чтобы требуемый результат достигался за кратчайшее время путем повышения количества одновременно обрабатываемых деталей.

Для эффективного подбора и нормирования режимов вибрационной обработки необходимы станки, позволяющие точно изменять в широком диапазоне длительность, характер колебаний рабочей камеры, вид и объем технологической жидкости. Для решения этой задачи в филиале ГОУ ВПО КузГТУ был разработан и изготовлен новый автоматизированный комплекс для выполнения вибрационной обработки.



Рис. 1. Новый комплекс для осуществления вибрационной обработки с автоматизированным циклом обработки

Автоматизированный комплекс осуществляет:

- разные виды обработки (черновую, чистовую и тонкую) за один автоматический цикл обработки без замены рабочей среды;
- промывку заготовок и рабочей среды по окончании обработки;
- сохранение режима обработки для конкретного вида заготовок деталей.

В комплекс входят новый вибрационный станок [3], управляемый при помощи персонального компьютера и специального программного обеспечения (рис. 1).

Вибрационный станок устроен следующим образом. На пространственной раме установлен электродвигатель коллекторного типа постоянного тока, через эластичную муфту вращение с вала двигателя передается на вал инерционного вибратора, который закреплен снизу на вибрационной площадке. Сверху на вибрационную площадку устанавливаются одна или несколько рабочих камер и фиксируются при помощи прижимного приспособления. Станок оснащен двумя баками для технологической жидкости и электронасосами для подачи технологической жидкости во время обработки. Двигатель и насосы подключены к электронному блоку управления станка.

Управление станком осуществляется при помощи компьютера через универсальный последовательный порт (USB). Настройка режимов обработки осуществляется при помощи специально разработанного нового программного обеспечения. Основное окно программы показано на рис. 2.

Программа позволяет осуществлять автоматический и ручной способы управления станком. При автоматическом управлении станок последовательно выполняет заранее запрограммированные операции



Рис. 2. Основное окно программы

обработки. В программу заложены простые элементы управления станком. Из них составляется требуемый режим обработки. Для составления режима обработки могут использоваться следующие элементы:

- вид обработки (черновая, чистовая, промывка деталей);
- требуемая частота колебания камеры (для каждого вида обработки устанавливается индивидуально);
- прямое или обратное направление вибраций;
- реверсирование направления вибраций в процессе обработки;
- затухание и возрастание частоты колебаний;
- управление несколькими потоками технологической жидкости (для черновой обработки, для чистовой обработки и промывки);
- регулирование интенсивности подачи технологической жидкости;

– установка требуемой длительности обработки (для каждого вида обработки устанавливается индивидуально).

Разработанный комплекс позволяет в широком диапазоне задавать режимы вибрационной обработки. Частота колебаний рабочей камеры может изменяться от 1 до 250 Гц, амплитуда колебаний до 10 мм, длительность обработки от нескольких секунд до сотен часов. В рабочую камеру могут подаваться на разных этапах обработки технологические жидкости с соответствующими для вида обработки характеристиками. Интенсивность подачи жидкости может изменяться от нескольких миллилитров до литров в минуту.

Таким образом, за счет автоматизации комплекс позволяет увеличить эффективность и качество вибрационной обработки, обеспечить более высокую точность снятия припуска, что наиболее важно при обработке заготовок точных деталей и заготовок из драгоценных материалов, получение требуемой шероховатости и упрочнения поверхностей. Разработанный комплекс позволяет получать идентичные результаты обработки разных партий деталей и рекомендуется для использования в экспериментальных и производственных целях в машиностроении, приборостроении, ювелирной промышленности, лабораториях и различных мастерских.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Бабичев А.П., Бабичев И.А.** Основы вибрационной технологии. Ростов н/Д: Издательский центр ДГТУ, 2008. 694 с.
2. **Костенков С.А.** Повышение работоспособности галтовочных тел на основе применения зерен с контролируемой формой: дис. ... канд. техн. наук (05.03.01). Томск, 2007. 183 с.
3. **Устройство** для вибрационной обработки: пат. 2388585 РФ: МПК⁷ В 24 В 31/06. С.А. Костенков, М.А. Костенков; заявитель и патентообладатель С.А. Костенков, М.А. Костенков. № 2008101492; заявл. 14.01.2008; опубл. 20.07.2009, Бюл. № 13.

А.А. Кречетов, И.В. Мирошин (Кузбасский государственный технический университет, г. Кемерово)
E-mail: andykrech@mail.ru

Моделирование процессов обработки деталей резанием и поверхностным пластическим деформированием

Приведены результаты исследования наследуемого физического состояния упрочненного поверхностного слоя деталей в условиях резания и поверхностного пластического деформирования. Исследования проводили с использованием метода делительных сеток и конечно-элементным моделированием.

Ключевые слова: технологическое наследование, поверхностный слой, обработка деталей резанием, поверхностное пластическое деформирование, метод делительных сеток, конечно-элементное моделирование.

Research results of inherited physical condition of reinforced machine parts' surface layer at the stages of cutting and surface plastic deformation is offered. Researches have been carried out by using finite-element and coordinate grid method.

Keywords: technological inheritance, surface layer, cutting, surface plastic deformation, grid's method, finite-element modeling.

Постановка задачи

В рамках исследования наследуемого физического состояния упрочненного поверхностного слоя деталей в условиях резания и *поверхностного пластического деформирования* (ППД) с применением метода акустико-эмиссионного контроля были проведены эксперименты по определению параметров *напряженно-деформированного состояния* (НДС), таких как степень деформации сдвига Λ и *степень исчерпания запаса пластичности* (СИЗП) Ψ [1]. Эксперименты проводили с целью получения устойчивых зависимостей между механическими параметрами состояния поверхностного слоя металла и параметрами сигналов акустической эмиссии.

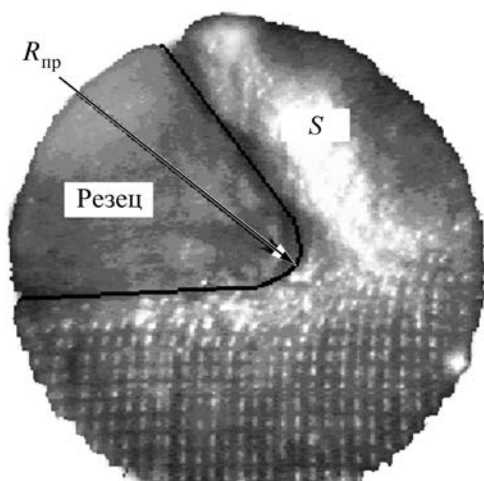


Рис. 1. Деформация делительной сетки в очаге деформации при резании

В то же время для определения параметров НДС целесообразно получить не только качественную картину течения металла в очаге деформации при резании, но и численные значения путем решения задачи механики деформирования расчетным методом. В работе был использован *метод конечных элементов* (МКЭ), при этом форма и геометрические размеры очагов деформации (рис. 1), полученные экспериментально, являлись одним из главных граничных условий для построения конечно-элементной модели.

Решение задачи МКЭ механики очага деформации при резании было выполнено для образцов, параметры НДС которых ранее были определены методом делительных сеток. Такая постановка позволила, во-первых, получить качественную картину распределения параметров, во-вторых, получить количественные параметры и сопоставить их с ранее полученными результатами.

Исследовали образцы из стали 45 (ГОСТ 1050–88, после отжига, 160...180 HV) плоской формы размером 70×40×5 мм. Соотношение геометрических размеров определяли исходя из необходимости соблюдения условий плоской деформации. Подготовка образцов заключалась в доведении до "зеркального" состояния плоской рабочей поверхности.

Для нанесения и измерения сеток методом царапания использовали *бинокулярный инструментальный микроскоп* (БИМ) с установленными на нем оптической системой и нагружающим устройством от микротвердомера ПМТ-3. Оптическую систему и нагружающее устройство ПМТ-3 закрепляли на направляющих специального переходного кронштейна инструментального микроскопа. Глубину и ширину

Таблица 1

Геометрические параметры режущей и деформирующей пластин

Номер пластины	$\gamma, ^\circ$	$\gamma_{изм}, ^\circ$	$\alpha, ^\circ$	$\alpha_{изм}, ^\circ$	$\rho, \text{мм}$	$\rho_{изм}, \text{мм}$
3	12	11,48	9	9,06	0,05	0,1
4	12	11,50	9	9,03	1	1,25

Примечание. γ – передний угол; α – задний угол; ρ – профильный радиус; изм – измеренный.

Таблица 2

План проведения исследований на стадиях резания и ППД

№ образца	Вид эксперимента	$a, \text{мм}$	$S, \text{м/мин}$	Ψ	$W, \text{Дж}$	
Резание ($\gamma = 33^\circ; \alpha = 9^\circ; \rho = 0,1 \text{ мм}$)						
15	РЕЗ	0,36	0,07	0,5225	508 000	
16	РЕЗ1+РЕЗ2	0,3...0,4	0,05	0,3871	171 942	
19	РЕЗ1+РЕЗ2	0,36	0,1	0,6147	920 036	
20	РЕЗ1+РЕЗ2	0,24...0,3	0,1	0,4699	345 253	
№ образца	Вид эксперимента	$h, \text{мм}$	$h_d, \text{мм}$	$S, \text{м/мин}$	Ψ	$W, \text{Дж}$
ППД ($\rho = 1,25 \text{ мм}$)						
23	ППД	0,4	0,06	0,0335	0,4245	44268
24	ППД+ППД	0,5	0,072	0,0335	0,5227	52873
25	ППД+ППД+ППД	0,5	0,06	0,05	0,6681	31020
26	ППД	0,5	0,04	0,05	0,3189	53609
27	ППД+ППД	0,7	0,055	0,07	0,4021	46026
28	ППД+ППД+ППД	0,7	0,06	0,025	0,4718	12166

Примечание. РЕЗ – резание; РЕЗ1+РЕЗ2 – последовательная обработка резанием в два рабочих хода; ППД – однократное деформирование; ППД+ППД и ППД+ППД+ППД – последовательная обработка в два и три рабочих хода соответственно; a – толщина срезаемого слоя; S – подача; W – мощность сигнала акустической эмиссии (региструющий прибор выдает значения в условных единицах, реальные значения не ниже $3,91 \cdot 10^{16}$); h, h_d – предварительный и действительный натяг.

наносимых рисок регулировали массой груза нагружающего устройства ПМТ-3. Предварительные эксперименты показали, что достаточное качество линий сетки достигается при нагрузке 0,2 Н.

Эксперименты проводили на установке, представляющей собой горизонтально-фрезерный станок, с использованием специального приспособления для закрепления образцов. Инструмент для резания и деформирования поверхностного слоя состоял из державки и пластин из сплава ВК8, заточенных на оптико-шлифовальном станке и имеющих специальную геометрию (табл. 1). Общий план проведения исследований приведен в табл. 2.

Методика моделирования

Сущность МКЭ заключается в том, что исследуемую область разбивают на ряд непересекающихся об-

ластей, называемых конечными элементами. Для каждой подобласти кусочным образом строят аппроксимации искомых функций с применением различных базисных функций в зависимости от геометрии элемента [2]. При внешнем воздействии могут быть заданы перемещения узлов за определенный период времени, после чего рассчитаны скорости этих узлов. При этом компоненты перемещений или скоростей интерполируются некоторыми функциями, например линейными полиномами.

Расчеты проводили с использованием программной системы ANSYS 5.1 – универсального конечно-элементного пакета, позволяющего решать контактные 2D задачи с учетом геометрической и физической нелинейности.

Задачи расчета напряженно-деформированного состояния МКЭ решали в следующей постановке.

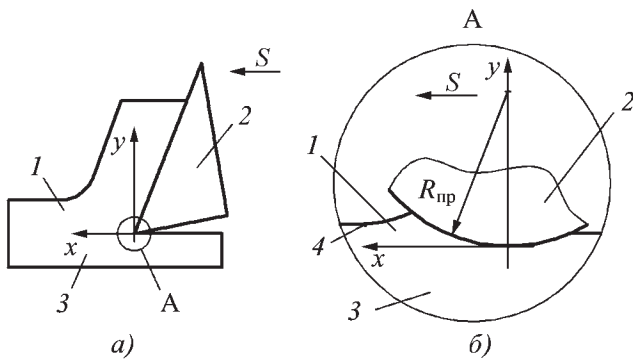


Рис. 2. Схемы конечно-элементных моделей:
a – резание; *б* – ППД; 1 – очаг деформации; 2 – индентор; 3 – упругопластическое тело; 4 – пластическая волна

При решении задач механики известными считали механические свойства материала: кривую течения, диаграмму пластичности, твердость, параметры прочности и др. [3].

В упругопластическое тело в виде пластины с жестко закрепленной нижней границей внедряли абсолютно жесткий индентор – ролик или резец с профильным радиусом $R_{пр}$ или углом округления режущей кромки ρ (рис. 2). Индентору придавали смещение на величину подачи S вдоль оси абсцисс x . По оси ординат y перемещение отсутствовало. Исходными данными для создания модели материала являлись: модуль Юнга $E = 2 \cdot 10^5$ МПа; плотность материала $\rho = 7800$ кг/м³; коэффициент Пуассона $\nu = 0,3$ и кривая течения материала, представленная в виде функции

$$\sigma_i = 360 + 865,58 \varepsilon_i^{0,573},$$

где σ_i, ε_i – интенсивности напряжений и деформаций соответственно.

Расчет НДС в упругопластической постановке предполагал идеализацию кривой течения путем разбиения на два прямолинейных участка – упругого и пластического деформирования. Это позволяло проводить описание тремя параметрами: модулем Юнга E , экстраполированным пределом текучести $\sigma_{эТ}$ и тангенциальным модулем $T_{мод}$.

Модуль Юнга определяет угол наклона линии, описывающей упругие свойства материала. На этом участке кривой течения напряжения и деформации связаны линейным соотношением

$$\Delta \varepsilon / \varepsilon = \sigma / E, \tag{1}$$

следовательно,

$$E = \text{tg} \alpha = \frac{\varepsilon}{\sigma}. \tag{2}$$

Экстраполированный предел текучести определяли как отрезок на оси напряжений, который отсекается продолжением линии, описывающей пластические свойства материала. Тангенциальный модуль определяет угол наклона линии, описывающей пластические свойства материала:

$$T_{мод} = \frac{\sigma_{тан}}{1 - \varepsilon_1}, \tag{3}$$

где $\sigma_{тан}$ – увеличение напряжения при возрастании деформации от ε_1 до 1 (определяется по кривой течения);

ε_1 – деформация, соответствующая началу пластического течения.

Моделирование упрочнения производили путем аппроксимации билинейной кривой течения тремя параметрами: модулем Юнга E , экстраполированным пределом текучести $\sigma_{эТ}$ и тангенциальным модулем $T_{мод}$. Неупрочненному состоянию материала соответствовала истинная кривая течения.

Моделирование механики технологического наследования проводили при варьировании параметров материала, коэффициентов трения, схем перемещения индентора и др. Для корректного решения задачи механики технологического наследования на стадии ППД учитывали упрочнение поверхностного слоя, достигнутое на предшествующих стадиях обработки. Упрочнение материала моделировали путем трансформации кривой течения таким образом, что пластическая деформация начиналась с напряжения, соответствующего накопленной деформации.

Накопленную относительную деформацию определяли через накопленную степень деформации сдвига:

$$\varepsilon = \ln(1 + \Lambda / \sqrt{3}). \tag{4}$$

Упрочнение поверхностного слоя, достигнутое на предыдущих стадиях обработки, имеет нелинейный характер – с увеличением глубины накопленная деформация уменьшается. Для учета нелинейности упрочнения поверхностного слоя по глубине поверхностный слой разбивали на ряд подслоев. В каждом подслое накопленную деформацию принимали постоянной.

Значение накопленной степени деформации сдвига для подслоя определяли из условия равенства площадей криволинейных треугольников, образуемых кривой распределения накопленной степени деформации сдвига по глубине, границами слоя и линией, соответствующей значению степени деформации сдвига для данного слоя. На рис. 3 степень деформации сдвига для первого подслоя Λ_1 определяется из

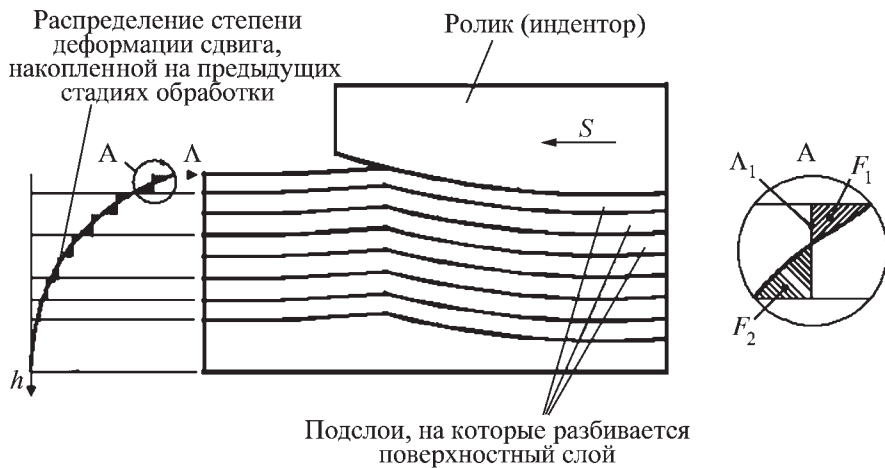


Рис. 3. Построение послойной модели очага деформации при ППД с учетом упрочнения поверхностного слоя

условия равенства криволинейных треугольников с площадями F_1 и F_2 .

Дискретность разбиения поверхностного слоя на подслои определяет число получаемых результатов решения задачи ППД с учетом технологического наследования. Разбиение производили таким образом, чтобы значение степени деформации сдвига, принятое для данного слоя, отличалось от максимального и минимального значений не более чем на 25 %.

На этом этапе температурными деформациями пренебрегали.

Моделирование НДС МКЭ

Описание НДС в категориях программ нагружения и учет истории нагружения поверхностного слоя на каждой стадии требуют, чтобы оценка накопленных деформаций и исчерпания запаса пластичности проводилась вдоль линий тока. Для этого полученные значения компонент тензора напряжений и тензора деформаций в узлах конечно-элементной модели пересчитывали в точки линий тока очага деформации [3]. Алгоритм перерасчета предполагал, что первая точка линии тока находится на передней внеконтактной границе очага деформации при ППД. В процессе нагружения поверхностного слоя перемещение точки вдоль линии тока складывается из двух составляющих: перемещение, вызванное смещением очага деформации относительно инструмента, и перемещение, обусловленное пластическим течением металла в очаге деформации.

После определения координат точек линий тока расчет характеристик механического состояния поверхностного слоя вдоль линий тока в очаге деформаций проводили в следующей последовательности [4].

1. Расчет компонент тензоров напряжений σ_{ij} и относительных деформаций ε_{ij} .
2. Расчет показателя схемы напряженного состояния П.
3. По диаграмме пластичности и найденному показателю схемы определение предельной степени деформации сдвига Λ_p .
4. Расчет времени t прохождения частицей расстояния между соседними точками линии тока.
5. Расчет компонент тензора скоростей деформаций ξ_{ij} .
6. Расчет интенсивности скоростей деформаций Н.
7. Расчет мгновенных степеней деформаций сдвига $\Delta\Lambda$, накопленных между соседними точками линии тока.
8. Расчет степени деформации сдвига Λ .
9. Расчет мгновенных значений СИЗП $\Delta\Psi$.
10. Расчет показателя вида напряженного состояния μ_σ и оценка монотонности протекания пластической деформации.
11. Расчет СИЗП Ψ вдоль каждой линии тока.

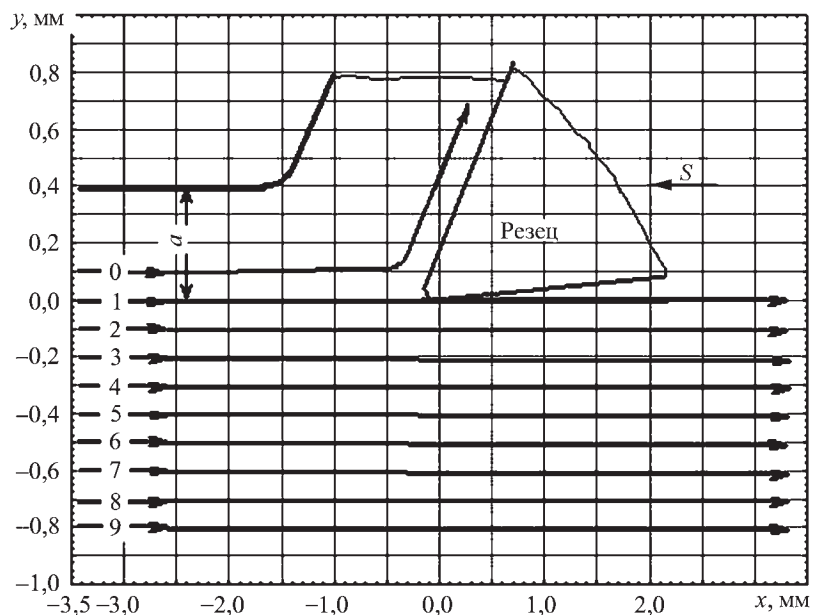


Рис. 4. Схема очага деформации при резании с линиями тока для образца № 15: 0–9 – номера линий тока

Параметры НДС, полученные моделированием

№ образца	x, мм	y, мм	П	μ_{σ}	Λ_p	Λ	Ψ	$\Lambda_{кор}$	$\Psi_{кор}$
15	0,795	-0,064	1,854	-0,252	0,774	0,378	0,5129	0,4034	0,5209
16	0,075	-0,085	0,290	-0,317	1,006	0,342	0,3400	0,3822	0,3798
19	0,929	-0,083	0,555	-0,366	0,755	0,399	0,5355	0,4466	0,5909
20	0,846	-0,085	0,522	-0,392	0,856	0,371	0,3822	0,4161	0,4861

Примечание. x – длина очага деформации; y – глубина линии тока; $\Lambda_{кор}$ и $\Psi_{кор}$ – исправленные значения показателей Λ и Ψ .

Указанный алгоритм реализован в программной системе для ЭВМ "Наследственная механика поверхностного слоя деталей машин" [5].

В соответствии с методикой в очаге деформации были построены линии тока ниже и выше критической. Наибольший интерес представляет определение исчерпания запаса пластичности вдоль линий тока, формирующих свойства поверхностного слоя. На рис. 4 показан очаг деформации с линиями тока 0...9, при этом вдоль линии 1 происходит разделение потоков металла – в стружку и под инструмент. Линия тока 0 показывает течение металла в стружку вдоль передней поверхности режущего инструмента.

Параметры НДС, полученные моделированием, приведены для ряда образцов в табл. 3.

Из-за особенности методики пересчета результатов моделирования с помощью специальной программы [5], заключающейся в смещении линий тока на некоторую глубину от поверхности (координата y, см. табл. 3), значения Ψ отличаются от полученных расчетом вдоль критической линии тока методом делительных сеток. Для получения корректных значе-

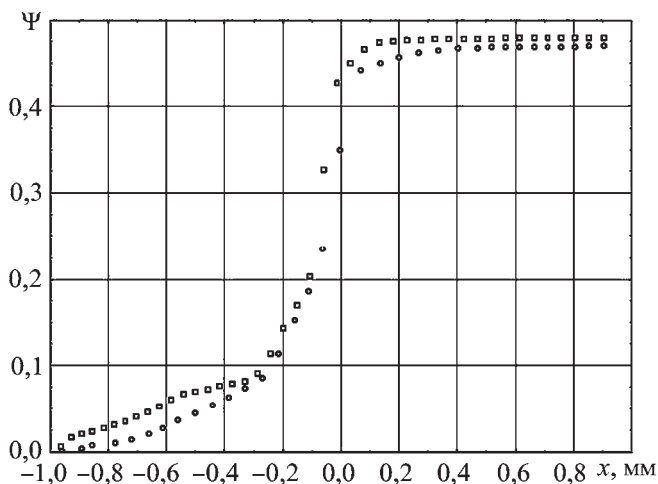


Рис. 5. Значения Ψ , полученные вдоль критической линии тока, методами делительных сеток (1) и МКЭ (2) для образца № 20

ний Λ и Ψ был произведен их пересчет по формуле [1], поскольку по мере удаления от поверхности степень деформации сдвига уменьшается, подчиняясь экспоненциальному закону [4]:

$$(\Lambda_{\text{мех}})_h = (\Lambda_{\text{мех}})_0 \exp(-5,52 h^{1,5}) + 0,01, \quad (5)$$

где $(\Lambda_{\text{мех}})_0$ – степень деформации сдвига, накопленная на поверхности;

h – заданная глубина.

На рис. 5 показано исчерпание запаса пластичности вдоль критической линии тока, полученное методами делительных сеток и МКЭ, для образца № 20. Относительная погрешность значений СИЗП, полученных методами делительных сеток и МКЭ, не превышает 8 %.

Основное отличие при моделировании процесса ППД заключалось в том, что при многоэтапном нагружении исходными были свойства, накопленные на предыдущем этапе. При пересчете результатов моделирования в параметры НДС было учтено, что глубина упрочнения при ППД больше, чем при резании, поэтому использовалось большее количество линий тока (рис. 6).

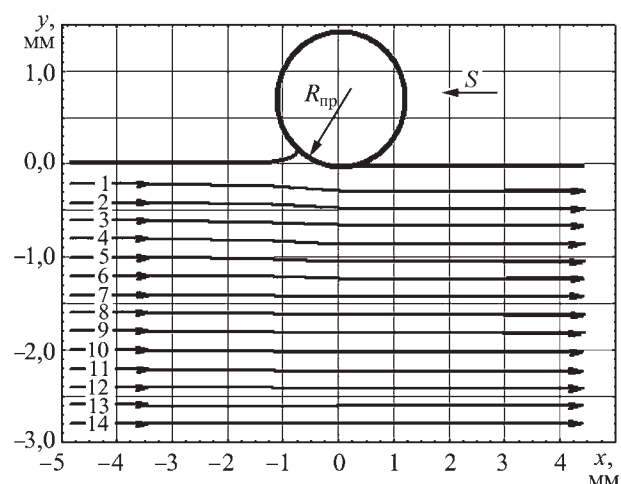


Рис. 6. Схема очага деформации при ППД с линиями тока 1–14

Таблица 4

Экспериментальные значения параметров НДС и мощности сигналов акустической эмиссии

№ образца	Вид эксперимента	S , м/мин	t , с	h_d , мм	Ψ_{Σ}	$\Delta\Psi$	W , Дж ($3,91 \cdot 10^{16}$)	$\Delta\Psi_{кор}$
23	ППД	0,0335	1,5	0,05	0,2446	0,2446	44 268	0,2137
24	ППД1+ППД2	0,0335	2,15	0,072	0,5227	0,2781	52 873	0,2746
25	ППД1+ППД2+ППД3	0,05	1,58	0,06	0,6681	0,1454	31 020	0,1204
26	ППД	0,05	1	0,04	0,2991	0,2991	53 609	0,2798
27	ППД1+ППД2	0,07	1,05	0,055	0,4021	0,1030	46 026	0,2276
28	ППД1+ППД2+ППД3	0,025	3,12	0,06	0,4718	0,0697	12 166	0,0709

Примечание. t – время прохождения очага деформации; h_d – полученная глубина упрочнения; $\Delta\Psi_{кор}$ – исправленное значение приращения.

Таблица 5

Значения параметров НДС, полученные моделированием

№ образца	x , мм	y , мм	Π	μ	Λ_p	Λ	Ψ	$\Lambda_{кор}$	$\Psi_{кор}$
23	1,3301	-0,0548	0,5867	-0,4324	0,8150	0,1716	0,2105	0,1742	0,2137
24	1,3117	-0,0749	0,4511	-0,5158	0,8996	0,4014	0,4462	0,4395	0,4885
25	1,2969	-0,0804	0,4674	-0,4451	0,8030	0,4399	0,5478	0,4889	0,6089
26	1,2985	-0,0736	0,4295	-0,4298	0,9133	0,2379	0,2605	0,2556	0,2798
27	1,2672	-0,0691	0,4012	-0,4455	0,9315	0,4366	0,4687	0,4726	0,5074
28	1,2021	-0,0707	0,4025	-0,4222	0,9306	0,4942	0,5311	0,5382	0,5783

Примечание. См. приложение к табл. 3. μ – показатель Лоде.

Параметры НДС для ППД, полученные по очагу деформации, приведены в табл. 4, результаты моделирования (с учетом корректирования в зависимости от глубины первой линии тока) – в табл. 5. Относительная погрешность значений СИЗП, полученных методами делительных сеток и МКЭ, не превышает 7 %.

Вывод

Расчет параметров НДС в очаге деформации позволил определить интегральные показатели качества поверхностного слоя Λ и Ψ . Полученные значения находятся в рамках 5%-ного доверительного интервала, что подтверждает адекватность принятых моделей и свидетельствует о корректности полученных экспериментальных данных.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Блюменштейн В.Ю., Смелянский В.М. Механика технологического наследования на стадиях обработки и экс-

плуатации деталей машин. М.: Машиностроение-1, 2007. 400 с.

2. Морозов Е.М., Накишков Г.П. Метод конечных элементов в механике разрушения. М.: Наука, 1980. 255 с.

3. Кречетов А.А. Методика расчета параметров механического состояния поверхностного слоя деталей машин // Вестник КузГТУ. 2001. № 5. С. 27–31.

4. Кречетов А.А. Разработка методики проектирования технологических процессов обкатывания на основе раскрытия наследственных закономерностей влияния состояния поверхностного слоя на циклическую долговечность деталей машин: автореф. дис. ... канд. техн. наук (05.02.08). М., 2003.

5. Программа для ЭВМ № 2002611073 РФ. Расчет параметров напряженно-деформированного состояния (RNDS_MDS) [Электронный ресурс] / В.Ю. Блюменштейн, А.А. Кречетов; заявитель и правообладатель А.А. Кречетов. № 2002610824; заявл. 13.05.02; рег. 27.06.02.

УДК 621.9.048.6

Х.М. Рахимьянов, Ю.С. Семенова (Новосибирский государственный технический университет)
E-mail: kharis51@mail.ru

Формирование морфологии поверхности в процессе ультразвукового пластического деформирования деталей машин*

Проведен анализ морфологии плоских и цилиндрических поверхностей, обработанных ультразвуковым пластическим деформированием. Установлено влияние исходных параметров поверхности и режимов обработки на формирование микро- и макрорельефа поверхности.

Ключевые слова: ультразвуковое пластическое деформирование, очаг деформации, волнообразование, макрорельеф, микрорельеф.

The planar and cylindrical surface morphology formed by ultrasonic plastic forming was analyzed. The effect by process conditions and initial state of surface on macro- and microrelief forming was considered.

Keywords: ultrasonic plastic forming, deformation zone, wave formation, macrorelief, microrelief.

Введение

При интенсивном *поверхностном пластическом деформировании* (ППД) материалов, таких как незакаленные стали, цветные металлы и сплавы, благодаря их способности под действием внешней нагрузки изменять свою форму и внутреннее строение может сформироваться волна пластического течения. Волна образуется в области, примыкающей к площадке контакта перед деформирующим инструментом в направлении его движения, и может достигать макроскопических размеров. При жестком постоянном контакте инструмента с деталью образовавшаяся перед инструментом пластическая волна смещается вместе с ним вдоль всей обрабатываемой поверхности и не участвует в формировании рельефа.

Ультразвуковое пластическое деформирование (УЗПД) характеризуется дискретностью взаимодействия инструмента с деталью и упругой схемой нагружения статическим усилием, в результате чего в процессе обработки возможно появление сбросов накопленной деформации в виде волн пластического течения металла.

ГОСТ 24733–81 "Поверхности с регулярным микрорельефом. Классификация, параметры и характеристики" определяет размеры элементов микрорельефа в диапазоне 0,025...1000 мкм. Однако описать морфологию поверхности при УЗПД такая классификация не позволяет. Для получения зависимости параметров геометрии поверхности от режимов УЗПД

необходимо изучение механизмов формирования неровностей на макро-, микро- и субмикроуровнях.

Элементы рельефа, относящиеся к субмикроуровню, представляют собой геометрически обособленные частицы материала, имеющие размер в несколько десятков—сотен нанометров. Эти частицы формируют шероховатость поверхности внутри фрагментов микрорельефа. Моделирование взаимодействия элементов субмикроуровня представляется сложной задачей и возможно лишь после проведения экспериментальных исследований с помощью методов оптической и электронной микроскопии, отражающих структурное состояние материала после обработки.

Под фрагментами микроуровня следует понимать элементы рельефа поверхности размером 10...500 мкм. Модель формирования регулярного микрорельефа, рассмотренная в работе [1], позволяет описать микрогеометрию поверхности, формируемую в зависимости от технологических режимов обработки и исходных механических свойств материала.

В данной работе описан рельеф на макроуровне, непосредственно участвующий во взаимодействии детали с внешней средой и образовании контакта между телами. Кроме того, макрорельеф может играть роль декоративного элемента поверхности, определять ее специальные свойства (оптические, фрикционные, способность удерживать жидкость на поверхности и т.д.).

Теоретическое исследование морфологии поверхности, обработанной методом УЗПД

Макронеровности (волны) на поверхности формируются в результате возникновения *очага деформации* (ОД) в обрабатываемом материале под действием деформирующего инструмента. Под ОД подразумева-

* Исследования проведены при финансовой поддержке в рамках выполнения аналитической ведомственной целевой программы "Развитие научного потенциала высшей школы (2009–2010 годы)" (АВЦП 1.2.2/4066).

ют зону в поверхностном слое детали, внутри которой материал находится в состоянии пластического течения вследствие контакта с деформирующим инструментом.

В зависимости от интенсивности воздействия инструмента на деталь в работе [2] предлагается классифицировать профили ОД по четырем видам.

Очаг первого вида возникает при незначительном внедрении инструмента в деталь, которое приводит лишь к частичному сглаживанию неровностей за счет пластического осаживания их выступов и подъема впадин. Контакт инструмента с заготовкой в ОД первого вида прерывистый.

Увеличение силового режима обработки приводит к образованию ОД второго вида, в котором деформируются не только неровности, но и основной металл, что приводит к зарождению пластической волны, вершина которой не поднимается выше линии выступов шероховатости.

Дальнейшее повышение силового режима обработки приводит к росту волны и образованию ОД третьего вида, особенностью которого является возвышение вершины волны над линией выступов исходной шероховатости. При ППД могут возникнуть условия, при которых высота волны становится чрезмерно большой, что приводит к разрушению материала в очаге (ОД четвертого вида).

Поскольку при УЗПД проявляется периодический характер воздействия инструмента на обрабатываемую поверхность, то за один период ультразвуковых колебаний проходит несколько фаз взаимодействия: начало контактирования, развитие деформации, упругое восстановление и выход инструмента из контакта. За счет дробности деформации при условии перемещения инструмента на различных участках поверхности возможно образование ОД всех видов.

При наличии движений во время УЗПД – вращения вала и подачи инструмента – образуется двухсторонний ОД с неравномерным объемом пластических зон, расположенных по разные стороны инструмента. Соотношение размеров контактных и внеконтактных зон определяется режимами обработки. Возникновение ОД происходит благодаря тому, что с накоплением деформации возрастает сопротивление металла пластической деформации. Это явление принято называть деформационным упрочнением металла.

По данным работы [2], накопление дефектов при поверхностном пластическом деформировании происходит в основном на внеконтактной поверхности волны (т.е. на вершине). В результате локального скопления дефектов на поверхности волны твердость материала увеличивается, повышается его сопротивляемость внешнему воздействию. Можно предположить, что в определенный момент времени упрочне-

ние материала достигнет значения, при котором для данных условий обработки вследствие упругого взаимодействия инструмента с поверхностью сформируется вершина волны. По мере снижения концентрации дефектов величина пластической деформации вновь увеличится, в результате чего окончательно сформируется профиль волны.

Исследования показали, что изменение технологических факторов существенно влияет на профиль ОД. Наиболее важный фактор в обработке – силы деформирования. Увеличение силы деформирования приводит к росту всех элементов профиля ОД. При оценке влияния силового фактора на пластическое волнообразование следует иметь в виду, что при одних и тех же значениях силы деформирования размеры ОД будут зависеть от: диаметра детали, радиуса индентора, приведенного радиуса контакта, свойств материала деформируемого и деформирующего элементов.

Экспериментальное исследование морфологии поверхности после УЗПД

Экспериментальные исследования процесса формирования морфологии поверхности проводили как при обработке круглых, так и плоских поверхностей. Обработку осуществляли по токарной схеме, где главным движением является вращение детали, перемещение инструмента происходит за счет подачи.

На рис. 1 показано формирование макрорельефа на цилиндрических поверхностях в виде волн пластического течения обрабатываемого материала, являющихся по сути проявлением образования ОД третьего вида. При обработке цилиндрической поверхности образуются волны, развивающиеся по винтовым линиям с одинаковым шагом (в виде многозаходной винтовой линии).

Формирование волны происходит в направлении движения инструмента. По мере увеличения силы деформирования растет высота профиля ОД. Высота волн на поверхности I (см. рис. 1, а) составляет (7 ± 1) мкм при шаге $(0,72 \pm 0,2)$ мм и числе заходов – 5; на поверхности II высота – (5 ± 1) мкм при шаге $(0,65 \pm 0,2)$ мм и числе заходов – 6. При обработке с малым усилием (поверхность III) волнообразование не заметно невооруженным глазом. Высота волн на данном участке не превышает 2 мкм, величина шага нестабильна. Таким образом, увеличение силы деформирования приводит к росту профиля ОД. При этом рост замедляется по мере усиления нагрузки за счет упрочнения поверхностного слоя материала.

Помимо возникновения продольных волн в процессе обработки цилиндрических поверхностей могут возникать явления сбросообразования не только в

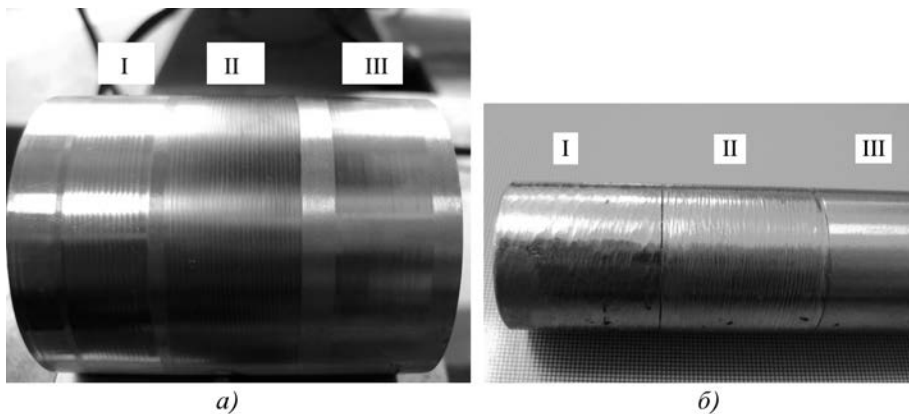


Рис. 1. Волнистость поверхности цилиндрических образцов, обработанных методом УЗПД:

a – волнообразование по винтовой линии в продольном направлении; *б* – волнообразование как в продольном, так и в поперечном направлении

поперечном, но и в продольном направлении (в направлении скорости вращения детали). Вид такой поверхности показан на рис. 1, *б* (поверхность I). Появление поперечных волн связано с приложением значительной нагрузки на деформатор, в результате чего накопление предельной степени деформации происходит за несколько ударов индентора при его движении вдоль винтовой линии.

На цилиндрической поверхности направление волн отличается от направления движения инструмента на величину, которую можно рассчитать по формуле

$$\gamma = \beta - \alpha, \quad (1)$$

где β – угол, определяющий направление волны относительно главного движения деформирования;

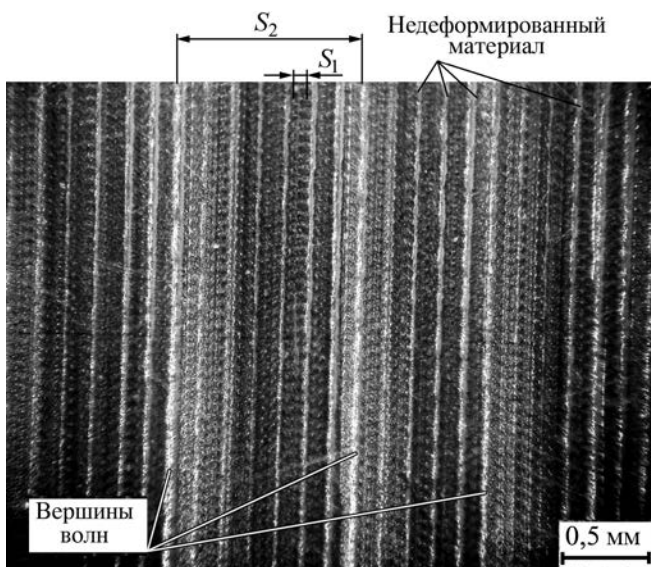


Рис. 2. Вид поверхности обработанной цилиндрической детали

α – угол, определяющий направление движения инструмента относительно того же направления:

$$\operatorname{tg} \alpha = \frac{S_1}{l}; \operatorname{tg} \beta = \frac{S_2}{l}, \quad (2)$$

где S_1 – подача, мм/об;

l – длина окружности в сечении детали, мм;

S_2 – шаг между соседними волнами, мм.

При обработке детали, изображенной на рис. 1, *a* (поверхность I), угол $\gamma \approx 1,6^\circ$. Изображение на рис. 2, полученное методом оптической микроскопии, показывает, что расстояние между соседними волнами постоянно и составляет

5–6 величин подачи. Помимо дорожек следов ударов инструмента на полученном изображении заметны также полосы недеформированного металла. Для выяснения причин их возникновения были проведены дополнительные исследования.

На рис. 3 (см. с. 3 обложки) представлено изображение единичной волны, полученное с помощью комплекса изучения топографии поверхности New View 7300. Согласно измерениям ее высота составляет около 10 мкм, причем параметр шероховатости Ra в пределах одной волны равен 2,02 мкм. На профилограмме заметны впадины глубиной до 2 мкм, располагающиеся на одинаковом расстоянии, равном 0,13 мм. Дальнейшее исследование показало, что обнаруженные на поверхности впадины являются следствием предварительной обработки точением, не полностью устраненные при пластическом деформировании. Подача при предварительном точении заготовки составляет 0,13 мм.

На рис. 4 (см. с. 3 обложки) изображена поверхность впадины между вершинами соседних волн. Как и на вершине, во впадине наблюдаются следы предварительной обработки. На карте интенсивности (Intensity map) видно, что линии следов предварительной обработки изменяются по ширине и могут прерываться. Встречаются участки, где деформированный материал натекает на впадину от предварительной обработки с обеих сторон, залечивая ее.

Следует отметить, что следы единичных ударов инструмента наиболее четко видны во впадинах. По мере приближения к вершине глубина единичных фрагментов рельефа уменьшается. Таким образом, формирование макро- и микрорельефа следует рассматривать во взаимосвязи. Поскольку формирование макрорельефа связано с неравномерным упроч-

нением металла, то деформации от отдельных ударов инструмента вдоль неравномерно упрочненной поверхности следует ожидать неодинаковыми. В областях с меньшей степенью упрочнения металла отпечаток должен получаться глубже, в более упрочненных областях глубина проникновения индентора в материал, соответственно, должна уменьшаться.

Механизм формирования рельефа при обработке плоских поверхностей методом УЗПД отличен от вышеописанного. После обработки диска из стали 20 (режимы обработки: амплитуда ультразвуковых колебаний $A = 20$ мкм; $f = 21$ кГц; $S = 0,065$ мм/об, $n = 190$ об/мин; скорость обработки при изменении диаметра заготовки изменялась от 50 до 70 м/мин; статическая сила $P_{ст} = 98$ Н) сформировался рельеф, представленный на рис. 5, а. Морфология поверхности представляет собой совокупность спиралевидных волн. Выделенной линией показано развитие единичной волны течения материала в процессе обработки. Расстояние между соседними волнами увеличивается от центра к периферии. Поскольку количество продольных волн одинаково на любом диаметре детали, то в пределах одного образца будет верна зависимость:

$$\frac{\pi D_c}{t_b} = \text{const}, \quad (3)$$

где D_c – диаметр диска в рассматриваемом сечении, мм;

t_b – шаг между витками волны в том же сечении, мм.

Высота волн от центра к периферии уменьшается. Уменьшение высоты волны происходит, вероятно, из-за того, что расстояние между отдельными ударами инструмента с увеличением диаметра детали увеличивается, в результате чего часть накопленной деформации остается за фронтом движения волны и не участвует в дальнейшем волнообразовании. Помимо продольных волн, имеющих четкие очертания, в зоне больших скоростей образуются поперечные волны с менее четкими границами.

На рис. 5, б представлено увеличенное изображение поверхности, полученное методом оптической микроскопии. Из рисунка видно, что направление развития волны отличается от направления скорости (направление дорожек единичных фрагментов микрорельефа, расположенных на расстоянии подачи $S_1 = 0,065$ мм/об) на некоторый угол γ . Вершины волн на рисунке проявляются в виде светлых полос.

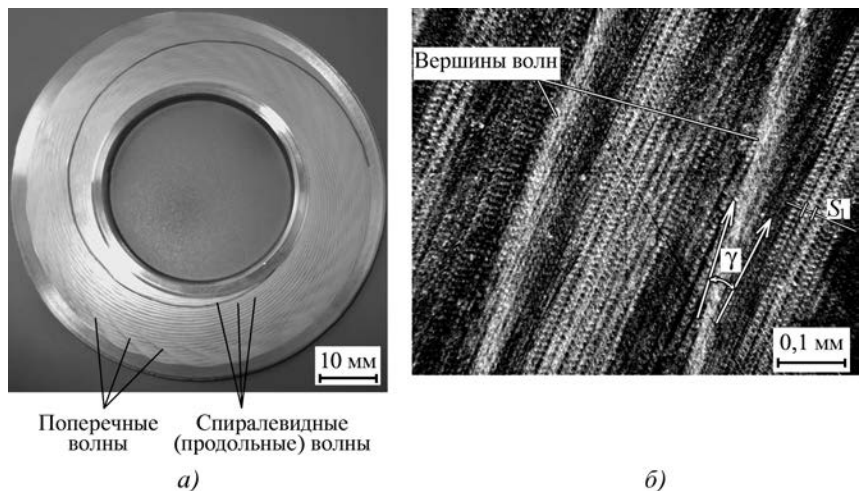


Рис. 5. Рельеф (а) и морфология (б) плоской поверхности, обработанной методом УЗПД

Заключение

Исходя из проведенного анализа, следует, что при обработке деталей, выполненных из пластичных материалов, методом УЗПД, формируются неровности на макро-, микро- и субмикроуровне. В процессе формирования неровностей макроуровня на поверхности образуются волны течения деформированного металла, равномерно расположенные вдоль спиральных линий. Высота волн зависит от сил деформирования. Размеры фрагментов рельефа, относящихся к микроуровню, зависят от их расположения относительно элементов макроуровня предположительно из-за изменения степени деформирования материала вдоль ОД.

При этом следует отметить, что при высоте микронеровностей исходной поверхности, не превышающей некоторую предельную величину, следы предварительной обработки залечиваются и не участвуют в формировании микро- и макрорельефа. При высокой шероховатости исходной (перед УЗПД) поверхности могут остаться следы предварительной обработки. Однако следует отметить, что эти следы смещаются вместе с материалом в направлении его течения при формировании волн. Для описания закономерностей формирования рельефа на макроуровне необходимо выявление взаимосвязи процессов пластического течения обрабатываемого материала с параметрами технологических режимов УЗПД и исходного состояния поверхности.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Рахимьянов Х.М., Семенова Ю.С. Моделирование процесса формирования регулярного микрорельефа при ультразвуковом пластическом деформировании // Упрочняющие технологии и покрытия. 2010. № 2. С. 3–10.
2. Смелянский В.М. Механика упрочнения поверхностного слоя деталей машин в технологических процессах поверхностного пластического деформирования. М.: Объединение "МАШМИР", 1992. 60 с.

И.Г. Шин (Ташкентский институт текстильной и легкой промышленности)
E-mail: dimashin@list.ru

Деформационное упрочнение поверхностного слоя деталей колеблющимся индентором

Приведены результаты исследования глубины деформационного упрочнения (наклепа) при ударном нагружении колеблющегося индентора, не связанного жестко с концентратором.

Ключевые слова: деформационное упрочнение, глубина упрочнения, индентор, удар, энергия и сила удара, ультразвуковые колебания, предел текучести, интенсивность напряжений.

The results of theoretical researches of strengthen depth off surface layer of details at impact by hesitating ball are given.

Keywords: deformation hardening, depth of hardening, ball, blow, energy and force of blow, ultrasonic fluctuations, fluidity limit, intensity of pressure.

Деформационное упрочнение поверхностного слоя деталей колеблющимся индентором относится к ударной упрочняющей чистовой обработке и является одним из эффективных способов повышения долговечности и эксплуатационной надежности ответственных изделий машиностроения.

В результате пластической деформации в поверхностном слое изделия формируются благоприятные сжимающие остаточные напряжения, увеличиваются степень и глубина упрочнения (наклепа), улучшается микропрофиль и снижается шероховатость обработанной поверхности. Эти характеристики качества поверхностного слоя, определяемые режимными и конструктивными параметрами деформирующего инструмента – индентора, а также физико-механическими параметрами обрабатываемого материала, значительно влияют на сопротивление усталости и несущую способность важнейших элементов конструкций, в особенности изделий, работающих в условиях воздействия переменных нагрузок.

Внедрение в промышленность и широкое применение методов *поверхностного пластического деформирования* (ППД) деталей из высокопрочных сталей и сплавов, применяемых в качестве финишных механических операций, доказывают их высокую надежность как технологического процесса, успешно конкурирующего с другими методами окончательной обработки. Надежность технологического процесса, оцениваемая вероятностью выполнения задания по обеспечению требуемых показателей качества поверхностного слоя изделий, совместно с технико-экономическими показателями (себестоимость, коэффициент загрузки оборудования и др.) составляют главный критерий выбора варианта, принимаемого для детальной разработки и реализации в производстве.

Наряду с традиционными и распространенными ППД (дробеструйным наклепом, обкатыванием шариком и роликом, виброобкатыванием) значительно повысился интерес и к высокоэнергетическим видам обработки поверхности. К последним относится поверхностное упрочнение с помощью ультразвуковых колебаний [1].

Метод ультразвукового деформационного упрочнения осуществляют посредством множества стальных шариков, приводящихся в движение колеблющимися с ультразвуковой частотой ($f = 16$ кГц и более) стенками рабочей камеры специального ультразвукового устройства [2].

Передача ультразвуковой энергии в обрабатываемое изделие может осуществляться единичным деформирующим рабочим телом в виде индентора сферической формы (шариком из твердого сплава или стали ШХ15 твердостью 64 HRC) двумя способами. В первом – шарик жестко связан с торцевой поверхностью концентратора (излучателя). Акустический контакт создается вследствие прижатия всей акустической системы (генератор, магнитострикционный преобразователь и др.) к образцу с определенной силой. Второй способ отличается тем, что шарик свободно присоединяется к торцу излучателя и не имеет жесткой связи ни с образцом, ни с самим излучателем.

По аналогичной схеме контактного взаимодействия свободных шариков с упрочняемой поверхностью происходит и процесс виброударной обработки деталей [3], осуществляемый в камере виброустановки с частотой 50 Гц стальными закаленными шариками. Эффективность процесса виброударного упрочнения наряду с ультразвуковым деформационным упрочнением стимулирует поиск научно-обоснованных методов аналитического определения основных пара-

метров качества поверхностного слоя, используемых на этапе проектирования технологического процесса. Расчетные данные по состоянию упрочненного поверхностного слоя служат основой для прогнозирования сопротивления усталости и долговечности деталей машин без проведения длительных и дорогостоящих экспериментальных исследований.

В данной работе проведено аналитическое исследование глубины деформационного упрочнения поверхностного слоя изделия при ударном нагружении колеблющимся шариком, не связанным жестко с концентратором, что соответствует схемам обработки при ультразвуковом и виброударном упрочнении.

Метод ультразвукового упрочнения шариками основан на использовании мощных ультразвуковых колебаний. Под действием этих колебаний шарики приобретают значительную скорость и, ударяясь о поверхность детали, создают сжимающие напряжения, интенсивность которых превосходит предел текучести обрабатываемого материала ($\sigma_i > \sigma_T$). Последнее условие приводит к пластической деформации и последующему деформационному упрочнению поверхностного слоя, характеризующемуся глубиной h и степенью наклепа U .

Максимальное значение колебательной скорости, сообщаемой шариком концентратором, составляет

$$v = 2\pi fA, \quad (1)$$

где f – собственная частота магнитоэстрикционного преобразователя, Гц;

A – амплитуда колебания шарика или свободного конца концентратора.

Уравнение движения шарика в обрабатываемой среде (рисунок) упрощенно представлено в виде, предложенном В. Гольдсмитом:

$$m \frac{d^2 h}{dt^2} = -2\pi R \sigma_T h, \quad (2)$$

где m , R – масса и радиус шарика соответственно;
 h – координата, нормальная к плоскости обрабатываемой детали (глубина внедрения шарика);
 t – время соударения (продолжительность удара);
 σ_T – предел текучести обрабатываемого материала, равный сопротивлению деформации.

Решением уравнения (2) является выражение

$$h = v \sqrt{\frac{m}{\pi D \sigma_T}} \sin \sqrt{\frac{\pi D \sigma_T}{m}} t, \quad (3)$$

где $D = 2R$ – диаметр шарика.

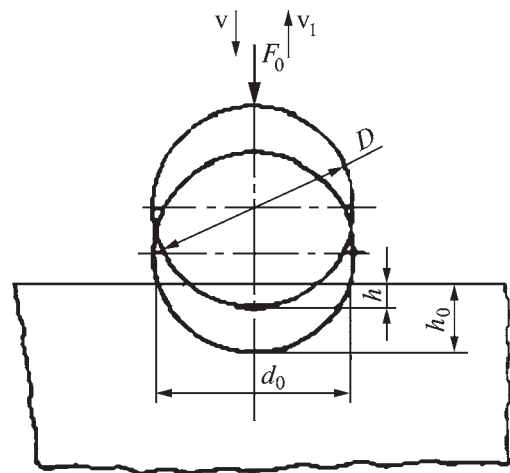


Схема ударного контактного воздействия колеблющегося сферического индентора с упрочняемой поверхностью

Выразив массу шарика m через его объем $V = \pi D^3/6$ и плотность ρ , выражение (3) можно представить в удобном для расчетной практики виде:

$$h = vD \sqrt{\frac{\rho}{6\sigma_T}} \sin \left(\frac{1}{D} \sqrt{\frac{6\sigma_T}{\rho}} t \right). \quad (4)$$

Из уравнения (4) можно получить основные соотношения для определения максимальной глубины проникновения шарика h_0 , диаметра отпечатка d_0 и общего времени соприкосновения шарика с поверхностью детали t_0 :

$$h_0 = vD \sqrt{\frac{\rho}{6\sigma_T}} = 2\pi fAD \sqrt{\frac{\rho}{6\sigma_T}}, \quad (5)$$

$$d_0 = 2\sqrt{2Rh - h^2} \approx 2\sqrt{2Rh} = 2D \sqrt{2\pi fA \sqrt{\frac{\rho}{6\sigma_T}}}, \quad (6)$$

$$t_0 = \frac{\pi}{2} D \sqrt{\frac{\rho}{6\sigma_T}}. \quad (7)$$

Максимальную силу удара шарика находят из выражения, соответствующего закону сохранения импульса:

$$F_0 = \frac{mv(1+k)}{t_0}, \quad (8)$$

где $k = v_1/v$ – коэффициент восстановления, равный отношению скорости тела после удара к скорости тела до удара.

Коэффициент восстановления меняется от 0 при абсолютно пластическом ударе до 1 при абсолютно упругом ударе. В реальных условиях удар не может быть абсолютно упругим, $v_1 < v$ и составит $v_1 = kv$.

Подставив в выражение (8) формулы (1) и (7), а также выразив массу шарика через его плотность и объем, получим соотношение для силы удара:

$$F_0 = \frac{2\pi fAD^2(1+k)}{3} \sqrt{6\rho\sigma_T}. \quad (9)$$

Для определения глубины наклепанного слоя h_n используют зависимость С.Г. Хейфеца $h_n = \sqrt{F/2\sigma_T}$, хорошо подтвержденную практикой, которая связывает глубину наклепа с усилием индентора F . Подставив вместо F выражение (9), получим формулу для расчета глубины наклепа или деформационного упрочнения при обработке деталей колеблющимся индентором:

$$h_n = D \sqrt{\frac{\pi f A (1+k)}{3}} \sqrt{\frac{6\rho}{\sigma_T}}. \quad (10)$$

Коэффициент восстановления скорости k можно предварительно рассчитать по зависимостям, полученным в работе [4], и учитывающим размеры шарика R , его начальную кинетическую энергию W_0 , физико-механические свойства контактирующих тел (твердость обрабатываемого материала, коэффициент Пуассона и модули упругости).

Для апробации формулы (10) было проведено сравнение расчетных данных с глубиной наклепа h_n , определенной экспериментально авторами работ [3, 5]. При ультразвуковом упрочнении титанового сплава ВТ8 [5] глубина наклепа составляла $h_n = 0,2$ мм при режиме обработки: $f = 17,8$ кГц; диаметр шарика 3 мм; $A = 25...30$ мкм. Расчет по формуле (10) дает значение $h_n = 0,182...0,189$ мм в зависимости от предела текучести обрабатываемого материала $\sigma_{0,2} = 930...1075$ МПа [6].

Виброударное упрочнение [3] закаленной стали Х12 ($630 \text{ HV} \approx 55 \text{ HRC}$) при режиме $f = 33$ Гц; $A = 3$ мм; $D = 8$ мм ($63...64 \text{ HRC}$) обеспечивает глубину наклепа $h_n = 0,20...0,34$ мм в зависимости от времени

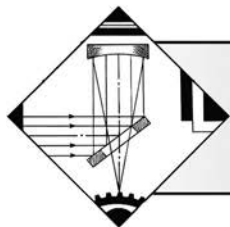
обработки (20 или 40 мин) при шероховатости поверхности $Ra = 0,16$ мкм. Расчетные значения глубины наклепа составили $h_n = 0,22...0,23$ мм в зависимости от предела текучести обрабатываемого материала $\sigma_T = 730...890$ МПа.

Таким образом, установлена достаточная для практики сходимости значений глубины деформационного упрочнения h_n в зависимости от режимов ультразвукового и виброударного упрочнения, а также физико-механических свойств обрабатываемого материала.

Определение глубины наклепа h_n по формуле (10) позволит без продолжительных и трудоемких экспериментальных исследований оценить качество поверхностного слоя обрабатываемых деталей уже на стадии их проектирования, обеспечивая надежность технологического процесса, а также заданную долговечность изделий.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Кулемин А.В., Кононов В.В., Стебельков И.А. О выборе оптимального режима ультразвуковой упрочняющей обработки металлов // Физика и химия обработки материалов. 1982. № 2. С. 93–97.
2. Остапенко В.А. и др. Повышение сопротивления малоцикловой ударной усталости высокопрочной стали ультразвуковым упрочнением // Вестник машиностроения. 1982. № 10. С. 42–43.
3. Бабичев А.П., Матюхин Е.В., Шевцов С.Н. Упрочняемость закаленных шлифованных сталей при виброударной обработке // Вестник машиностроения. 1980. № 7. С. 55–58.
4. Джураев А.Д., Шин И.Г. О коэффициенте восстановления скорости при ударе твердой сферической частицы о плоскую металлическую преграду // Известия вузов. Техн. наук. 1995. № 1–4. С. 121–129.
5. Кулемин А.В., Кононов В.В., Стебельков И.А. Повышение усталостной прочности деталей путем ультразвуковой поверхностной обработки // Проблемы прочности. 1981. № 1. С. 70–74.
6. Гуляев А.П. Металловедение. М.: Металлургия, 1986. 544 с.



ОБРАБОТКА КОНЦЕНТРИРОВАННЫМИ ПОТОКАМИ ЭНЕРГИИ

УДК 621.793.71

В.А. Оковитый, Ф.И. Пантелеенко, О.Г. Девойно, В.В. Оковитый
(Белорусский национальный технический университет, г. Минск),
А.И. Кулак (ГНУ "Институт общей и неорганической химии" НАН Беларуси, г. Минск)
E-mail: scvmed@bntu.by

Исследование параметров напыления биокерамических плазменных покрытий на нанокристаллические подложки

Проведены исследования процессов и оптимизированы технологические параметры напыления биокерамических плазменных покрытий на нанокристаллические подложки титана и его композиций. При оптимизации учитывали фактор сохранения структуры подложки из нанокристаллического титана.

Ключевые слова: плазменное напыление покрытий, биокерамические покрытия, нанокристаллическая подложка.

Researches of processes are carried out and technological parameters of plasma spraying of bioceramic coatings on nanocrystalline substrates of the titan and its compositions are optimised. At optimisation the factor preservation of structure of a substrate from nanocrystalline titan was considered.

Keywords: plasma spraying coatings, bioceramic coatings, nanocrystalline substrate.

Введение

Прочное сцепление между напыляемым материалом и основой обычно рассматривается как химическая реакция на границе раздела фаз, вступающих в физический контакт в результате деформации и растекания частиц. Природа материалов основы и частиц, их энергетическое состояние в момент соударения являются определяющими факторами образования прочной связи.

Адгезионный контакт образуется либо за счет коллективизации валентных электронов атомами контактных поверхностей с образованием металлической связи, либо путем локализации электронной плотности вблизи электроотрицательных атомов с образованием связей ковалентного типа. Первый вид химической связи характерен для соединений металлов и сплавов, второй — для соединений керамических и разнородных материалов. Кинетика осуществления химического взаимодействия характеризуется энергетическим барьером, который преодолевают атомы для перехода из одного устойчивого состояния в другое (энергия активации взаимодействия).

Согласно рассмотренному механизму образования прочных адгезионных связей важная роль принадлежит активации поверхности подложки. При напыле-

нии композиционного порошка, содержащего гидроксиапатит (ГА) и керамический материал, на титан, компактированный *равноканальным угловым* (РКУ) прессованием, усиливается эффект локального снижения активационного энергетического барьера (за счет измельченной структуры и повышенной поверхностной энергии подложки). В результате прочность сцепления такого покрытия в сравнении с напылением его на сплав Ti_6Al_4V должна возрасти, кроме того, уменьшается неоднородность напыленных покрытий в переходной зоне от покрытия к подложке.

Известно, что существенное изменение структуры напыляемых подложек нанокристаллического титана и его композиций, а соответственно и эксплуатационных свойств, происходит при температуре порядка 300 °С и выше. Следовательно, при оптимизации режимов напыления (расход плазмообразующего газа, мощность плазменной дуги, дистанция напыления), влияющих на термодинамику системы покрытие—подложка, необходимо учитывать фактор сохранения структуры подложки из нанокристаллического титана. Кроме того, в результате оптимизации в покрытии должно быть максимальное содержание кристаллической фазы, которая увеличивает адгезионную и когезионную прочности сцепления покрытия.

Максимальное содержание кристаллической фазы можно получить или в результате термообработки, или оптимизацией параметров напыления (фракция порошка, ток и напряжение плазмы, дистанция напыления и т.д.). Последний критерий оптимизации – коэффициент использования порошка (КИП), поскольку стоимость 1 кг порошка ГА колеблется в пределах от 700 до 1200 \$.

Методика исследования

Исследование сечения образцов проводили на сканирующем электронном микроскопе Nanolab-7 фирмы "Оптон" (Германия) при увеличениях $\times 500$, $\times 2500$, $\times 5000$. На рис. 1, 2 показаны микроструктуры нанокристаллических подложек титана и его композиций в исходном состоянии и после оптимизированного плазменного напыления на них покрытий из ГА.

Технически чистый титан (см. рис. 1, а) был получен по технологии РКУ прессования соответствующего порошка с размером частиц порядка 36 мкм. Прессование и отжиг компактированного материала выполняли в вакууме. Режимы прессования: температура – 550 °С; давление – 0,8 ГПа. Режимы отжига: температура – 800 °С; длительность – 1 ч. Эта технология обеспечивает интенсивную пластическую деформацию и измельчение структуры частиц порошка титана до нанокристаллического уровня с размером зерен металла порядка 300 нм.

Композиции титана с добавкой 5 % TiO_2 и 10 % TiO_2 (см. рис. 2, а, б) получены по технологии РКУ прессования

смеси соответствующих порошков. Размер частиц Ti составлял порядка 36 мкм, TiO_2 применяли в виде нанопорошка. Прессование и отжиг компактированного материала выполняли в вакууме. Режимы прессования: температура – 550 °С; давление – 0,55 ГПа. Режимы отжига: температура – 500 °С; длительность – 30 мин. После этого компактированный материал подвергали специальной обработке с дополнительным пластическим деформированием.

Плазменное напыление биосовместимых покрытий проводили на образцы размером (40×12×3±0,1) мм из сплава $\text{Ti}_6\text{Al}_4\text{V}$ и нанокристаллического титана и его композиций на установке для плазменного напыления на воздухе APS фирмы "Плазма-Техник АГ". Подслой покрытия в обоих случаях наносили на одном режиме. Режимы нанесения покрытий приведены в табл. 1.

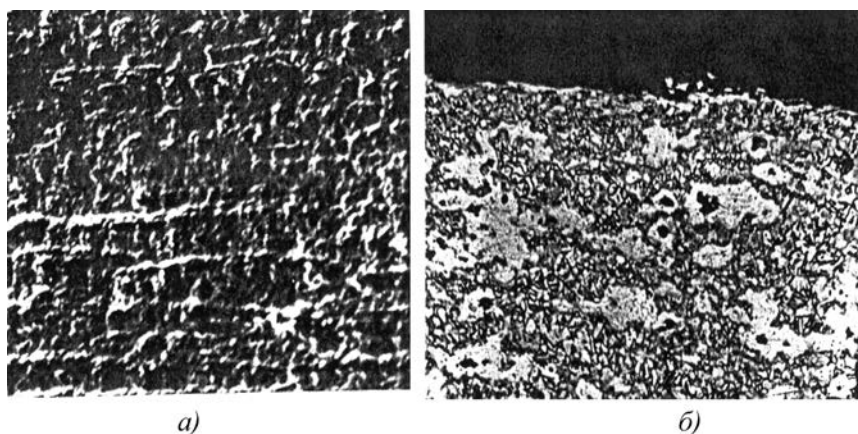


Рис. 1. Микроструктура нанокристаллического технически чистого титана ($\times 2500$): а – до напыления ГА; б – после напыления ГА

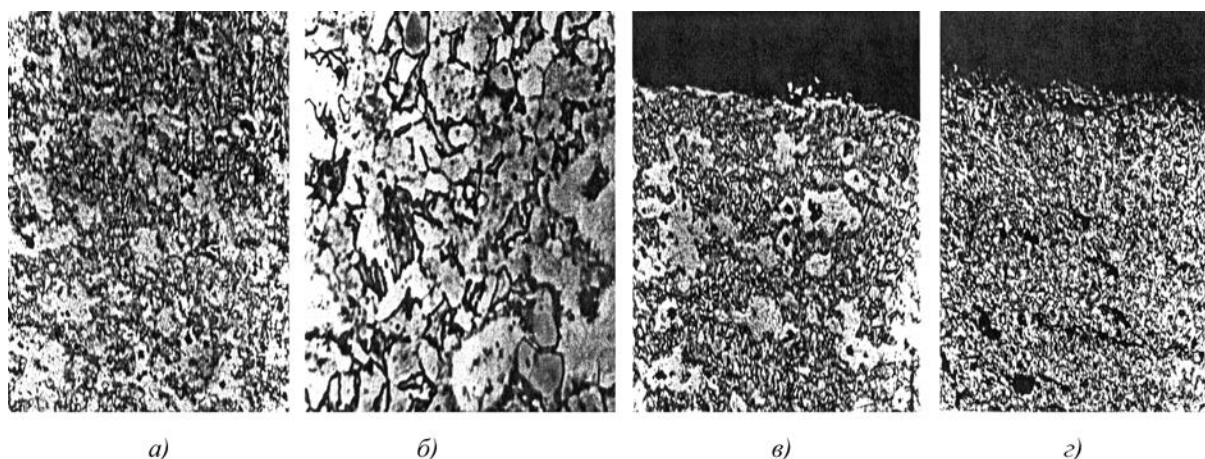


Рис. 2. Микроструктура нанокристаллического композиционного материала $\text{Ti} + 5\% \text{TiO}_2$ (а, в) и $\text{Ti} + 10\% \text{TiO}_2$ (б, г): а, б – до напыления ГА; в, г – после напыления ГА на дистанции 80 мм

Таблица 1

Режимы нанесения покрытия

Мощность плазменной струи, кВт	Расход плазмообразующего газа, л/мин		Расход транспортирующего газа, л/мин	Дистанция напыления, мм	Расход порошка, г/мин	Толщина слоя, мкм
	аргон	водород				
Подслой						
25	30	4	2,5	120	4 (Ti)	40
Переходный слой						
30	30	5	3	150	6*	50
Наружный слой						
30	30	5	3	130	5	40

* Композиционный порошок – ГА от 10 до 90 % мас., остальное – оксид алюминия.

Напыленное покрытие термообработывали при 600...800 °С в течение 1...2 ч в термопечи СНОЛ-1. Толщина покрытия – 0,3 мм.

Фазовый состав покрытий исследовали методом рентгеноструктурного анализа на рентгенографическом дифрактометре ДРОН-3. Количественное содержание фаз и равномерность их распределения определяли на сканирующем электронном микроскопе Nanolab-7 при увеличении от 5 000 до 20 000 раз.

Прочность сцепления измеряли на отрывной машине Instron. Количественные оценки параметров определяли как усредненные по пяти измерениям. Сравнительные данные свойств покрытий приведены в табл. 2.

Таблица 2

Сравнительные данные свойств покрытий

Материал подложки	Содержание кристаллической фазы ГА в слое, %		Прочность, МПа	
	переходном	наружном	адгезионная	когезионная
Сплав Ti ₆ Al ₄ V	98	98	35	39
Нанокристаллический титан	98	98	46	51
Нанокристаллический титан + 5 % диоксида титана	96	95	48	54
Нанокристаллический титан + 10 % диоксида титана	92	89	32	33

Оптимизация параметров напыления

Оптимизацию осуществляли следующим образом: на первом этапе проводили оптимизацию на основании получения максимального КИП. Вначале КИП и процентное содержание кристаллической фазы (табл. 3) определяли при различных значениях тока и

Таблица 3

КИП (%) и процентное содержание кристаллической фазы в покрытиях при различных значениях тока и расхода плазмообразующего газа

I, А	Расход Н ₂ , л/мин					
	ГА			ГА + 20 % TiO ₂		
	11	12	13	11	12	13
400	$\frac{37}{93}$	$\frac{38}{89}$	$\frac{39}{88}$	–	–	–
450	$\frac{43}{91}$	$\frac{56}{83}$	$\frac{43}{77}$	$\frac{43}{89}$	$\frac{44}{92}$	$\frac{46}{90}$
500	$\frac{40}{89}$	$\frac{51}{85}$	$\frac{49}{76}$	$\frac{48}{96}$	$\frac{46}{90}$	$\frac{50}{81}$
550	$\frac{52}{86}$	$\frac{53}{80}$	$\frac{46}{71}$	$\frac{56}{98}$	$\frac{53}{91}$	$\frac{48}{84}$
600	–	–	–	$\frac{52}{93}$	$\frac{50}{86}$	$\frac{46}{79}$

Примечание. В числителе приведены значения КИП, в знаменателе – процентное содержание кристаллической фазы. L = 100 мм; плазмообразующий газ p_{Ar} = 4 МПа; транспортирующий газ p_{Ar} = 0,4 МПа; плазматрон F4H фирмы "Плазма-техник АГ"; скорость перемещения плазматрона – 150 мм/с.

Таблица 4

КИП (%) и процентное содержание кристаллической фазы в покрытиях при различных дистанциях напыления

Вид покрытия	Дистанция напыления, мм				
	70	80	90	100	110
ГА*	$\frac{51}{96}$	$\frac{56}{98}$	$\frac{43}{94}$	$\frac{40}{89}$	$\frac{-}{83}$
ГА+20 % TiO ₂ **	—	$\frac{48}{95}$	$\frac{50}{96}$	$\frac{56}{98}$	$\frac{53}{92}$

*I = 500 А, R_{H₂} = 11 л/мин.
**I = 550 А, R_{H₂} = 11 л/мин.

Примечание. См. примечание к табл. 3.

Таблица 5

Оптимальные режимы напыления биокерамических покрытий на нанокристаллическую подложку

Покрытие	Расход H ₂ , л/мин	Дистанция напыления L, мм	Ток I, А	Расход порошка, кг/ч
ГА	11	80	500	3
ГА+TiO ₂	11	100	550	3,5

Примечание. Плазмообразующий газ p_{Ar} = 4 МПа; транспортирующий газ p_{Ar} = 0,4 МПа; плазматрон F4H фирмы "Плазма-техник АГ"; скорость перемещения плазматрона – 150 мм/с.

расходах плазмообразующего газа R_{H₂}, л/мин, но с постоянной дистанцией напыления L = 100 мм. На следующем этапе оптимальные значения дистанции напыления определяли с постоянными значениями тока и расхода плазмообразующего газа (табл. 4). Расход аргона на всех этапах оптимизации был постоянным – 40 л/мин, покрытия напыляли без охлаждения порошком фракционного состава 63...80 мкм для внешнего и наружного слоев.

Затем с помощью металлографических исследований микроструктур нанокристаллических подложек титана и его композиций в исходном состоянии и после оптимизированного плазменного напыления на них покрытий из ГА и ГА-керамики окончательно выбирали оптимальные режимы напыления. Оптимальные режимы напыления биокерамических покрытий на нанокристаллическую подложку приведены в табл. 5.

Обсуждение результатов

Согласно рис. 1 подложки в исходном состоянии и после напыления ГА во многом идентичны. Для них,

например, характерны образования гидридов, оксидов, нитридов (белые зоны фотографий). Эти вещества являются продуктами взаимодействия титана с водородом, кислородом, азотом воздуха и технологическими газами операции напыления ГА. Указанные образования имеются как в пределах, так и на границе зерен металла. В сравнении с исходной подложкой поверхность напыленной титановой основы характеризуется возросшим количеством гидридов, оксидов, нитридов. Однако толщина поверхностного слоя с избытком твердых и хрупких включений незначительна (5...12 мкм), что не оказывает существенного влияния на эксплуатационные свойства напыленного имплантата.

Анализ рис. 1 свидетельствует о том, что принципиальных изменений структуры титана после напыления не происходит. Согласно рис. 2 подложка из композиции титана с добавкой 5 % TiO₂ и 10 % TiO₂ достаточно однородна, заметная неравномерность распределения частиц TiO₂ отсутствует. Концентрация твердых и хрупких включений в поверхности слоя различных подложек и толщина слоев практически одинакова при оптимизированных режимах напыления ГА. Однако суммарное количество включений в напыленном образце с добавкой 10 % TiO₂ существенно увеличивается за счет фазы в объеме основного материала.

Отрицательный эффект избытка твердых и хрупких включений поверхности подложки усиливается за счет аналогичной фазы в объеме основного материала. При такой структуре фактор упрочняющего армирования основного материала фазой TiO₂ может оказаться малоэффективным для эксплуатации имплантатов в условиях переменных нагрузок. Возникающие на поверхности подложки усталостные трещины могут беспрепятственно развиваться в глубь основного материала за счет избыточной твердой и хрупкой фазы TiO₂. Поэтому содержание TiO₂ в композициях титан–диоксид титана не должно превышать 10 %.

На рис. 3 приведены микроструктуры покрытия из ГА + 20 % TiO₂, напыленного на оптимальных режимах, приведенных в табл. 4, на подложку из нанокристаллического титана. Согласно рис. 3, а покрытие сформировано из деформированных частиц порошка, заметны границы между частицами, нанесенными слоями, покрытием и подложкой. Вместе с тем в сравнении с напылением на титан гомогенных частиц ГА граница между покрытием и подложкой выражена менее четко (рис. 3, б). Это дает основание полагать, что напыление композиционного порошка TiO₂–ГА позволяет уменьшить неоднородность напыленных изделий из титана в переходной зоне от покрытия к подложке. Создаются предпосылки увеличения проч-

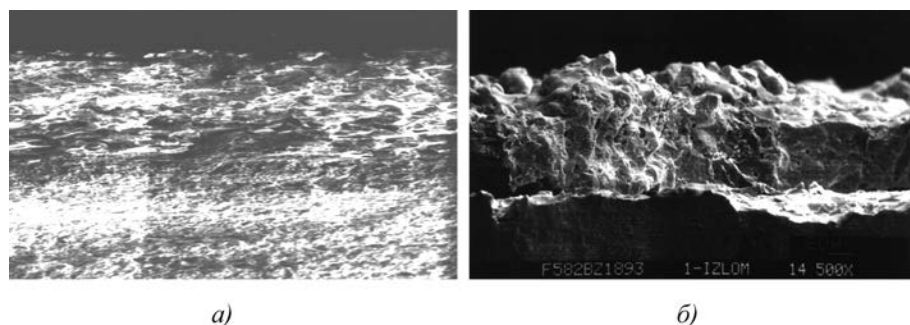


Рис. 3. Микроструктура (а) покрытия из TiO_2 -ГА на образце титана и граница между покрытием из ГА и титановой подложкой (б)

ности изделий, что улучшает их эксплуатационные свойства.

Установлено, что наряду с ГА $Ca_{10}(PO_4)_6(OH)_2$ на рентгенограмме присутствуют линии фазы, которая является продуктом взаимодействия напыленной биокерамики и титановой подложки, компактированной РКУ прессованием. В данном случае химическое соединение фосфида титана, и как следствие прочный адгезионный контакт биокерамики, образуются за счет получения связи ковалентного типа. Установлено, что содержание фосфида титана в общем объеме покрытия вместе с переходной зоной составляет 6,2 %.

Заключение

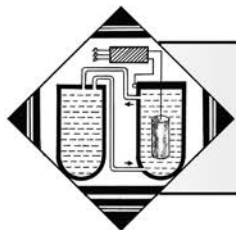
Согласно рассмотренному механизму образования прочных адгезионных связей важная роль принадлежит активации поверхности подложки. При напылении порошка TiO_2 -ГА на титан, компактированный РКУ прессованием, усиливается эффект локального снижения активационного энергетического барьера (за счет измельченной структуры и повышенной поверхностной энергии подложки).

Измельченная структура такого титана способствует увеличению количества активных центров, расположенных на границах структурных зерен. Центры выходят на поверхность подложки, характеризуются

повышенной энергией, а их увеличенное количество улучшает условия сцепления напыленных частиц с подложкой. В результате прочность сцепления покрытия TiO_2 -ГА в сравнении с напылением его на титан возрастает.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Ильющенко А.Ф., Оковитый В.А., Шевцов А.И.** Плазменные покрытия на основе керамических материалов. Минск: Беспринт, 2006. 316 с.
2. **Ильющенко А.Ф., Оковитый В.А., Кулак А.И.** и др. Анализ состояния подложки из титана после нанесения слоя гидроксиапатита // Третья науч.-техн. конф. "Новые материалы и технологии". Минск, 1998. С. 66–67.
3. **Оковитый В.А., Ильющенко А.Ф., Шевцов А.И.** и др. Формирование плазменных биокерамических покрытий // Сб. докл. 3-й Междунар. конф. "Сварка". Рига (Латвия), 1999. С. 130–134.
4. **Способ** плазменного нанесения биосовместимых покрытий: пат. 2756 Респ. Беларусь, МКИ⁴ С 01 В 25/32 / В.А. Оковитый, А.Ф. Ильющенко, С.Б. Соболевский, А.И. Кулак; Ин-т порошковой металлургии. № 960272; заявл. 31.05.1996; опубл. 30.03.1999.
5. **Ильющенко А.Ф., Оковитый В.А.** Получение биокерамических покрытий плазменным напылением // Nove smery vo vyrobnych technologiach 2002: Proc. of 6-ht conference. Presov (Slovenska republic), 2002. С. 70–74.
6. **Ильющенко А.Ф., Оковитый В.А., Шевцов А.И., Кулак А.И.** Формирование плазменных биокерамических покрытий // Порошковая металлургия. Минск: Белорусская наука, 2007. Вып. 30. С. 215–226.
7. **Способ** плазменного нанесения биосовместимых покрытий (положительное решение) / В.А. Оковитый, А.Ф. Ильющенко, А.И. Шевцов, В.М. Асташинский. № 20070499; заявл. 03.05.2007.
8. **Оковитый В.А.** Исследование процесса формирования плазменных композиционных биокерамических покрытий с последующей высокоэнергетической обработкой // Порошковая металлургия. Минск: Белорусская наука, 2008. Вып. 31. С. 32–42.



УДК 621.785.532

В.С. Мухин, К.Н. Рамазанов, Д.З. Ишмухаметов
(Уфимский государственный авиационный технический университет)
E-mail: vipt127@mail.rb.ru

Упрочнение поверхности сталей и титановых сплавов путем создания макронеоднородной структуры при азотировании в тлеющем разряде

Рассмотрен способ упрочнения поверхности конструкционной стали 13X11H2B2MФ-Ш и титановых сплавов ВТ6, ВТ25У путем создания регулярной макронеоднородной структуры при азотировании в тлеющем разряде с полым катодом. Приведены экспериментальные результаты влияния неоднородной плазмы в условиях локального проявления полого катода при импульсном режиме обработки на структуру, фазовый состав и микротвердость в различных зонах обрабатываемой поверхности.

Ключевые слова: ионное азотирование, тлеющий разряд, полый катод, неоднородная плазма, макронеоднородная структура.

The method of surface hardening of structural steel 13X11H2B2MФ-Ш and titanium alloys ВТ6, ВТ25У by creating a regular heterogeneous structure during nitriding in glow discharge are considered. Experimental results of influence of heterogeneous plasma of the hollow cathode on the structure, phase state and microhardness in different zones of the work surface during a pulsed mode processing are presented.

Keywords: ion nitriding, glow discharge, hollow cathode, heterogeneous plasma, heterogeneous structure.

На современном этапе развития машиностроения актуальным является разработка инновационных технологий, позволяющих получать армированные поверхности материалов с высокой конструкционной прочностью, а также сочетать в одном материале различные физико-механические свойства.

Известен целый ряд исследований и технологий, предусматривающих целенаправленное изменение свойств поверхностного слоя, основанных на различных механических, химико-термических, тепловых воздействиях и др. [1–4].

В работе [5] было предложено использовать тлеющий разряд с полым катодом для обработки поверхности конструкционных материалов. Установлено, что при азотировании в тлеющем разряде с полым катодом на поверхности катода формируется неоднородный по глубине азотированный слой [6].

Целью данной работы является исследование возможности упрочнения поверхности конструкционных сталей и сплавов путем создания регулярной макронеоднородной структуры при азотировании в тлеющем разряде с полым катодом, что позволяет в сравнении с традиционными методами добиться ряда важных преимуществ: большой скорости насыщения; получения диффузионных слоев заданного фазового состава; высокого класса чистоты поверхности; возможности азотирования пассивирующихся материалов без дополнительной обработки; значительного сокращения общего времени процесса за счет уменьшения времени нагрева и охлаждения обрабатываемых деталей; повышения коэффициента использования электроэнергии; сокращения рас-

хода насыщающих газов; процесс нетоксичен и отвечает требованиям по защите окружающей среды.

Методика проведения исследований

Эксперименты проводили на установке ЭЛУ-5, которая была переоборудована для ионного азотирования в тлеющем разряде с полым катодом.

Исследовали образцы из конструкционной стали 13X11H2B2MФ-Ш и титановых сплавов ВТ6 и ВТ25У. Насыщение проводили при температурах 550 и 750 °С в импульсном режиме обработки ($F = 50$ кГц, скважность 80 %). В качестве рабочего газа для стали использовали смесь азота, аргона и ацетилена (N_2 (50 %) + Ar (25 %) + C_2H_2 (25 %)), для титановых сплавов – смесь азота и аргона (N_2 (15 %) + Ar (85 %)). Влияние состава рабочего газа на процесс азотирования сталей и сплавов показано в работе [7].

Для исследования структуры образцов применяли оптический микроскоп Nikon Type 120 и растровый электронный микроскоп GSM 6390 (JEOL).

Определение фазового состава исследуемых материалов проводили при помощи дифрактометра общего назначения ДРОН-4-07 с фокусировкой гониометра по Бреггу-Брентано, с неподвижной рентгеновской трубкой и вращающимся образцом и счетчиком, а также на рентгеновском дифрактометре общего назначения с вертикальным гониометром фирмы Shimadzu XRD-6000. Микротвердость измеряли на микротвердомере Micromet-5101 при нагрузке 0,49 Н с последующим выводом на экран ПК с помощью системы OMNIMet.

Результаты исследований и их обсуждение

Для обработки в тлеющем разряде с полым катодом на расстоянии 3...5 мм от обрабатываемой поверхности устанавливается специальный экран (рис. 1). Обрабатываемая деталь и экран находятся под отрицательным потенциалом и образуют полость, между ними формируется неоднородная плазма с повышенной концентрацией заряженных частиц [8].

Исследования поверхности образцов после азотирования в тлеющем разряде с полым катодом показали наличие регулярной макронеоднородной структуры в виде чередующихся зон с различной морфологией и механическими свойствами (оцениваемыми по результатам замера микротвердости) (см. рис. 1).

Из анализа полученных результатов следует, что помимо общего упрочнения поверхности происходит более высокое зонное упрочнение (таблица). При этом на поверхности формируется характерный макрорельеф с выраженной границей раздела. Максимальная микротвердость установлена в зоне 2 (см. рис. 1), это вызвано интенсификацией процесса насыщения вследствие увеличения концентрации азота в этой области под действием неоднородной плазмы, которая возникает в результате осцилляции электронов в местах локального проявления полого катода. Минимальное значение поверхностной микротвердости установлено в зоне 1, так как эта область перекрыта поверхностью экрана.

На рис. 2–4 показана микроструктура конструкционной стали 13X11H2B2MФ-Ш и титановых сплавов ВТ6 и ВТ25У, подвергнутых азотированию в тлеющем разряде с полым катодом.

Анализ микроструктуры конструкционной стали 13X11H2B2MФ-Ш после азотирования показывает наличие неоднородной по толщине нитридной и диффузионной зон (см. рис. 2, а) вследствие применения специальных экранов и создания условий для возникновения неоднородной плазмы тлеющего разряда. Установлено уменьшение толщины диффузионной зоны при увеличении нитридного слоя.

Известно, что скорость перемещения атомов азота в нитридной зоне ниже в сравнении с диффузионной [9]. Прослеживается отчетливое разделение по зонам. При этом переход от азотированного слоя к нижележащим слоям плавный, что является одним из основных требований к микроструктуре азотированной стали [9]. Поскольку исследуемая сталь содержит в небольших количествах различные нитридообразующие элементы (Мо, V, Ni, Cr и др.), можно предположить, что нитридная фаза имеет сложный состав. Нитридные частицы образуют скопления в виде объемных и округлых выделений размером от 2 до 4 мкм. Наряду с хаотически распределенными частицами имеются направленные цепочки нитридов вытянутой формы, размер которых изменяется в диапазоне от 50 до 230 мкм (см. рис. 2, б).

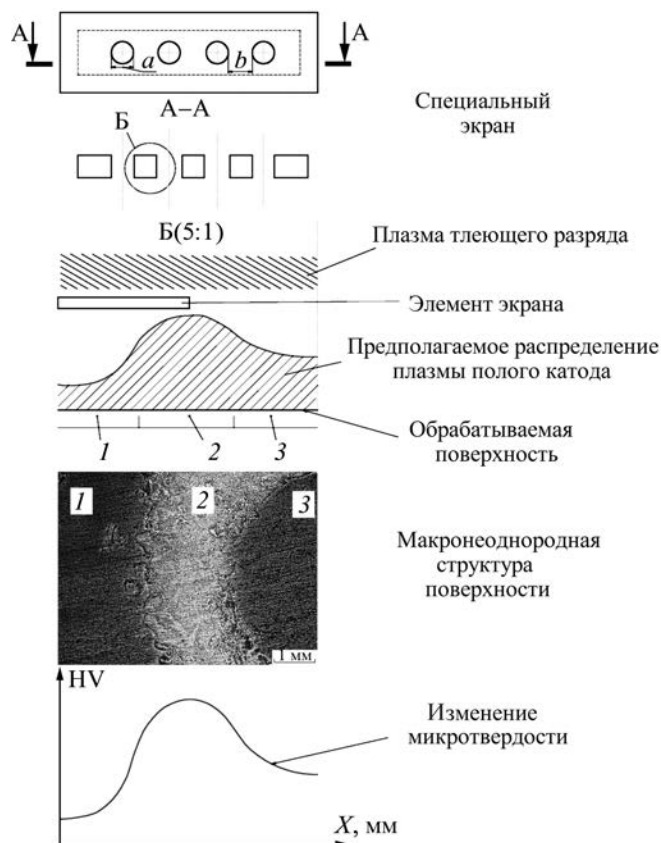


Рис. 1. Схема формирования макронеоднородной структуры на поверхности стали 13X11H2B2MФ-Ш в тлеющем разряде с полым катодом (а – диаметр отверстия; b – расстояние между отверстиями; 1–3 – зоны упрочнения)

Анализ микроструктуры образцов из титановых сплавов ВТ6 и ВТ25У после азотирования показал, что на поверхности образуется плотный нитридный слой (см. рис. 3, 4), имеющий золотистый цвет.

Установлено, как и в случае стали, наличие неоднородной по толщине нитридной и диффузионной зон (вследствие применения специального экрана для формирования неоднородной плазмы). При этом в сплаве ВТ6 более четко выраженную неоднородность имеет преимущественно нитридная фаза, толщина которой изменяется в диапазоне от 20 до 35 мкм (см. рис. 3). Для сплава ВТ25У данный эффект превалирует в диффузионной зоне, толщина которой изменяется в диапазоне от 150 до 250 мкм (см. рис. 4, а). Указан-

Микротвердость поверхности азотированных образцов

Материал	Исходная микротвердость, HV	Микротвердость после азотирования, HV			Время насыщения τ, ч	Давление p, Па	T, °C
		1*	2*	3*			
13X11H2B2MФ-Ш	4730	5860	16700	11500	4	300	550
ВТ6	5476	12005	14320	12005			750

* 1–3 – зоны упрочнения.

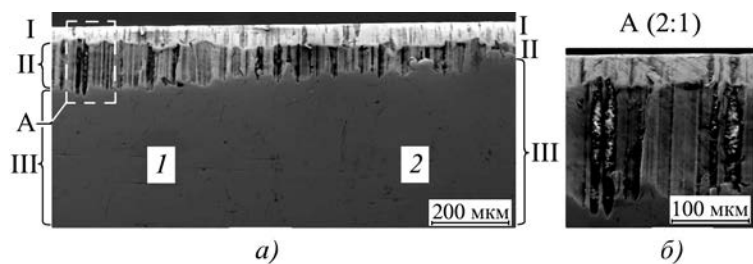


Рис. 2. Микроструктура стали 13X11H2B2MФ-III после азотирования в тлеющем разряде с полым катодом при увеличении:
a – $\times 85$; *б* – $\times 170$; I – слой нитридов; II – диффузионный слой; III – основа; 1,2 – зоны упрочнения

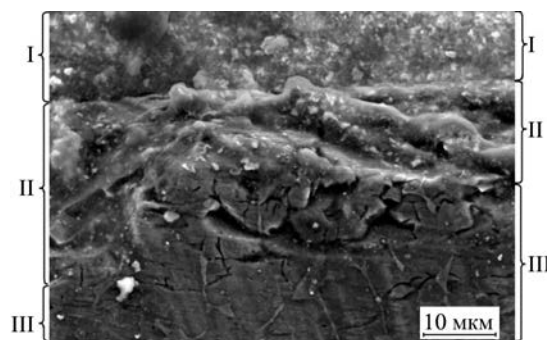


Рис. 3. Микроструктура титанового сплава BT6 после азотирования в тлеющем разряде с полым катодом:

I – сплав Вуда; II – нитридный слой; III – диффузионный слой

ная зона обладает повышенной микротвердостью и идентифицируется как α - и β -фаза титана с увеличенными параметрами кристаллической решетки, т.е. как твердый раствор азота в α - и β -фазе.

Анализ микроструктуры сплава BT25У показал, что азотирование приводит к формированию пластинчатой структуры (см. рис. 4). Известно, что пластинчатая микроструктура обеспечивает: повышенную термическую стабильность, ударную вязкость, более высокое сопротивление распространению усталостных трещин, повышенное сопротивление ползучести, более высокую длительную прочность [10].

Рентгеноструктурный анализ подтвердил результаты металлографических исследований и позволил установить фазовый состав поверхности образца из титанового сплава BT6 после азотирования в неоднородной плазме тлеющего разряда.

Установлено, что у сплава BT6 в исходном состоянии (рис. 5) отмечается наличие рефлексов от ГПУ и ОЦК решеток α - и β -фаз с соотношением их интенсивности, отвечающим теоретическому. Параметры кристаллических решеток α - и β -фаз соответственно равны: $a_\alpha = 0,29$ нм; $c_\alpha = 0,467$ нм; $a_\beta = 0,331$ нм.

Анализ дифрактограммы образца из сплава BT6 после азотирования (рис. 6) показал, что произошло уменьшение количества α -фазы в сравнении с исходным состоянием. Известно, что количество β -фазы увеличивается с приближением к температуре полиморфного превращения $\alpha \rightarrow \beta$ -фаза [10]. Установлено, что азотирование привело к синтезу нитридов титана различного стехиометрического состава TiN, Ti₂N, при этом TiN имеет кубическую решетку ($a = 4,225$ нм), а Ti₂N – тетрагональную ($a = 4,14$ нм, $c = 8,805$ нм). Также обнаружены рефлексы оксидов, нитридов и интерметаллидов основных легирующих элементов (VN, VO_{0,53}, AlVO₃, Al₈₆V₁₄), что связано с протеканием различных диффузионных процессов и химических реакций в процессе насыщения.

Известно, что температура азотирования и дисперсность структуры также влияют на фазовый состав и количество нитридов в приповерхностном слое [11]. Так, после азотирования при 550 °С формируется в основном ϵ -нитрид (Ti₂N), а после обработки при 600 °С помимо ϵ -нитрида наблюдается также δ -нитрид (TiN). Наличие в азотированном слое дисперсных частиц нитридов приводит к повышению микродеформации кристаллической решетки матрицы, которая оценивается физическим уширением интерференционных линий кристалли-

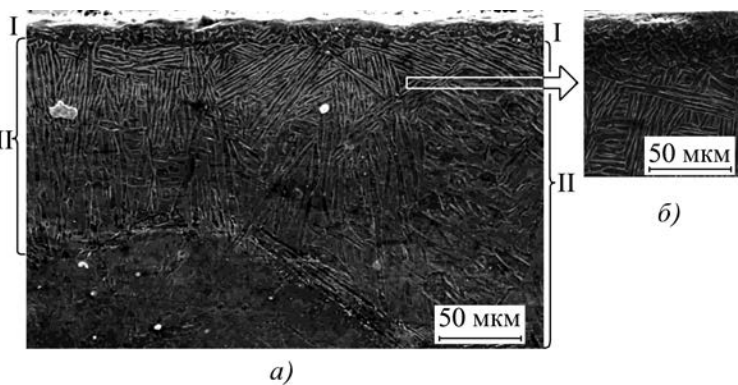


Рис. 4. Микроструктура титанового сплава BT25У после азотирования в тлеющем разряде с полым катодом при увеличении:

a – $\times 330$; *б* – $\times 450$; I – нитридный слой; II – диффузионный слой

ской решетки твердого раствора. Максимальное значение микродеформации соответствует максимальному значению твердости слоя.

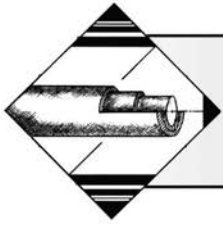
При насыщении сплавов азотом происходит перераспределение легирующих элементов как между азотированным слоем и основой, так и в самом азотированном слое, при этом интенсивность такого перераспределения определяется растворимостью и диффузионной подвижностью легирующих элементов [12].

Выводы

1. Разработанный способ азотирования в плазме тлеющего разряда с полым катодом позволяет упрочнять поверхность сталей и сплавов путем создания регулярной макронеоднородной структуры.

2. Установлено, что помимо общего упрочнения поверхности происходит более высокое зонное упрочнение вследствие применения специального экрана, формирующего неоднородную плазму.

3. Установлено, что ионное азотирование в неоднородной плазме тлеющего разряда позволяет проводить структурно-фазовое модифицирование сталей и сплавов, которое будет зависеть не только от температурно-временных параметров процесса обработки, но и от концентрации заряженных частиц в прикатодной области. Из анализа структурно-фазо-



ОБРАБОТКА КОМБИНИРОВАННЫМИ МЕТОДАМИ

УДК 621.791:621.793

Ф.И. Пантелеенко, В.А. Оковитый, О.Г. Девойно, А.Ф. Пантелеенко
(Белорусский национальный технический университет, г. Минск),
А.И. Шевцов (ГНУ "Институт порошковой металлургии" НАН Беларуси),
В.Ю. Блюменштейн (Кузбасский государственный
технический университет, г. Кемерово)
E-mail: panteleyenkofi@mail.ru

Методика разработки комбинированных упрочняющих технологических процессов

Предложена методика разработки комбинированных упрочняющих технологических процессов на примере плазменного напыления с последующей высокоэнергетической обработкой. Это позволяет сформировать требуемые структуру и эксплуатационные свойства покрытия.

Ключевые слова: упрочнение, восстановление, комбинированный технологический процесс, плазменное напыление, высокоэнергетическая обработка (плазменная, лазерная), износостойкое покрытие, наклеп, композиционные порошки.

The method of designing of combined hardening technological processes on illustration of plasma-spraying with further high-energy handling is introduced. It's shown that on all stages including character and obtaining of material, its application and final polishing the specific tasks are solved. As a result it allows to shape required structure and running ability of coating.

Keywords: hardening, recovery, combined technological process, plasma deposition, high-energetical treatment (plasma, laser), wear-resistant coating, cold-hardening, composition powders.

Актуальной задачей современного машиностроения является повышение эксплуатационных свойств быстроизнашивающихся деталей машин, работающих в сложных условиях механических нагрузок, изнашивания, воздействия агрессивных сред и высоких температур, путем модифицирования поверхностей, нанесения покрытий.

Мировая наука и практика значительно продвинулась в этом направлении. Наиболее полно существующие технологии упрочнения и восстановления изложены в работах [1], [2].

Поскольку работоспособность конкретной детали машины определяется комплексом композиции "основной материал—покрытие", т.е. как эксплуатационных свойств материала поверхности (покрытия), так и основы, зачастую резко различающихся по свойствам, эту композицию следует рассматривать как единое целое и исследовать всесторонне (рис. 1) [3].

Основным теоретическим принципом, объясняющим суть механизма упрочнения, является дислокационная теория, согласно которой идеальным по прочности является бездефектный металл, который

сложно изготовить в условиях земной гравитации. Вторым направлением упрочнения, которым реально пользуется человечество на протяжении своего развития, является увеличение плотности дислокаций сверх критической и взаимоторможение их движения путем легирования, пластической деформации, термической обработки (заковки) и тому подобных приемов.

Вместе с тем "особые надежды возлагаются на высокую рентабельность вновь разрабатываемых комплексных процессов упрочнения на основе различных комбинаций методов ППД с другими упрочняющими технологиями" [1].

Понятие комплексный (комбинированный) процесс упрочнения может иметь отличающуюся трактовку. Это может быть ППД в сочетании с химико-термическими, термомеханическими, гальваническими и другими упрочняющими технологиями [1] либо объемное упрочнение основного металла и поверхностное — нанесение специальных покрытий [3].

Очевидно одно, что сочетание отдельных видов упрочнения позволяет получать значительно боль-



Рис. 1. Алгоритм проектирования комбинированных процессов

ший эффект в повышении конструктивной прочности при взгляде с точки зрения классической триады: прочность – надежность – долговечность.

Так, например, лазерное упрочнение поверхности стали ШХ15, предварительно подвергнутой ППД, дает возможность увеличить поверхностную твердость до 9340 HV (без ППД – 6290 HV).

Дополнительное ППД лазерно-упрочненной стали позволяет повысить на 20 %, а в ряде случаев и на порядок износостойкость без ухудшения антифрикционных свойств лазерно-упрочненных слоев [1].

Весьма эффективно лазерное упрочнение в сочетании с ультразвуковой обработкой, особенно для деталей, работающих в условиях усталостного нагружения.

Ученым ФТИ НАН Б удалось повысить сопротивление усталости сталей и титановых сплавов и контактную выносливость комбинированным упрочнением (лазерная обработка + ППД) дополнительно до 2 раз.

Таким образом, комбинированный упрочняющий технологический процесс является многофакторным и, как правило, для обеспечения его эффективности необходимо решение оптимизационных задач.

Главными факторами и этапами комбинированного процесса являются:

1. Анализ достоинств и недостатков предполагаемых для комбинирования процессов упрочнения является основой для выбора этих комбинаций с позиции наибольшей эффективности синтезируемого комплексного процесса.

Так, например, газотермическим напыленным покрытиям не хватает плотности и хорошей сцепляемо-

сти с основой, поэтому комбинирование напыления с последующим импульсным или непрерывным высокоэнергетическим воздействием плазмой, лазером, электронным лучом позволяет в значительной степени или полностью устранить эти недостатки.

Поверхностная закалка (плазменная, лазерная, индукционная) создает растягивающие напряжения на поверхности. Последующее ППД позволяет трансформировать растягивающие напряжения в сжимающие, что обеспечивает повышение в 2 и более раз сопротивления усталости при знакопеременных нагрузках на упрочненные детали.

Если ППД является финишной операцией, то в ряде случаев она обеспечивает и требуемую степень шероховатости поверхности.

2. Степень дисперсности и неравновесности вводимых в покрытие или получаемых в нем фазовых составляющих.

Чем мельче структура (от микро- к ультрадисперсной, нанофазной и далее к аморфной), тем выше комплекс эксплуатационных характеристик. Высокоэнергетические воздействия концентрированными источниками энергии на материал вызывают по мере роста плотности энергии на единицу поверхности и минимизации времени воздействия все большую измельченность структуры.

Требуемый эффект измельченности может достигаться управляемой интенсивной пластической деформацией, *равноканальным угловым* (РКУ) прессованием, дисперсионным твердением при термической обработке. Эффективным является также прямое введение в формируемое покрытие, например электрохимическое, требуемого количества наноразмерных частиц.

Таким образом, степень дисперсности фазовых составляющих покрытия можно регулировать как прямым путем, вводя в покрытие частицы нужных размеров, так и технологическими воздействиями. Важными являются также степень гетерогенности или гомогенности структуры, плотность дислокаций поверхности.

3. Химическая природа материала покрытия или поверхностного слоя детали.

В ряде случаев природа материала и поверхности изделия является определяющей ее ресурс с позиции высоких эксплуатационных свойств для конкретных условий работы. Так, например, для работы в условиях абразивного изнашивания наиболее эффективны покрытия из высокотвердых боридов, карбидов, нитридов, оксидов и других металлоподобных фаз, твердость которых превышает твердость абразива.

Для работы в условиях высокотемпературных окислительных сред эффективны покрытия, содержащие Ni, Co, Cr, Si, Al или керамику.

Резюмируя вышеприведенное, можно предложить следующий алгоритм проектирования *комбинированного упрочняющего процесса* (КУП), обеспечивающего повышение долговечности деталей машин.

В качестве примера реализации названной методики приведен обобщенный результат исследований комбинированного технологического процесса нанесения плазменных покрытий с последующей обработкой высокоэнергетической плазменной струей для обеспечения повышенной износостойкости.

Проведенные исследования позволяют выделить показатели упрочнения плазменных износостойких покрытий NiCr/FeCr/FeCrMo+MoS₂/CaF₂/графит+TiC при их обработке высококонцентрированными потоками энергии, в частности импульсами плазменной струи. К ним относятся: уплотнение нанесенного материала, изменение его напряженного состояния, аморфизация структуры покрытия.

При воздействии высококонцентрированными потоками энергии импульсов плазменной струи, наряду с упомянутыми процессами, важными факторами являются: усиление прочности межфазных связей композиционного материала, пластическая деформация и наклеп, возрастание диссипирующей способности материала покрытия. Например, усиление прочности межфазных связей покрытий FeCr(FeCrMo)+графит+TiC достигается за счет формирования вторичных соединений из элементов связующего (FeCr, FeCrMo) и карбидов TiC или твердой смазки (графита). Как показал рентгенофазовый анализ, в таких напыленных покрытиях после их импульсно-плазменной обработки образуются новые тонкодисперсные фазы Cr₇C₃, Fe₃C, Fe₂C, C₁₉Cr₇Mo₂₄, Fe₆₃Mo₃₇, FeTi, MoC. Эти соединения формируются вблизи основных межфазных границ, затрудняя их разрушение и упрочняя покрытия.

При упрочнении наклепом значительная роль принадлежит увеличению плотности дислокаций пластически деформируемого материала. Увеличение плот-

ности дислокаций наблюдалось при рентгеноструктурном анализе обработанных покрытий (таблица).

Что касается возрастания диссипирующей способности напыленных материалов, то это также обеспечивается накоплением дислокационной субструктуры. Процесс формирования дислокационной субструктуры может быть представлен в виде физической модели, которая отражает последовательность и взаимосвязь преобразований энергии и структурно-фазовых превращений в напыленных материалах при обработке импульсами компрессионных плазменных потоков (рис. 2).

Как видно из рис. 2, совокупность трех одновременно протекающих структурообразований в связующей и карбидной фазах, на межфазных границах, приводит к формированию дислокационной субструктуры, насыщенной дислокационными каналами диссипации энергии. Благодаря этому существенно снижается скорость увеличения плотности внутренней энергии покрытия от трения и энтропии как критериев износостойкости материалов.

Механизм упрочнения покрытий с повышением их износостойкости обеспечивается не только импульсно-плазменной обработкой напыленного материала. Предпосылки упрочнения создаются на всех

Плотность дислокаций в покрытиях

Материал покрытия	Фаза	Плотность дислокаций в объеме кристалла, $\times 10^8 \text{ см}^{-2}$	
		до обработки	после обработки
FeCr ₃₀ Mo ₃ +7 % графит+70 % TiC	α -Fe	1,514	2,752
	TiC	18,048	26,643
FeCr ₃₀ +10 % графит+70 % TiC	α -Fe	2,402	3,511
	TiC	17,871	24,697



Рис. 2. Физическая модель формирования дислокационной структуры напыленных композиционных покрытий, обработанных импульсами плазменной струи

этапах нанесения покрытия. В частности, при *самораспространяющемся высокотемпературном синтезе* (СВС) исходных композиционных порошков для создания таких предпосылок в состав композиций вводят Ni, Cr, C, MoS₂, CaF₂, графит (для стабилизации слоев смазки трибосопряжений), карбидообразующие элементы (для увеличения твердости покрытий и их сопротивления изнашиванию микроконтактным схватыванием, а также при воздействии абразивных частиц), элементы для формирования твердого раствора на основе никеля или железа как связующего, обеспечивающего когезионную прочность композиции.

При синтезе исходных композиционных порошков необходимо учитывать, что важным показателем качества наносимых покрытий является их способность сохранять неравновесное аморфизированное состояние, полученное при обработке высококонцентрированными потоками энергии. Критерием указанной способности наиболее часто служит температура кристаллизации $T_{кр}$ материала покрытия. Чем больше $T_{кр}$, тем выше способность аморфизированных материалов покрытий сохранять неравновесные структуры.

Экспериментальные исследования показывают, что наличие двух и более металлоидов повышает термическую стабильность аморфных композиций. Например, при введении в аморфную композицию *переходных металлов* (ПМ) из IV–VI групп периодической таблицы наблюдается повышение $T_{кр}$. При этом термическую стабильность связывают с величиной заряда, передаваемого атомами легирующего переходного металла аморфной матрице. Можно предположить, что силы межатомной связи, определяющие термическую стабильность аморфных композиций, возрастают при увеличении заряда, передаваемого атомами переходного металла. По возрастанию степени положительного влияния вводимые переходные металлы составляют следующий ряд:

Cr, V, Mo, Ti, Nb, W, Ta.

Важным этапом нанесения покрытий, на котором создаются предпосылки их упрочнения с повышением износостойкости, является газотермическое (плазменное) распыление синтезированного композиционного порошка. Для создания предпосылок упрочнения на данном этапе наряду с оптимизацией режимов напыления необходимо снижать формирующиеся при этом неблагоприятные остаточные растягивающие напряжения.

С учетом выполненного обобщения результатов исследований научные основы нанесения газотермических покрытий повышенной износостойкости систематизированы на рис. 3. Система объединяет наиболее значимые процессы (закономерности), создающие

предпосылки упрочнения покрытий на различных этапах их нанесения.

Схема процессов для формирования газотермических покрытий повышенной износостойкости (см. рис. 3) реализуется в условиях нанесения покрытий с использованием оптимизированных режимов и других технологических принципов и рекомендаций. Для увеличения адгезионной прочности наносимого материала важным этапом технологии является подготовка поверхности изделия к напылению. Для очистки и активации поверхности на нее воздействуют струей абразивного материала.

При выполнении операции изделие или блок изделий размещают в рабочей камере абразивно-пневматической установки. В качестве абразива рекомендуется электрокорунд, позволяющий получать развитый микрорельеф подготавливаемой поверхности и в меньшей степени загрязняющий подложку в сравнении с карбидом кремния. С целью предотвращения образования поверхностных трещин, снижающих усталостные характеристики изделия, не рекомендуется применять чрезмерно высокое давление сжатого воздуха, транспортирующего абразив ($p \leq 0,6$ МПа).

После струйно-абразивной подготовки поверхности изделия его обдувают сжатым воздухом. При попадании масла или влаги на подготовленную поверхность ее необходимо очистить смоченной в этиловом спирте салфеткой с повторением струйно-абразивной обработки. Для удаления следов абразива с поверхности применяют ультразвуковую очистку изделия в этиловом спирте.

Наряду с упомянутой подготовкой поверхности для увеличения адгезионной прочности покрытий и снижения остаточных напряжений в системе "покрытие–подложка" целесообразно предварительное напыление подслоя. При этом подслоем должен характеризоваться повышенной прочностью сцепления с подложкой, достаточной пластичностью и коэффициентом термического расширения, соответствующим аналогичному коэффициенту основного слоя покрытия ($\alpha_{подслоя} \approx \alpha_{осн.слоя}$). Как показали исследования, при нанесении покрытий типа NiCr/FeCr/FeCrMo+MoS₂/CaF₂/графит+TiC эффективно напыление подслоя NiAl толщиной 0,05 мм.

Структурные элементы рабочей поверхности нанесенных материалов должны распределяться равномерно. В предлагаемой технологии это обеспечивается применением исходных композиционных материалов в виде порошков, напыляемых высокотемпературной струей плазмы. Каждая частица порошка представляет собой композицию структурных элементов покрытий.

Размер частиц напыляемого порошка во многом формирует свойства покрытия, стабильность фракции – пределы изменения свойств. Рассев порошка

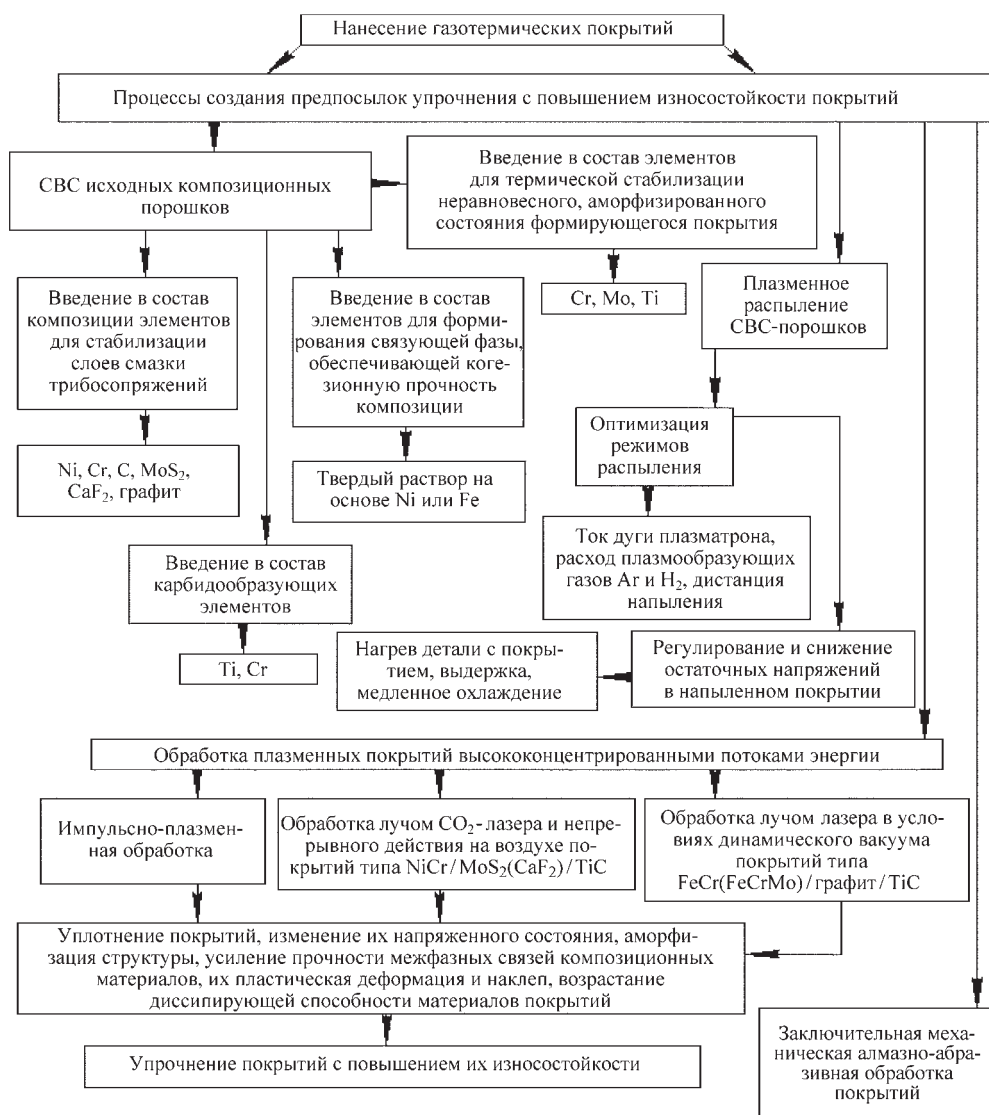


Рис. 3. Систематизированные процессы для нанесения плазменных покрытий повышенной износостойкости

на фракции осуществляют на устройствах ситового анализа или в классификаторах порошка. Предпочтительные размеры частиц порошка для плазменного напыления подслоев NiAl (NiCr) и основных слоев NiCr/FeCr/FeCrMo+MoS₂/CaF₂/графит+TiC составляют 40...100 мкм.

Известно, что защитные свойства покрытий зависят от их толщины. Увеличение этого параметра способствует улучшению защитных свойств. Однако пределы увеличения ограничены возрастающими остаточными напряжениями, вызывающими отрицательный эффект. Установлено, что толщина износостойких композиционных покрытий NiCr/FeCr/FeCrMo+MoS₂/CaF₂/графит+TiC – 0,5...0,6 мм. Рекомендации по толщине износостойких покрытий связаны с необходимостью предусматривать припуск на механическую обработку деталей трибосопряжений.

Одним из основных этапов предлагаемой технологии является послыйная импульсно-плазменная обработка полученного напылением материала. Указанная операция выполняется на специальном оборудовании, которое представляет собой квазистационарный сильноточный плазменный ускоритель в вакуумной камере. Энергетический уровень импульсных воздействий на слой покрытия регулируется изменением дистанции обработки.

Технологический вариант установки должен иметь оснастку, которая обеспечивает минимальные затраты времени на регулировку режимов импульсно-плазменной обработки, снятие и установку обрабатываемых изделий. Технологические рекомендации в виде схемы основных операций по нанесению композиционных покрытий повышенной износостойкости приведены на рис. 4.

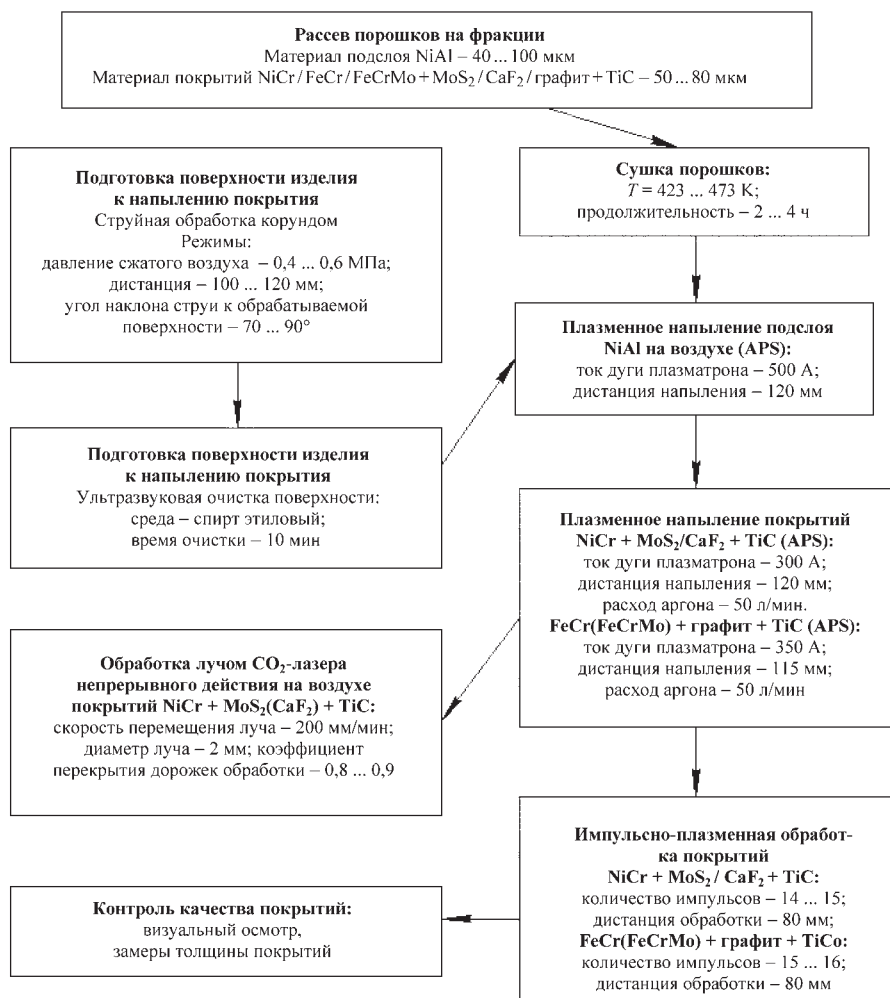


Рис. 4. Схема технологического процесса нанесения композиционных покрытий повышенной износостойкости

Проанализировано состояние вопроса и перспективы синтеза износостойких порошков с микрогетерогенной структурой частиц для формирования износостойких плазменных покрытий. Проведенный анализ свидетельствует о перспективности получения порошков путем СВС.

С применением технологии СВС синтезированы порошки типа NiCr/FeCr/FeCrMo+MoS₂/CaF₂/графит+TiC с исследованием параметров их композиционных частиц. Анализ размеров частиц, формы и рельефа их поверхности осуществляли с применением сканирующей электронной микроскопии. Согласно полученным данным порошки характеризуются сложной геометрической формой и рельефом поверхности частиц, размеры которых при свободной насыпке и диспергировании ультразвуком заметно различаются.

Это свидетельствует о склонности порошков к образованию комков, что снижает "текучесть" порошковых материалов и их технологичность при плазмен-

ном напылении покрытий. Поэтому для удаления влаги синтезированные композиционные порошки перед напылением необходимо просушивать при температурах 423...473 К с периодическим перемешиванием в течение 2...4 ч, а в процессе напыления – предварительно подогреть до 373...393 К.

Согласно результатам металлографического и рентгеноструктурного анализа основными составляющими структуры композиционных частиц являются твердые растворы на основе никеля и железа, карбиды титана, включения твердой смазки в виде дисульфида молибдена, фтористого кальция, графита.

Показано, что упомянутые элементы структуры исходных порошков создают предпосылки формирования из них газотермических покрытий, эффективно сопротивляющихся молекулярно-механическому изнашиванию и абразивному воздействию в процессе трения. С учетом обобщенных данных по результатам исследований синтезированных композиционных порошков разработаны критерии прогнозирования свойств плазменных напыленных порошковых материалов.

Исследованы и оптимизированы технологические параметры плазменного напыления композиционных порошков NiCr/FeCr/FeCrMo+MoS₂/CaF₂/графит+TiC. Методика базируется на оптимизации параметров по коэффициенту использования напыляемого порошка (КИП), который является интегральным показателем состояния соударяющихся с подложкой наносимых частиц и их способности формировать покрытия с необходимым уровнем когезионной и адгезионной прочности. Кроме того, предложен методический подход, позволяющий оптимизировать режимы термической обработки напыленных материалов для снижения остаточных напряжений, в том числе растягивающих, отрицательно влияющих на работоспособность покрытий.

Установлено, что оптимальные режимы напыления, которым соответствуют максимальные значения КИП, находятся в пределах: ток дуги плазматрона 300...350 А; напряжение дуги 75 В; расход плазмообразующего газа (аргона) 50 л/мин; дистанция напыления 115...120 мм. Оптимальные режимы термической обработки напыленных материалов для сниже-

ния остаточных напряжений находятся в следующих пределах: нагрев детали с покрытием до $T = 623$ К; выдержка $\tau = 2...3$ ч; медленное охлаждение.

Исследованы и оптимизированы технологические параметры упрочняющей термической обработки напыленных покрытий с использованием высококонцентрированных потоков энергии. Методика базируется на оптимизации параметров по результатам металлографического, рентгенофазового и рентгеноструктурного анализов образцов покрытий NiCr/FeCr/FeCrMo+MoS₂/CaF₂/графит+TiC после воздействия на них импульсами плазменной струи или лучом CO₂-лазера непрерывного действия. Критерием оптимизации служило формирование полностью оплавленных по всей толщине покрытий с элементами упрочнения, к которым относятся уплотнение и аморфизация нанесенного материала, изменение его напряженного состояния и усиление межфазных связей, пластическая деформация и наклеп, возрастание диссипирующей способности материала покрытия.

Установлены оптимальные режимы импульсно-плазменных воздействий: количество импульсов 14 и 16; дистанция обработки 0,08 м. К оптимальным режимам лазерной обработки покрытий NiCr+MoS₂/CaF₂+TiC относятся скорость перемещения луча 200 мм/мин, его диаметр 2 мм, коэффициент перекрытия дорожек обработки 0,8...0,9 (при мощности луча лазера 700 Вт). Выявлено, что покрытия FeCr(FeCrMo)+графит+TiC при обработке CO₂-лазером непрерывного действия в условиях атмосферы не склонны к формированию структур, удовлетворяющих требованиям повышенной прочности и износостойкости из-за образования избыточной хрупкой оксидной фазы.

Факторы упрочнения при обработке высококонцентрированными потоками энергии, о которых упоминалось, вызывают увеличение микротвердости покрытий на 20...30 %. При этом эффективность импульсно-плазменных воздействий выше в сравнении с лазерным лучом. Микротвердость покрытий, обработанных лазерным лучом, находилась в пределах 6790...8850 МПа и снизилась на 8...11 % в сравнении с процессом импульсно-плазменной обработки, что, очевидно, объясняется уменьшением степени формирования неравновесных (метастабильных) фаз. Это согласуется с результатами рентгенофазового анализа лазерных покрытий, которые свидетельствуют о менее заметных элементах "гало" на рентгенограммах, характерных для неравновесных аморфизированных структур.

Эффективность синтезированных композиционных порошков и предлагаемых технологий формирования покрытий из них подтверждена триботехническими испытаниями нанесенных композиций NiCr/FeCr/FeCrMo+MoS₂/CaF₂/графит+TiC. В смоделированных при лабораторных испытаниях неблагоприятных условиях трения (граничная жидкая

смазка, значительные контактные нагрузки и температуры) наиболее износостойки покрытия Ni₈₀Cr₂₀+12,5%MoS₂+55%TiC и FeCr₃₀Mo₃+7%графит+70%TiC. В целом износостойкость покрытий NiCr/FeCr/FeCrMo+MoS₂/CaF₂/графит+TiC превышает этот показатель для эталонной стали 45 с твердостью 48...52 HRC в 3 и более раз.

Повышенная износостойкость обусловлена прежде всего формированием стабильной смазочной пленки трибосопряжений (жидкая смазка + пленка из MoS₂/CaF₂/графит) и твердостью покрытий. Существенно снижается интенсивность молекулярно-механического изнашивания (за счет микроконтактного схватывания), возрастает сопротивление воздействию абразивных частиц. Замеры коэффициентов трения покрытий NiCr/FeCr/FeCrMo+MoS₂/CaF₂/графит+TiC свидетельствуют о том, что величина коэффициента находится в пределах 0,013...0,078 (в 4 и более раз ниже, чем у стали 45).

Выводы

Предложена методика разработки комбинированных упрочняющих технологий, проведено теоретическое обобщение результатов исследований с разработкой научных основ, технологических принципов и рекомендаций по нанесению газотермических покрытий повышенной износостойкости. Научные основы представляют собой систематизированные процессы, создающие предпосылки упрочнения покрытий на всех этапах их нанесения (синтез композиционных порошков, плазменное напыление порошков, упрочняющая обработка покрытий высококонцентрированными потоками энергии, заключительная механическая алмазно-абразивная обработка покрытий).

Проведенные исследования, рассмотренные механизмы упрочнения и разрушения поверхностей трения дают основание полагать, что полученные покрытия NiCr/FeCr/FeCrMo+MoS₂/CaF₂/графит+TiC характеризуются работоспособностью при неблагоприятных условиях трения (граничная смазка, значительные контактные нагрузки и температуры). При этом они могут найти применение при восстановлении и упрочнении деталей моторостроения и металлургического оборудования.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Поляк М.С. Технология упрочнения. Технологические методы упрочнения в 2-х т. М.: "Л.В.М. – СКРИПТ", "Машиностроение", 1995.
2. Пантелеенко Ф.И., Лялякин В.П. и др. Восстановление деталей машин: справочник / Под ред. В.П. Иванова. М.: Машиностроение, 2003. 672 с.
3. Методы исследования материалов: структура, свойства и процессы нанесения неорганических покрытий / Л.И. Тушинский, А.В. Плохов, А.О. Токарев, В.И. Синдеев. М.: Мир, 2004. 384 с.

Х.М. Рахимьянов, Ю.В. Никитин (Новосибирский государственный технический университет)
E-mail: kharis51@mail.ru

Прогнозирование состояния поверхностного слоя при комбинированном поверхностном упрочнении деталей машин*

Рассмотрен этап разработки общего алгоритма управления комбинированной поверхностной обработкой на основе высокоэнергетических концентрированных источников деформационного и теплового воздействия – прогнозирование характеристик конечного состояния поверхностного слоя с учетом кинетики развития термодформационных процессов при плазменном термоупрочнении и параметров состояния обрабатываемого материала.

Ключевые слова: комбинированное поверхностное упрочнение, поверхностный слой, высокоэнергетические концентрированные источники, термодформационные процессы.

In the activity of development stages of the general control algorithm by the combined surface machining on the basis of the high-energy concentrated sources of deformation and thermal affecting – the forecasting of characteristics of a final condition of a surface layer is considered taking into account the kinetics of thermodeformation processes development at a plasma thermoreinforcement and state parameters of a processed material.

Keywords: the combined surface hardening, a surface layer, the high-energy concentrated sources, the thermodeformation processes.

Введение

Перспективным направлением в решении задач повышения эффективности современного машиностроительного производства, улучшения эксплуатационных свойств поверхностей деталей машин и использования резервов конструктивной прочности материалов является применение технологий с использованием высокоэнергетических источников деформационного и термического воздействия и их комбинаций. Комбинированная обработка может выполняться по базовым схемам комбинирования (термоупрочнение с одновременной деформацией в нагретом состоянии, термоупрочнение с предшествующей или последующей холодной деформацией) и их вариантам [1, 2].

Эффективное управление многофакторными быстротекущими процессами высокоэнергетической обработки возможно на основе математического моделирования с помощью комплекса моделей, подобного представленному на рис. 1, для сочетания ультразвукового поверхностного пластического деформирования и плазменного термоупрочнения. Как видно на схеме, важное место в комплексе моделей занимают

модели формирования напряженно-деформированного состояния, позволяющие определить распределение деформаций и напряжений на различных этапах воздействия и в конечном состоянии после завершения обработки. Для этапа ультразвукового поверхностного пластического деформирования такая модель была рассмотрена в работе [3].

В данной работе рассмотрена модель формирования напряженно-деформированного состояния при плазменном термоупрочнении.



Рис. 1. Схема комплекса математических моделей для управления формированием комплекса свойств поверхностного слоя при комбинированной обработке:

$F_{ст}$ – статическая сила; $2A$ и f – амплитуда и частота колебаний; $v_{д}$ – скорость перемещения детали; $D_{д}$ – диаметр деформатора; Q и $k_{н}$ – эффективная мощность и коэффициент сосредоточенности теплового источника

* Исследования проведены при финансовой поддержке в рамках выполнения аналитической ведомственной целевой программы "Развитие научного потенциала высшей школы (2009–2010 годы)" (АВЦП 1.2.2/4066).

Постановка задачи

Моделирование процесса формирования напряженно-деформированного состояния при плазменном термоупрочнении рассмотрено на примере обработки серого чугуна. Однако представленный алгоритм действий может быть применен и для других материалов.

При высокоскоростном поверхностном нагреве формирование остаточных напряжений и деформаций происходит в результате тепловых и структурных расширений материала. Деформации и напряжения для полей температур, рассчитанных по модели, представленной в работе [1], могут быть определены методом рассеченного тела, предложенного В.В. Абрамовым для стальных деталей [4]. Однако в методику расчета необходимо внести некоторые изменения и ограничения, позволяющие учесть особенности механических свойств и строения обрабатываемого материала (в данном примере – серого чугуна).

Метод рассеченного тела позволяет решать задачи сложного напряженно-деформированного состояния, которое обычно характерно для поверхностного упрочнения, используя сравнительно простой математический аппарат упругопластического расчета методами сопротивления материалов. Расчет деформаций и напряжений, возникающих в реальных деталях при их нагреве и охлаждении может быть сведен к расчету эквивалентной стержневой системы, при обеспечении достаточной для технологических расчетов точности [4].

В соответствии с методом рассеченного тела деталь разбивается на расчетные слои таким образом, чтобы можно было принять в пределах каждого слоя температуру, деформации и напряжения постоянными на текущем этапе вычислений (рис. 2).

Применение стержневой аппроксимации позволяет поэтапно определять напряжения в расчетных слоях методом проб и итераций по формуле [4]:

$$\sigma_{zi} = [-\delta_i + e_z + \Theta_x y_i] E_i, \quad (1)$$

где δ_i – суммарная деформация расчетного слоя;

e_z – относительная осевая деформация;

Θ_x – относительный угол поворота поперечных сечений;

y_i – ордината центра расчетного слоя;

E_i – модуль упругости материала слоя при текущей температуре.

Решение уравнения (1) является точным для поперечных сечений бруса, удовлетворяющих принципу Сен-Венана [4].

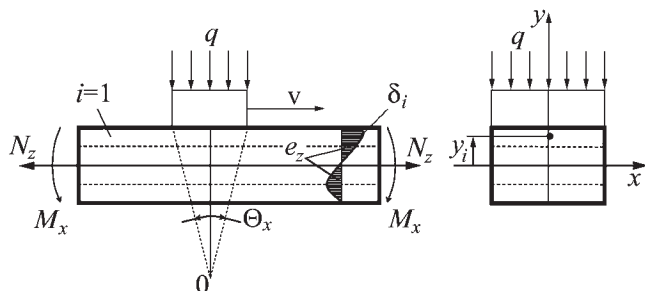


Рис. 2. Расчетная схема для определения деформаций и напряжений при поверхностном нагреве

Основное отличие структуры чугуна от структуры стали – наличие включений графита. Коэффициент линейного расширения графита ($4 \cdot 10^{-6} 1/^\circ\text{C}$) ниже, чем у металлической основы ($12 \cdot 10^{-6} 1/^\circ\text{C}$). Структурных превращений в пределах закалочных температур графит не испытывает. Поэтому при расчете суммарных деформаций расчетных слоев серый чугун может рассматриваться как двухфазный материал, расширения которого при нагреве определяются суммой температурных деформаций включений графита (δ_r) с температурными и структурными деформациями металлической матрицы ($\delta_{\text{мт}} + \delta_{\text{мс}}$):

$$\delta_i = \alpha \delta_r + \beta (\delta_{\text{мт}} + \delta_{\text{мс}}), \quad (2)$$

где α и β – объемная доля включений графита и металлической матрицы соответственно.

Принимая содержание углерода в графите равное 100 %, а также учитывая, что общее содержание углерода в перлитных серых чугунах марок СЧ21 – СЧ24 составляет в среднем 3,3 % [5], средние значения коэффициентов могут быть приняты: $\alpha = 0,025$, $\beta = 0,975$.

Суммарные деформации матрицы (температурные и структурные) могут быть определены через изменения удельных объемов фаз, образующих ее структуру:

$$(\delta_{\text{мт}} + \delta_{\text{мс}}) = \frac{V_T - V_{T_0}}{3V_{T_0}}, \quad (3)$$

где V_{T_0} и V_T – удельные объемы матрицы соответственно при начальной (T_0) и текущей (T) температурах.

Удельный объем матрицы при текущей температуре может быть представлен суммой объемов отдельных фаз (V_{jT}):

$$V_T = \sum_j a_j V_{ajT}, \quad (4)$$

где a_j – объемное содержание j -й фазы в металлической матрице.

В соответствии с диаграммой объемных состояний фаз температурные зависимости удельных объемов возможных структурных составляющих матрицы серого чугуна (феррита (V_α), цементита ($V_{\text{Ц}}$), аустенита (V_γ), мартенсита (V_M)) могут быть представлены выражениями [4]:

$$V_\alpha(T) = 0,12708 + 5,528 \cdot 10^{-6} T; \quad (5)$$

$$V_{\text{Ц}}(T) = 0,13023 + 4,884 \cdot 10^{-6} T; \quad (6)$$

$$V_\gamma(T, C) = 0,12282 + 8,56 \cdot 10^{-6} T + 2,15 \cdot 10^{-3} C; \quad (7)$$

$$V_M(T, C) = 0,12708 + 4,448 \cdot 10^{-6} T + 2,79 \cdot 10^{-3} C, \quad (8)$$

где C – процентное содержание углерода в фазе.

Фазовый состав матрицы серого чугуна определяется в соответствии с закономерностями структурных превращений при нагреве и охлаждении, а также положением текущей температуры относительно критических точек.

На этапе нагрева до температур A_{c1} структурных превращений в перлитной матрице серого чугуна не происходит и ее удельный объем может быть представлен суммой:

$$V_T = V_{\text{П}} = 0,88V_\alpha(T) + 0,12V_{\text{Ц}}(T), \quad T \in [T_0; A_{c1}], \quad (9)$$

где 0,88 и 0,12 – объемные доли феррита и цементита соответственно [6].

В диапазоне температур нагрева от A_{c1} до 911 °С в результате перлитно-аустенитного превращения матрица серого чугуна меняет свой фазовый состав и ее удельный объем с учетом (9) может быть представлен выражением:

$$V_T = (1 - A_\gamma)V_{\Pi} + A_\gamma V_\gamma(T), \quad T \in [A_{c1}, 911^\circ\text{C}], \quad (10)$$

где A_γ – объемная доля аустенита, образовавшегося к моменту повышения температуры до текущего значения T .

Исследования кинетики перлитно-аустенитного превращения при непрерывном скоростном нагреве [7] показали, что объемная доля аустенита A_γ при повышении температуры изменяется по закону, близкому к экспоненциальному, а длительность превращения зависит от скорости нагрева. Так, при скорости нагрева $v_n = 10^3$ °С/с время превращения составляет $\tau_{\alpha-\gamma} = 0,1$ с, а при $v_n = 10^4$ °С/с оно сокращается до $\tau_{\alpha-\gamma} = 0,01$ с.

Сравнение данных работы [7] с данными, полученными из решения диффузионной задачи [8], показывает, что зависимость длительности превращения среднепластинчатого перлита в аустенит в диапазоне скоростей нагрева от 10^3 до 10^4 °С/с носит экспоненциальный характер и может быть представлена выражением:

$$\tau_{\alpha-\gamma} = 0,1 \exp(-0,00051(v_n - 10^3)), \quad (11)$$

$$v_n \in [10^3; 10^4].$$

Учитывая, что увеличение скорости нагрева в 10 раз сокращает период изотермического превращения перлита также в 10 раз [7], можно принять для диапазона скоростей нагрева от 10^4 до 10^5 °С/с экспоненциальную зависимость изменения времени превращения и представить ее выражением:

$$\tau_{\alpha-\gamma} = 0,01 \exp(-0,00051(v_n - 10^4)), \quad (12)$$

$$v_n \in [10^4; 10^5].$$

При известных значениях скорости нагрева v_n и времени $\tau_{\alpha-\gamma}$ температура T_k , при которой превращение закончится, может быть определена выражением:

$$T_k = A_{c1} + v_n \tau_{\alpha-\gamma}. \quad (13)$$

Принимая экспоненциальный закон изменения A_γ , а также учитывая, что при $T = T_k$ $A_\gamma = 1$, изменение A_γ в процессе нагрева можно представить выражением:

$$A_\gamma = \left[1 - \exp\left[-\frac{6,9}{T_k - A_{c1}}(T - A_{c1}) \right] \right], \quad (14)$$

$$T \in [A_{c1}; 911^\circ\text{C}].$$

При температуре $T = 911$ °С происходит аллотропическое превращение феррита в аустенит. Поэтому при текущих температурах $T > 911$ °С удельный объем матрицы определяется выражением (10) при $A_\gamma = 1$. После подстановки этого значения в выражение (10) получено:

$$V_T = V_\gamma(T), \quad T > 911^\circ\text{C}. \quad (15)$$

На этапе охлаждения фазовый состав и удельный объем матрицы зависят от значения температуры, с которой начинается охлаждение. Это значение представляет собой максимальную температуру T_{\max} , достигнутую при нагреве. При $T_{\max} > 911$ °С удельный объем матрицы V_T при охлаждении до температуры начала мартенситного превращения M_n определяется выражением (15). В диапазоне температур от начала M_n до конца M_k мартенситного превращения объем матрицы V_T может быть представлен выражением:

$$V_T = V_{\gamma-M} = (1 - M)V_\gamma(T) + MV_M(T), \quad (16)$$

$$M_k \leq T \leq M_n; \quad T_{\max} > 911^\circ\text{C},$$

где M – объемная доля мартенсита, образовавшаяся к моменту понижения температуры до текущего значения T .

Учитывая, что основная масса аустенита превращается в мартенсит вблизи температуры начала превращения M_n [7], а также то, что при поверхностной закалке серого чугуна в структуре закаленного слоя сохраняется от 40 до 60 % остаточного аустенита [10, 11], зависимость объемной доли мартенсита M от понижения температуры имеет вид

$$M = \left(\frac{0,05}{M_n - 20}(M_n - T) \right)^{0,2}, \quad M_k \leq T \leq M_n. \quad (17)$$

В случае когда максимальная температура, достигнутая при нагреве, лежит в диапазоне от A_{c1} до 911 °С, удельный объем матрицы V_T при охлаждении до температуры начала мартенситного превращения M_n с учетом формул (9), (10) будет определяться выражением:

$$V_T = (1 - A_{\gamma\max})V_{\Pi} + A_{\gamma\max}V_\gamma(T), \quad (18)$$

$$T \in [A_{c1}; 911^\circ\text{C}],$$

где $A_{\gamma\max}$ – максимальное значение объемной доли аустенита, достигнутое при нагреве до максимальной температуры T_{\max} .

При охлаждении в диапазоне мартенситного превращения от начальной температуры M_n до конечной M_k объем матрицы V_T в этом случае с учетом формул (9), (10), (16) может быть представлен выражением

$$V_T = (1 - A_{\gamma\max})V_{\Pi} + A_{\gamma\max}V_{\gamma-M}, \quad (19)$$

$$M_k \leq T \leq M_n; \quad T_{\max} \in [A_{c1}; 911^\circ\text{C}].$$

При $T_{\max} < A_{c1}$ структурных изменений в матрице при охлаждении не происходит и ее объем определяется выражением (9).

Чугун представляет собой сплав тройной системы (Fe–Si–C), поэтому понятие критической точки при нагреве для него другое, чем для стали. Кремний повышает критические точки. Исследуемые образцы из серого чугуна марки СЧ21 содержали около 2 % Si. В связи с этим при анализе расчетных температурных полей исходное положение критической точки A_{c1} при квазистационарном нагреве может быть принято равным 770 °С.

Специальными исследованиями в работах В.Н. Гриднева, Ю.Я. Мешкова, С.П. Ошкадерова, В.И. Трефилова установлено, что для железоуглеродистых сплавов смещение температуры перлитного превращения пропорционально корню кубическому из значения средней скорости нагрева,

при этом для пластинчатого перлита значение смещения критической точки может быть приближенно оценено по формуле:

$$\Delta T = \sqrt[3]{\frac{3K^2 a_0^2}{4D} v_n}, \quad (20)$$

где K – угловой коэффициент зависимости аргумента функции Крампа от температурного интервала диффузии углерода в аустените ($K = 230$ °C);

a_0 – половина среднестатистического расстояния между двумя соседними пластинами цементита в перлите;

D – коэффициент диффузии углерода в аустените;

v_n – скорость нагрева.

С учетом влияния кремния и скоростного характера нагрева граница зоны фазовых превращений A_{c1} может быть определена следующим образом:

$$A_{c1} = 770 + \Delta T. \quad (21)$$

При поверхностном нагреве термические циклы, соответствующие разным глубинам детали, отличаются как максимальными температурами, так и скоростями нагрева, поэтому положение точки A_{c1} в каждом слое необходимо определять с учетом выражений (20) и (21).

Относительная осевая деформация и угол поворота сечений могут быть определены по формулам [4]:

$$e_z = \frac{N_z + \int \delta_i E_i dF}{\int E_i dF}; \quad (22)$$

$$\Theta_x = \frac{M_x + \int \delta_i E_i y_i dF}{\int E_i y_i^2 dF}, \quad (23)$$

где N_z и M_x – главный вектор и главный момент внешних сил;

F – площадь поперечного сечения расчетного слоя.

Особенностью метода рассеченного тела является то, что в первом приближении расчет выполняется в предположении наличия во всех расчетных слоях только упругих деформаций. Для определения пластически деформированных слоев выполняется проверка по условию [4]:

$$\frac{\sigma_{gi}}{\sigma_{zi}} < 1, \quad \sigma_{gi} = \sigma_{si} \operatorname{sgn}(\sigma_{zi}) - \sigma_{Ri}^{k-1}, \quad (24)$$

где σ_{gi} – допускаемое напряжение в i -м слое;

σ_{zi} – нормальное напряжение в i -м слое;

σ_{si} – предел текучести материала при температуре i -го слоя;

σ_{Ri}^{k-1} – результирующее напряжение в i -м слое на предшествующем $(k-1)$ этапе расчета.

Результирующие напряжения в i -м слое σ_{Ri} на каждом этапе расчета определяются алгебраическим суммированием текущих значений нормальных напряжений σ_{zi} по всем предшествующим этапам расчета:

$$\sigma_{Ri}^k = \sum_{k=1}^k \sigma_{zi}. \quad (25)$$

Включения графита обуславливают высокую чувствительность чугуна к направлению приложения нагрузки (предел прочности при сжатии в 2–4 раза выше, чем при растяжении) и приводят к отсутствию у него предела текучести. Так как эта механическая характеристика необходима для определения границы распространения пластической деформации, то в расчете могут быть использованы значения напряжений, соответствующих деформации 0,2 % (условные пределы текучести).

Учитывая сложный характер взаимодействия фаз при формировании механических свойств серого чугуна, считают его при определении механических характеристик (модуля упругости и предела текучести) сплошной средой со свойствами, соответствующими средним характеристикам конкретной марки серого чугуна при текущем значении температуры. Условные пределы текучести для серого чугуна на основании справочных данных приняты в пределах: при растяжении – $\sigma_{0,2p} = 0,8\sigma_{в.р.}$, при сжатии – $\sigma_{0,2сж} = 0,45\sigma_{в.сж.}$ Используя температурные зависимости пределов прочности ($\sigma_{в.р.}$ и $\sigma_{в.сж.}$) конкретной марки серого чугуна, можно определить изменения условных пределов текучести при повышении температуры.

Выражения (1) – (25) позволяют рассчитать деформации как при плазменном термоупрочнении, так и при сочетании его с ультразвуковым деформированием.

Комбинирование деформационного и теплового воздействий изменяет условия формирования напряженно-деформированного состояния. При последовательном сочетании воздействий поля деформаций и напряжений, созданных ультразвуковым деформированием, характеризуют исходное состояние материала перед скоростным нагревом. Поэтому для оценки напряженно-деформированного состояния материала при комбинированном воздействии полученные с помощью модели ультразвукового деформирования [3] результирующие напряжения (σ_{Ri}), деформации слоев (δ_i), а также относительная осевая деформация (e_z) и угол поворота поперечных сечений (Θ_x) должны быть внесены на первом этапе расчета напряжений и деформаций при нагреве в качестве исходных значений $\sigma_{Ri,0}$; $\delta_{i,0}$; $e_{z,0}$; $\Theta_{x,0}$ соответственно. Кроме того, изменение структуры при деформации материала перед нагревом отражается на положении критической точки начала фазовых превращений A_{c1} , что необходимо учитывать при расчете структурных деформаций матрицы серого чугуна.

Параметр a_0 в выражении (20) позволяет определить влияние деформации на смещение A_{c1} . Учитывая, что в соответствии с методом рассеченного тела расчетные слои испытывают простое растяжение (сжатие), считают, что расстояние между пластинами цементита в перлите, характеризующее параметром a_0 , изменяется пропорционально интенсивности деформации ε_i :

$$a_{0\Delta i} = a_0(1 - \varepsilon_i), \quad (26)$$

где $a_{0\Delta i}$ – половина расстояния между пластинами цементита в перлите матрицы серого чугуна, деформированной с интенсивностью деформации ε_i .

В связи с экспоненциальным характером распределения интенсивности деформации по глубине расчетные слои бу-

дуг иметь разные значения параметра $a_{0\Delta i}$. Поэтому для оценки напряженно-деформированного состояния при комбинированном воздействии распределение параметра $a_{0\Delta i}$ по расчетным слоям необходимо вводить в качестве одного из исходных условий при расчете деформаций и напряжений, созданных при высокоскоростном нагреве, дополнительно к названным выше значениям $\sigma_{Ri,0}$; $\delta_{i,0}$; $e_{z,0}$; $\Theta_{x,0}$.

Результаты расчетов

Использование представленного алгоритма позволяет прогнозировать состояние обрабатываемого материала в процессе комбинированной обработки и после нее (рис. 3, 4).

Так как расчет проводится поэтапно, причем длительность этапа зависит от продолжительности термодиагностики, то анализ процесса формирования деформаций и напряжений при различных режимах воздействия удобно проводить, сравнивая изменения величин не во времени, а в определенные, наиболее значимые этапы расчета. Количество этапов расчета ограничивается числом, при котором температура во всех расчетных слоях достигает заданного значения (в представленных

исследованиях – 20 °С). Для исследованных режимов это условие выполняется при номере этапа 999. Напряжения и деформации, соответствующие этому этапу, будут характеризовать остаточное напряженно-деформированное состояние, сохраняющееся после прекращения воздействия.

Для удобства анализа на рис. 3, 4 на одной схеме представлены термические циклы в расчетных слоях, вызываемые ими деформации и результирующие напряжения.

Сравнение полученных результатов позволяет сделать вывод, что комбинированное воздействие в сравнении с плазменным термоупрочнением расширяет возможности формирования напряженно-деформированного состояния деталей из серого чугуна. Включение остаточных напряжений и осевой деформации, созданных ультразвуковым пластическим деформированием, в процессы формирования напряженно-деформированного состояния при тепловом воздействии позволяет изменять остаточные деформации детали, сохраняя уровень остаточных напряжений в поверхностном слое. Так, ультразвуковое воздействие ($2A = 15$ мкм, $F_{ст} = 250$ Н, $f = 18$ кГц, $D_d = 8$ мм) позволило снизить остаточную осевую деформацию после высокоскоростного нагрева с режимами, соответствующими данным рис. 3, от $e_z = 0,0021$ до $e_z = 0,001$ (см. рис. 4).

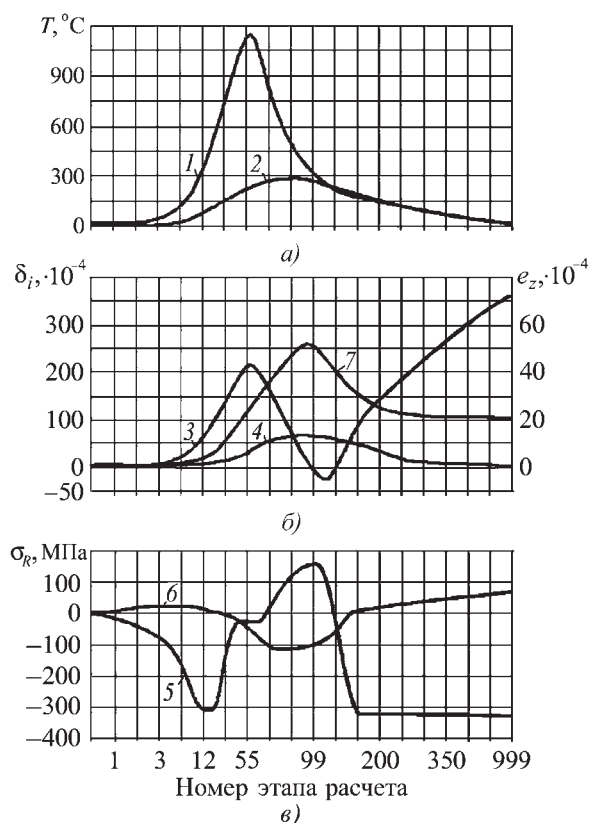


Рис. 3. Изменения температур (T) (а), деформаций (δ_i) и относительной осевой деформации (e_z) (б), результирующих напряжений (σ_R) (в) в расчетных слоях:
 1, 3, 5 – $i = 1$, $h = 0$ мм; 2, 4, 6 – $i = 5$, $h = 5$ мм; 7 – относительная осевая деформация; толщина образцов $S = 20$ мм; $T_{max} = 1150$ °С; $k_H = 12$ см⁻²; $Q = 2550$ Вт/см²; $v_d = 1$ см/с

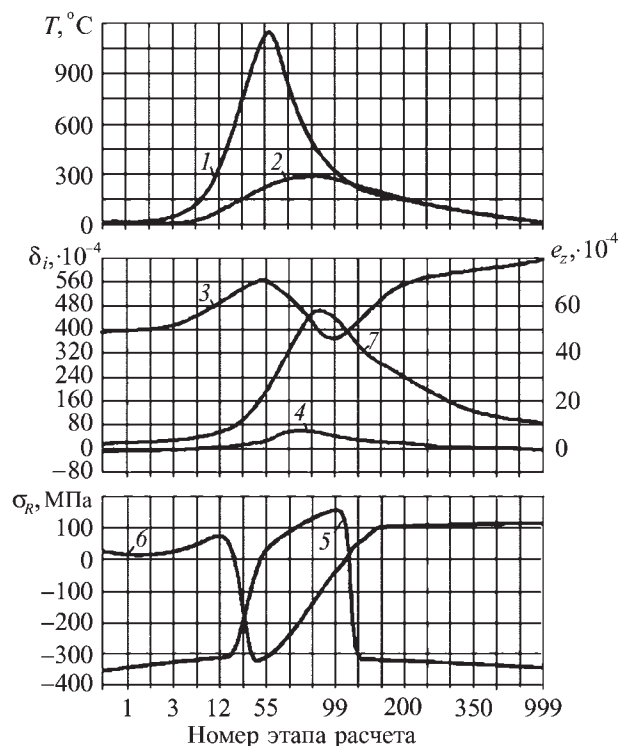


Рис. 4. Изменения температур (T) (а), деформаций (δ_i) и относительной осевой деформации (e_z) (б), результирующих напряжений (σ_R) (в) в расчетных слоях:
 1, 3, 5 – $i = 1$, $h = 0$ мм; 2, 4, 6 – $i = 5$, $h = 5$ мм; 7 – относительная осевая деформация; толщина образцов $S = 20$ мм; $T_{max} = 1150$ °С; $2A = 15$ мкм; $F_{ст} = 420$ Н; $f = 18$ кГц; $D_d = 8$ мм; $k_H = 12$ см⁻²; $Q = 2550$ Вт/см²; $v_d = 1$ см/с

Таким образом, представленные математические модели позволяют целенаправленно управлять процессом формирования поверхностного слоя деталей машин при комбинированной обработке с учетом состояния материала на различных этапах деформационного и теплового воздействия.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Высокоэнергетические** процессы обработки материалов / О.П. Солоненко, Х.М. Рахмиянов, А.П. Алхимов, В.В. Марусин и др. Новосибирск: Наука, сибирская издательская фирма РАН, 2000. 425 с.
2. **Рахмиянов Х.М., Исакова Г.А.** и др. Практические и теоретические принципы создания способа комбинированного поверхностного упрочнения с использованием высокоэнергетических источников // Развитие производственных технологий в вузах России. Липецк: Липецкое издательство, 1997. С. 81–85.
3. **Рахмиянов Х.М., Никитин Ю.В., Исупов А.В.** Прогнозирование состояния материала в объеме очага деформации при ультразвуковом поверхностном пластическом деформировании // Упрочняющие технологии и покрытия. 2005. № 4. С. 41–46.

4. **Абрамов В.В.** Напряжения и деформации при термической обработке стали. Донецк: Вища шк., 1985. 133 с.
5. **Справочник** по конструкционным материалам / Под ред. Б.Н. Арзамасова, Т.В. Соловьевой. М.: Изд-во МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2005. 640 с.
6. **Тушинский Л.И., Батаев А.А., Тихомирова Л.Б.** Структура перлита и конструктивная прочность стали. Новосибирск: ВО "Наука", сибирская издательская фирма РАН, 1993. 280 с.
7. **Головин Г.Ф., Замятин М.М.** Высокочастотная термическая обработка. Вопросы металловедения и технологии. Л.: Машиностроение, 1990. 239 с.
8. **Рахмиянов Х.М., Захаров В.П.** Моделирование диффузионных процессов в железоуглеродистых сплавах при нагреве потоками концентрированной энергии // Сб. науч. тр. Новосибирского государственного технического университета. Новосибирск, 1996. Вып. 3(5). С. 59–70.
9. **Леонтьев П.А., Чеканова Н.Т., Хан М.Г.** Лазерная поверхностная обработка металлов и сплавов. М.: Металлургия, 1986. 142 с.
10. **Крапошин В.С.** Влияние остаточного аустенита на свойства сталей и чугунов после поверхностного оплавления // Металловедение и термическая обработка металлов. 1994. № 2. С. 2–5.

Оглавление

История развития технологий и покрытий

УПРОЧНЯЮЩИЕ ТЕХНОЛОГИИ И ПОКРЫТИЯ

История развития технологий и покрытий:

"История развития технологий и покрытий" – 85159, "История развития технологий и покрытий" – 39269, "История развития технологий и покрытий" – 60252.

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

История развития технологий и покрытий, 107076, Москва, Стромынский пер., д. 4,

История развития технологий и покрытий "История развития технологий и покрытий" – 85159, (499) 269-66-00 (История развития технологий и покрытий), (499) 268-40-77 (История развития технологий и покрытий);

е-mail: reakuz@mashin.ru, utp@mashin.ru

ООО "Издательство Машиностроение", 107076, Москва, Стромынский пер., 4.

Учредитель ООО "Издательство Машиностроение". Е-mail: utp@mashin.ru. Web-site: www.mashin.ru.

Телефоны редакции журнала: (499) 268-40-77, 269-54-96; факс: (499) 268-85-26, 269-48-97.

Дизайнер Подживотов К.Ю. Технический редактор Жиркина С.А.

Корректоры Сажина Л.И., Сонюшкина Л.Е.

Сдано в набор 10.08.10 г. Подписано в печать 13.10.10 г. Формат 60×88 1/8. Бумага офсетная. Печать офсетная.

Усл. печ. л. 5,88. Уч.-изд. л. 6,61. Заказ 796. Свободная цена.

Оригинал-макет и электронная версия подготовлены в ООО "Издательство "Машиностроение".

Отпечатано в ООО "Подольская Периодика", 142110, Московская обл., г. Подольск, ул. Кирова, д. 15