ЕЖЕМЕСЯЧНЫЙ НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ И ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ ЖУРНАЛ

УПРОЧНЯЮЩИЕ ТЕХНОЛОГИИ И ПОКРЫТИЯ

№ 3 (39)
март
2008

Издается с января 2005 г.

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

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

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

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

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

Редакция:
И.В. СИНЦОВА
Т.В. ПАРАЙСКАЯ

Журнал распространяется по подписке, которую можно оформить в любом почтовом отделении (индексы по каталогам: "Роспечать" **85159**, "Пресса России" **39269**, "Почта России" **60252**) или в издательстве.
Тел.: (495) 269-52-98, 269-66-00, 268-40-77.
Факс: (495) 269-48-97.
E-mail: realiz@mashin.ru, utp@mashin.ru

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

СОДЕРЖАНИЕ

ОБЩИЕ ВОПРОСЫ УПРОЧНЕНИЯ

Зайдес С.А. Физико-геометрическое моделирование охватывающего поверхностного пластического деформирования. *Окончание* 3

Гречихин Л.И. Физический механизм упрочнения и разрушения конструкционных материалов водородом 7

КОНТРОЛЬ КАЧЕСТВА УПРОЧНЯЮЩЕЙ ОБРАБОТКИ

Арисова В.Н., Трыков Ю.П., Самарский Д.С. Влияние деформации изгиба на характер упрочнения магниево-алюминиевого композита 14

Слободян М.С., Слободян С.М. Анализ акустических методов диагностики запаса пластичности материала 19

Блюменштейн В.Ю., Кречетов А.А. Исследование накопления деформаций и исчерпания запаса пластичности упрочненного металла при эксплуатационном усталостном нагружении с использованием метода акустической структуроскопии 24

ОБРАБОТКА КОМБИНИРОВАННЫМИ МЕТОДАМИ

Суджанская И.В., Галкина М.Е., Гончаров И.Ю., Колпаков А.Я., Поплавский А.И., Сафронова О.В. Влияние ионного облучения и углеродного покрытия толщиной до 100 нм на микротвердость и трещиностойкость кремния 29

Скобелев С.Б., Масягин В.Б. Исследование возможности управления геометрическими параметрами обработанной поверхности для определения износостойкости пар трения при ударно-акустической обработке 33

ОБРАБОТКА КОНЦЕНТРИРОВАННЫМИ ПОТОКАМИ ЭНЕРГИИ

Кундас С.П., Марковник Д.В., Иванов Д.Г., Крашанинин В.А., Ильиных С.А. Математическая модель процесса поверхностного плазменного упрочнения стальных деталей 41

ХИМИЧЕСКАЯ, ХИМИКО-ТЕРМИЧЕСКАЯ И ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА

Тарасов А.Н., Павловский Н.Р., Ткачевская Г.Д. Карбонитрирование формообразующего инструмента в порошковых смесях на неспециализированном оборудовании 47

Хейфец М.Л., Грецкий Н.Л., Кожуро Л.М. Электромеханика импульсных процессов наплавки покрытий ферромагнитными порошками 51

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

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

THE MONTHLY SCIENTIFIC AND PRODUCTION JOURNAL

STRENGTHENING TECHNOLOGIES AND COATINGS

№ 3 (39)
March
2008

Since 2005, January

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

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

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

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

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

Edition:
I.V. SINTSOVA
T.V. PARAYSKAYA

Journal is spreaded on a subscription, which can be issued in any post office (index on the catalogues: "Rospechat" **85159**, "Pressa Rossii" **39269**, "Pochta Rossii" **60252**) or in publishing office.

Ph.: (495) 269-52-98, 269-66-00, 268-40-77.

Fax: (495) 269-48-97

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

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

CONTENTS

GENERAL QUESTIONS OF STRENGTHENING

Zaides S.A. Physical-geometrical simulation of coating surfaced plastic deformation. *Conclusion* 3

Grechihin L.I. The physical mechanism of strengthening and destruction of constructional materials by hydrogen 7

QUALITY CONTROL OF STRENGTHENING PROCESSING

Arisova V.N., Trikov Yu.P., Samarskiy D.S. The influence of bending deformation on the character of strengthening of magnesium-aluminium composite 14

Slobodyan M.S., Slobodyan S.M. The analysis an opportunity of the acoustic methods of diagnostics of a stock of plasticity of a material 19

Blyumenshtein V.Yu., Krechetov A.A. Research of deformation accumulation and plasticity resource exhaustion of strengthened metal under plastic sheet warping applying ultrasonic check 29

PROCESSING BY COMBINED METHODS

Sudzhanskaya I.V., Galkina M.E., Goncharov I.Yu., Kolpakov A.Ya., Poplavskiy A.I., Saphronova O.V. Influence of ions irradiation and carbon coatings with thickness till 100 nm on silicon microhardness and crack-resistance of silicon material 29

Skobelev S.B., Masyagin V.B. The research of the management opportunity of geometrical parameters of the processed surface for determination of wear-resistance of friction pairs at shock-acoustic processing 33

PROCESSING BY CONCENTRATED STREAMS OF ENERGY

Kundas S.P., Markovnik D.V., Ivanov D.G., Krashaninin V.A., Yl'ynykh S.A. Mathematical model of surface plasma strengthening process of steel parts 41

CHEMICAL, CHEMICO-THERMAL AND ELECTROCHEMICAL PROCESSING

Tarasov A.N., Pavlovskiy N.R., Tkachevskaya G.D. Carbonitration the form-building tool in powder mixes on the unspecialized equipment 47

Kheifetz M.L., Gretskiy N.L., Kozhuro L.M. Electromechanics of pulse processes surfacing coatings by ferromagnetic powders 51

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

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

С.А. Зайдес *(Иркутский ГТУ)*

Физико-геометрическое моделирование охватывающего поверхностного пластического деформирования. *Окончание**

Для построения теоретических основ охватывающего упрочнения изложены закономерности изменения физических и геометрических параметров деформирующего материала в очаге пластической деформации. Рассмотрено влияние геометрического фактора, вектора силовой нагрузки, контактного трения, механических свойств материала на механизм формирования напряженно-деформированного состояния и остаточных напряжений.

To support the theoretical bases of coating strengthening were given an account of laws of variation of physical and geometrical parameters of strained material in the seat of plastic deformation. The influence of geometrical factor, power loading vector, contact friction, mechanical properties of material on the mechanism of formation of tense and strained state and residual tensions, were considered.

В настоящее время параметры деформационных технологических процессов определяются обычно экспериментально. При разработке эффективных технологий возникает необходимость их оптимизации на стадии проектирования.

Построение теоретических основ охватывающего деформирования базируется на физических закономерностях деформируемого материала, связи технологических параметров, имеющих целью изменение формы и конечных свойств обрабатываемого изделия, с заданными геометрическими и физико-механическими параметрами.

Физические особенности упругопластической деформации

Упругопластическая деформация происходит за счет скольжения по определенным поверхностям решеток кристаллов, т.е. за счет внутрикристаллической деформации. При этом наблюдается смещение атомов относительно друг друга, а по теории смещения [1] скольжение можно рассматривать как последовательный сдвиг отдельных атомов. Плоскости скольжения отдельных зерен поликристалла ориентированы в пространстве произвольно. Это является причиной неодновременного начала пластической деформации, что приводит к нарушению строгой пропорциональности между величинами деформаций и напряжений, проявлению эффектов ползучести, релаксации, наблюдению упругого гистерезиса и эффекта Баушингера.

Одновременно с упрочнением поверхностного слоя в металле происходит разупрочнение (отдых, возврат), частично возвращающее металлу его первоначальные свойства. В процессе пластической деформации металла в нем протекают два противоположных по своим результатам процесса – упрочнение и разупрочнение. Это можно объяснить тем, что пластическая деформация в металле происходит не одновременно во всем объеме, а начинается с наиболее благоприятно ориентированных зерен, упрочняющихся пропорционально степени их деформации.

Опыты проф. С.И. Губкина [2] показали, что при подборе соответствующего режима пластической обработки упрочнение металла может полностью сниматься отдыхом, протекающим в момент самой деформации. В результате упрочненный металл приобретает текстуру направления деформации при отсутствии остаточных напряжений и искажений кристаллической решетки. Интенсивность снятия упрочнения при отдыхе в значительной степени зависит от воздействия внешних деформирующих напряжений, облегчающих перемещение атомов в решетке и тем самым стимулирующих протекание отдыха в деформированном металле. Этот вывод хорошо подтверждается экспериментальными данными [3].

*Начало см. "Упрочняющие технологии и покрытия". 2008. № 2.

Основные допущения и ограничения

При моделировании напряженно-деформированного состояния при охватывающем упрочнении приняты следующие допущения:

• упругопластические деформации являются малыми (не более 10...15 %);

• в недеформированном состоянии материал изотропен;

• теплообменом между матрицей и заготовкой пренебрегаем, а также не учитываем явления ползучести и релаксации;

• предполагается, что при разгрузке не возникает вторичных пластических деформаций, когда заготовка проходит через матрицу, так и при разгрузке, когда заготовка выходит из зоны деформации, следовательно, эффект Баушингера не учитывается;

• материал заготовки упругопластический как при нагружении матрицы, так и при ее разгрузке;

• на поверхности контакта заготовки с матрицей касательные напряжения, вызванные трением, приняты постоянными;

• при статических способах нагружения кривые упрочнения при холодном деформировании практически не зависят от скорости деформации;

• изменениями размеров матрицы как абсолютно жесткого тела пренебрегаем.

Очаг малых упругопластических деформаций

В технологических процессах малые пластические деформации имеют место при обкатке, калибровке, дорновании, чеканке, редуцировании, ротационной обработке, дрессировке, листовой штамповке, автофретировании, барофрагментации, в процессах гибки, при правке, холодной штамповке, упрочнении локальным индентором, выглаживании, гидроимпульсной обработке и др.

Область малых пластических деформаций находится в пределах от значений деформаций, соответствующих нижнему пределу текучести, до значения степени деформации порядка 10 %. Этот предел принят и использован в работах [4, 5].

Заготовку в очаге нагружения можно разделить условно на ряд зон (рис. 1, *а*): *A* – геометрическая зона контакта; *B* – зона внеконтактной деформации перед деформирующим инструментом; *C* – зона контакта на цилиндрическом пояске; *D* – зона внеконтактной деформации за деформирующим элементом. В зоне *A* действуют внешние силы (рис. 1, *б*): *N* – нормальная сила, $F_т$ – сила трения, $F_д$ – сила деформирования, *P* – радиальная сила. Сила $F_д$ определяет осевую нагрузку на заготовку и мощность двигателя. Сила *N* и ширина контакта определяют среднее удельное контактное давление, которое необходимо для расчета на

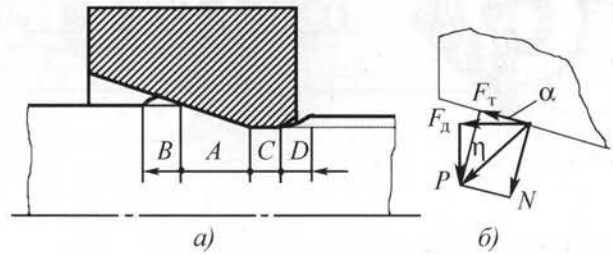


Рис. 1. Схема очага деформации (*а*) и схема сил (*б*) в зоне контакта при охватывающем деформировании

прочность деформирующих элементов. По значениям *N* и $F_т$ определяют коэффициент *f* и угол η трения.

Анализируя схему очага деформации при охватывающем деформировании, можно сказать, что процесс этот весьма сложен и упрощения типа гипотезы плоских сечений, использования идеально пластичного материала или усреднения контактного давления дают весьма приближенное представление о напряженном состоянии в зоне формоизменения.

Напряженно-деформированное состояние

Процесс охватывающего деформационного упрочнения кинематически прост, чего нельзя сказать о напряженном состоянии материала заготовки. Комбинация центрального растяжения силой F_1 или центрального сжатия F_2 (рис. 2) с охватывающим обжатием ограниченной длины заготовки вызывает сложное напряженное состояние. От его вида, характера распределения напряжений и деформаций зависят устойчивость технологического процесса, качество поверхностного слоя и физико-механические характеристики упрочненного материала. Для изучения *напряженно-деформированного состояния* (НДС) заготовки в очаге деформации и вне его, включая зоны возможного приложения деформирующего усилия, целесообразно заготовку разделить на ряд геометрических блоков (см. рис. 2).

Блок *I* расположен на достаточном удалении от входа в очаг деформации. При $l_I \geq D_1$ этот участок заготовки испытывает центральное сжатие. Напряжен-

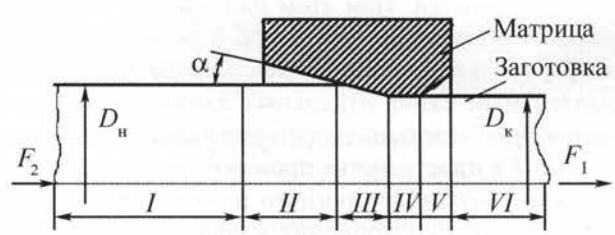


Рис. 2. Схема разделения деформированной заготовки на напряженные блоки:

$D_н$ и $D_к$ – начальный и конечный диаметры заготовки соответственно

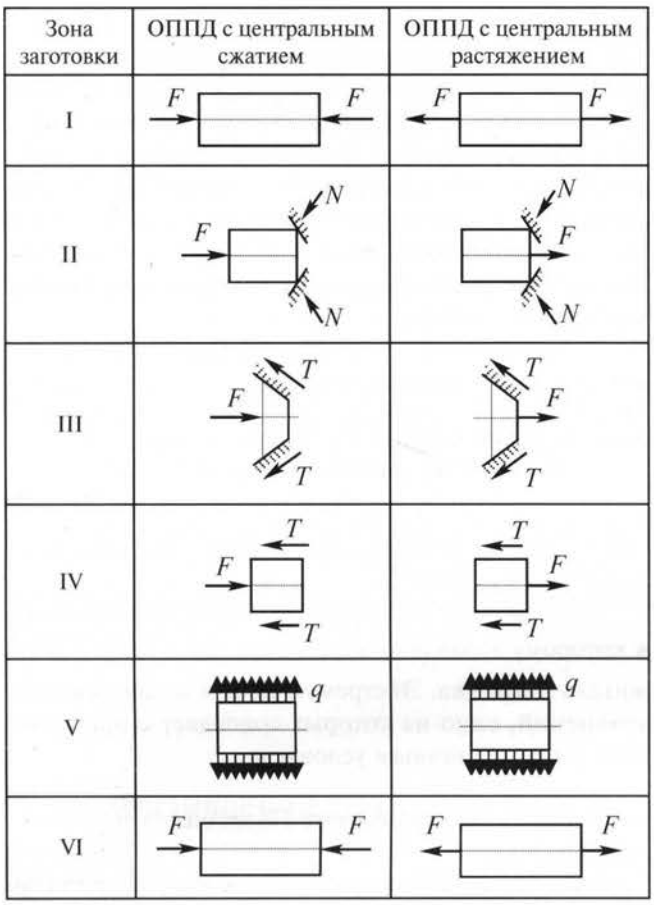


Рис. 3. Силовые схемы при охватывающем поверхностном пластическом упрочнении

ное состояние при этом зависит не только от нагрузки F_2 и геометрии блока *I*, но и от условий контактного взаимодействия (трение на торце). При $l_I \gg 3D_1$ возможно нарушение прямолинейной формы равновесия заготовки и потеря устойчивости. Блок *II* непосредственно примыкает одной стороной к очагу деформации. Сжатие, которое испытывает блок *II*, нельзя считать однородной деформацией, так как имеются зоны с явной концентрацией напряжений в зоне контакта с заготовкой. Блок *III* – активный очаг пластической или упругопластической деформации. Блок *IV* – зона калибрования (выравнивания НДС). Блок *V* – зона разгрузки и формирования остаточного напряженного состояния. Блок *VI* – зона центрального растяжения, напряженное состояние которого зависит от деформирующего усилия F_1 и размеров поперечного сечения ($D_к$). Прочность этой зоны зависит также от размеров и формы участка для передачи деформирующего усилия. Рассмотренные блоки схематически изображены на рис. 3.

Условное разделение очага деформации и граничных областей на блоки позволяет представить механику НДС на отдельных участках, выявить долю влияния размеров заготовки и вектора силовой нагрузки, что в конечном итоге позволит определить механизм формирования напряженно-деформированного и остаточного состояний.

Таким образом, деформированное тело при охватывающем упрочнении претерпевает различные деформации (упругие, пластические) и упругую разгрузку, когда объемы и поверхности, ограничивающие эти зоны, неизвестны. Напряженное и деформированное состояние материала заготовки при охватывающем деформировании можно условно разделить на активное, возникающее при действии внешних сил, и пассивное – при их отсутствии. Активное напряженное состояние влияет на энергосиловые характеристики процесса, степень и глубину упрочненного слоя, давление в зоне контакта, шероховатость поверхности заготовки, прочность и стойкость деформирующего инструмента. Активное деформированное состояние связано с изменением формы и предельной пластичности материала. Пассивное напряженное состояние оказывает влияние на процессы разрушения и растрескивания материала, формирование остаточного напряженного состояния, износ, коррозию и другие эксплуатационные свойства изделий. Пассивное деформированное состояние связано с искривлением, стабильностью размеров и остаточными деформациями.

Таким образом, определение НДС в очаге деформации является важным для осуществления самого технологического процесса и оказывает непосредственное влияние на технологическое качество и эксплуатационные характеристики деталей машин и изделия в целом.

Геометрическая модель процесса

Существующие способы моделирования взаимодействия заготовки с матрицей весьма разнообразны [6]. Использование для определения напряженно-деформированного и остаточного состояний упрочняемого материала динамических моделей, которые бы учитывали изменяющийся во времени характер напряжений и деформаций, требует сверхмощной вычислительной техники. В данной работе модель процесса представлена как охватывающее деформирование ограниченной части заготовки с приложением осевого усилия на входе или выходе из матрицы (см. рис. 1 и 2). Такая модель позволит исследовать НДС не только в очаге деформации, но и за его пределами, а при некоторых допущениях ее можно использовать и для динамического описания технологического процесса.

При выборе модели деформируемого тела использовано НДС в очаге деформации и остаточное напряженное состояние, т.е. вид модели зависит от главных

напряжений, которые могут изменяться как по величине, так и по направлению.

Из литературного обзора следует, что напряженное состояние при охватывающем деформировании является объемным, так как осевые σ_z, тангенциальные σ_φ и радиальные σ_r напряжения имеют одинаковый порядок. Следовательно, в качестве единичного напряженного элемента целесообразно рассматривать не линейное волокно и не плоскую фигуру, а объемный элемент, например тетраэдр.

Модель материала

При деформационном упрочнении относительные пластические деформации обычно превышают относительные упругие деформации (иногда в несколько раз). Следовательно, кажется логичным пренебречь упругими деформациями и считать поведение материала жесткопластическим. Однако такое допущение не приемлемо при решении задачи по определению остаточных напряжений. В таких случаях нужно моделировать материал, используя основные уравнения упругопластичности. Подавляющее большинство конструкционных материалов подвергается деформационному упрочнению, которое можно имитировать на механической модели, например, включением некоторого числа элементов трения, связанных между собой свободными от натяжения тяжелыми нитями [7].

Таким образом, если отношение σ_i/ε_i на основании опытных данных при простейших видах испытаний известно, то можно считать, что уравнения деформационной модели при простом нагружении полностью устанавливают зависимость между напряжениями и деформациями для неупругих тел. Однако целый ряд экспериментов свидетельствует о несовпадении кривых течения, полученных при различных схемах напряженного состояния [7], причем это несовпадение увеличивается с ростом степени деформирования. При малых обжатиях кривые упрочнения сближаются и практически считается, что принята единая кривая деформирования.

Модель контактного трения

Основные уравнения метода конечных элементов содержат в качестве неизвестных узловые перемещения. Эти уравнения соответствуют экстремальному значению некоторого функционала на искомых перемещениях. Этот функционал имеет физический смысл виртуальной работы и зависит от внешних сил – поверхностных и (или) объемных. Если граничные условия задаются в перемещениях, то их можно учесть непосредственно в матрице жесткости системы.

Более сложным является случай задания граничных условий на производные от перемещений. Учет трения в общем случае относится именно к таким граничным условиям. Для упругой задачи можно записать для каждого элемента зависимость между напряжениями в элементе и его узловыми перемещениями, в частности при трении – это зависимость между касательными напряжениями, которые считаются известными в некоторых точках тела, и узловыми перемещениями.

Таким образом, граничные условия для *охватывающего поверхностного пластического деформирования* (ОППД) с центральным растяжением (сжатием) имеют вид:

$$f(\bar{u}) = 0, \qquad (1)$$

где $\bar{u}$ – вектор, компоненты которого являются узловыми перемещениями.

Затем находят экстремум исходного функционала, к которому добавлено выражение $\lambda f(\bar{u})$, где λ – множитель Лагранжа. Экстремум по $\bar{u}$ и λ дает систему уравнений, одно из которых совпадает с приведенным выше граничным условием.

Коэффициент Пуассона

В теории пластического течения обычно не учитывают упругие составляющие деформаций и коэффициент Пуассона ν принимают равным 0,5. Однако при малых упругопластических деформациях ν изменяется от 0,28 до 0,48 и не достигает конечного значения 0,5. Если же в расчетах контактных напряжений не учитывать изменение коэффициента Пуассона, то напряжения могут отличаться от истинных на порядок [8].

В работе не вводили ограничения на изменение объема материала и использовали значения коэффициента Пуассона в зависимости от степени относительного обжатия (рис. 4). Расчет коэффициента ν выполнен по методике И.А. Биргера [9].

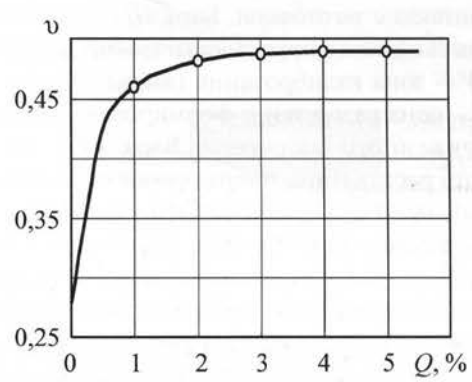


Рис. 4. Зависимость коэффициента Пуассона ν от степени обжатия Q упрочняемой заготовки

Таким образом, в результате рассмотрения физических особенностей упругопластической деформации, геометрического моделирования очага формоизменения, схем нагружения, материала и контактного трения, составления структурно-логической схемы исследования подготовлен необходимый материал для численного моделирования и комплексного исследования технологического процесса охватывающего поверхностного пластического деформирования.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Полухин П.И., Горелик С.С., Воронцов В.К.** Физические основы пластической деформации. М.: Металлургия, 1982. 584 с.

2. **Губкин С.И.** Теория обработки металлов давлением. М.: Металлургиздат, 1947. 308 с.

3. **Маталин А.А.** Технологические методы повышения долговечности деталей машин. Киев: Техника, 1971. 144 с.

4. **Вишняков Я.Д.** Современные методы исследования структуры деформированных кристаллов. М.: Металлургия, 1975. 479 с.

5. **Смирнов-Аляев Г.А.** Сопротивление материалов пластическому деформированию. Л.: Машиностроение, Ленингр. отд-ние, 1978. 352 с.

6. **Савамифакди К., Кропп П.К., Лахоти Ж.Д.** Исследование методом конечных элементов остаточных напряжений в проволоке после волочения // Современное машиностроение: Сер. Б. 1990. № 9. С. 144–149.

7. **Калачев М.И.** Деформационное упрочнение металлов. Минск: Наука, 1980. 255 с.

8. **Жасимов М.М.** Законы распределения контактных давлений, деформаций и напряжений при ППД // Машиностроение. Алма-Ата, 1976. Вып. 2. С. 116–130.

9. **Биргер И.А.** Общие алгоритмы решения задач упругости, пластичности и ползучести // Успехи механики деформируемых сред. М., 1975. С. 61–73.

УДК 539.2.001.573

Л.И. Гречихин *(Минский государственный высший авиационный колледж, Беларусь)*

Физический механизм упрочнения и разрушения конструкционных материалов водородом

Введение водорода в металлические конструкционные материалы приводит к образованию гидридов металла внутри основного материала. При образовании гидрида металла в сфероидальных межкластерных пустотах малого размера, механические свойства материала незначительно улучшаются. Увеличение интенсивности наводораживания приводит к резкому ухудшению механических свойств исходного металла. После образования мостиков связи в щелевидных пустотах между кластерами механические свойства резко улучшаются, но при этом преобладает хрупкое разрушение. Дальнейшее увеличение количества водорода приводит к полному разрушению конструкционного материала.

Introduction of hydrogen in metal constructional materials leads to formation of hydrides of metal inside of the basic material. At formation of hydride of metal in spheroidal intercluster emptiness of the small size, mechanical properties of a material slightly increase. The increase of intensity of hydrogenation leads to sharp falling of mechanical properties of initial metal. After formation of bridges of communication in slit-like emptiness between clusters mechanical properties sharply increase, but thus fragile destruction prevails. The further increase in quantity of hydrogen leads to full destruction of a constructional material.

Введение

"Водородное материаловедение" в связи с развитием водородной энергетики в настоящее время приобретает актуальное значение и входит в ряд первостепенных задач науки и техники. Первые исследования влияния водорода на механические свойства различных конструкционных материалов показали как перспективность использования водорода для упрочнения различных конструкционных материалов, так и коррозию этих материалов с практически полным разрушением. В связи с этим возникает необходимость выяснения физического механизма процесса проникновения водорода внутрь материала, вида химических реакций, протекающих внутри материала, и влияния на механические свойства образовавшихся гидридов металлов в зависимости от массы вводимого водорода.

Строение конструкционных материалов

В настоящее время не вызывает сомнения, что все вещества в конденсированном состоянии в нормальных условиях состоят из кластеров. Такая модель конденсированного состояния определена в работах [1–5]. Предложенная модель особенно ярко была обоснова-

на для жидкостей, где ближний порядок образует кластер, а в свободном пространстве между кластерами находятся исходные частицы вещества, которые совершают трансляционное движение между кластерами. Плотность упаковки частиц в кластере соответствует плотности упаковки кристалла (0,68...0,74). В межкластерном объеме плотность упаковки свободных частиц вещества составляет 0,44...0,47 [4]. В работах [1–5] кластерная модель была четко сформулирована, но полное обоснование она получила в [6]. Чтобы понять физику взаимодействия водорода с различными конструкционными материалами, изложим основные положения кластерной модели твердого тела.

Взаимодействие выбранного атома с первой координационной сферой формирует кластер с наиболее плотной упаковкой частиц и с наибольшей энергией связи. Это основной кластер, который содержит 7 атомов в случае простой кубической структуры; 9 атомов в случае объемоцентрированной структуры и 13 атомов содержится в гранецентрированной структуре. Свободные атомы межкластерного объема взаимодействуют с основным кластером, изменяя число частиц в кластере. Энергия связи свободного атома с кластером определяется ковалентной и ионной связями, а также энергией физической адгезии, обусловленной электронами второй и последующей кратности ионизации с ближним окружением ячейки адгезии.

При температурах, близких к абсолютному нулю, свободные атомы в межкластерном объеме отсутствуют. Межкластерное взаимодействие уплотняет структуру и тогда каждый атом обладает энергией связи, которая обусловлена всеми возможными типами взаимодействий со всеми атомами трех координационных сфер с учетом их коэффициента видности. Формируется некое "замороженное" состояние с плотной упаковкой отдельных атомов. Кластеры при этом обобщаются и образуют однородную среду.

С ростом температуры происходит разрыв связи с третьей координационной сферой. Однородная среда с плотной упаковкой отдельных атомов распадается на отдельные кластеры. В кристалле возникают межкластерные пустоты, которые заполняются свободными атомами третьей и даже второй координационных сфер. Включаются межкластерные взаимодействия и формируется решеточная кластерная структура.

Кластер объемоцентрированной структуры представляет собой четырехгранную бипризму, а гранецентрированная структура – трехгранную бипризму [7]. Энергия связи частиц второй и третьей координационной сферы с кластером выше в сравнении с ковалентной связью центральной частицы и этих же частиц в монолитном кристалле при абсолютном нуле температуры. В результате общая энергия связи, приходящаяся на одну частицу в монолите, меньше, чем в кластерном образовании. В нормальных условиях энергия связи частиц определяется только бинарным взаимодействием частиц в основном кластере и взаимодействием основного кластера со свободными частицами межкластерного объема. Энергия связи частиц второй координационной сферы соответствует тепловой энергии частиц при температуре плавления.

Количество связанных частиц в кластере с ростом температуры падает практически по линейному закону, а количество свободных частиц, приходящихся на один кластер, возрастает по линейному закону. Энергия связи свободных частиц в межкластерном пространстве обусловлена преимущественно бинарным взаимодействием, тогда как в кластере энергия связи частиц определяется коллективным взаимодействием.

Кластер следует рассматривать как некую макромолекулу. Это обусловлено тем, что в конденсированной среде энергетические состояния валентных электронов различных частиц данного вещества интенсивно перемешиваются и образуют единое электронное облако. Поэтому взаимодействие между кластерами осуществляется посредством ковалентной связи и обменного взаимодействия свободных атомов. Свободные частицы в межкластерном объеме совершают трансляционное движение и, сталкиваясь с кластерами, обеспечивают обменную связь между кластерами.

В решеточной кластерной структуре в зависимости от расположения кластеров относительно друг друга возникают межкластерные пустоты. Для ГЦК-структуры – это пустоты размером $4{,}05R_0$, $3R_0$, $1{,}5R_0$, $0{,}5R_0$ и $0{,}3092R_0$, а для ОЦК-структуры – $3{,}63R_0$, $1{,}5R_0$ и $0{,}4142R_0$ (R_0 – расстояние между кластерами). Пустоты размером $4{,}05R_0$, $3R_0$ и $0{,}3092R_0$ ГЦК-структуры, $3{,}63R_0$ и $0{,}4142R_0$ ОЦК-структуры имеют сфероидальную, а остальные – щелевидную форму и расположены хаотично друг относительно друга. Ранее полагали, что эти пустоты являются трещинами. Наличие щелевидных пустот в кристалле является причиной возникновения дислокаций.

Наличие межкластерных пустот в конденсированном состоянии приводит к тому, что атомы, молекулы окружающей среды способны проникать внутрь твердого тела и взаимодействовать не только с основой путем реализации поверхностного катализа, но и вступать в химическую реакцию с отдельными атомами (молекулами), находящимися во внутрикластерных свободных объемах. При этом возникает явление типа диффузии. По своим размерным характеристикам атомы и молекулы водорода наиболее эффективно проникают во многие материалы как по межкла-

стерным пустотам в монокристаллах, так и по местам спайности отдельных кристаллических блоков в поликристаллических телах.

Свойства атомов и молекул водорода

Атом водорода – это наиболее простая атомарная структура, состоящая из ядра с одним протоном и одним валентным электроном. Энергия ионизации такой системы составляет 13,598 эВ. Радиус удаления электрона от ядра атома водорода равен $0{,}529 \cdot 10^{-10}$ м. Молекула водорода является также самой простой и хорошо изучена. Энергия диссоциации составляет 4,478 эВ, энергия ионизации – 15,4261 эВ. Межъядерное расстояние равно $0{,}7412 \cdot 10^{-10}$ м.

Краткая характеристика исследуемых чистых металлических материалов

Основные сведения об исследуемых материалах приведены в табл. 1, они были использованы для соответствующего расчета энергий связи и проведения различных химических реакций. Потенциалы ионизации и среднее удаление от ядра атомов разной кратности ионизации были взяты из справочников [8–10].

Эффективный заряд рассчитывался по формуле

$$Z^* = \frac{4\pi\varepsilon_0 r \theta_i}{e^2}, \qquad (1)$$

где r – удаление электрона от ядра атома;

θ_i – энергия ионизации;

e – заряд электрона.

Удаление электрона от ядра атома второй и третьей кратности ионизации получены по формуле, предложенной Слэтером [11] с привязкой к среднему удалению валентного электрона нейтрального атома путем использования отношения радиусов разной кратности ионизации, которая определяется отношением эффективных зарядов. Методика получения эффективных зарядов приведена в работе [11].

Механизм наводораживания

Процесс наводораживания описан в работе [12]. Внедрение водорода проходит как по местам спайности, так и внутри монокристалла по лучам, т.е. по щелевидным межкластерным пустотам. Попадая по щелевидным межкластерным пустотам в сфероидальные пустоты, молекулы водорода взаимодействуют в парогазовой фазе со свободными атомами основного материала. Кроме этого, вследствие каталитической диссоциации молекул водорода происходит также взаимодействие атомов водорода с основой исходного материала. В случае металлов взаимодействие атомов водорода с основой приводит к образованию гидридов.

Взаимодействие молекул водорода со свободными атомами в межкластерных пустотах

Во всех сфероидальных и щелевидных пустотах ГЦК- и ОЦК-структур содержатся атомы основного металла. Когда водород попадает в межкластерные пустоты, то он находится в потенциальной яме с жесткими стенками. При этом происходит обмен энергией. Изменение обменной энергии можно определить, используя неравенство Гейзенберга для случая, когда изменение времени определяется временем

Таблица 1

Потенциал ионизации, среднее удаление электронов разной кратности ионизации от ядра атома и эффективный заряд нейтрального атома исследуемых материалов

Материал	Потенциал ионизации, В	Удаление электрона r, Å	Эффективный заряд Z^*
Железо	7,87/16,2/30,6	1,715/1,568/1,293	0,936/1,000/1,403
Кобальт	7,86/17,1/33,5	1,663/1,526/1,272	0,906/1,810/2,955
Палладий	8,34/19,4/32,9	0,811/0,784/0,759	0,469/1,055/1,732
Алюминий	5,99/18,8/28,4	1,814/1,285/1,185	0,753/1,675/2,334
Титан	6,82/13,6/27,5	1,992/1,793/1,603	0,945/1,691/3,057
Никель	7,63/18,2/35,2	1,616/1,487/1,247	0,855/1,877/3,044
Хром	6,77/16,5/31,0	2,033/1,578/1,290	0,954/1,806/2,773
Цирконий	6,84/13,1/23,0	2,157/2,042/1,762	1,023/1,855/2,810

Примечание. Через косую черту приведены значения, соответствующие первой, второй и третьей кратностям ионизации.

между двумя последовательными столкновениями. С учетом того, что только одна шестая часть частиц движется в заданном направлении, каждая сфероидальная пустота окружена определенным количеством кластеров и в обменном взаимодействии участвуют две частицы, дополнительную энергию взаимодействующих кластеров можно описать как:

$$\Delta E = \frac{hL}{12AR_0}\sqrt{\frac{8k_б T}{\pi M}}N, \qquad (2)$$

где h – постоянная Планка;

A – коэффициент, определяющий размер пустоты в расстояниях R_0;

M – масса частицы, участвующей в обмене;

$k_б$ – постоянная Больцмана;

T – температура;

N – число пустот, которые окружают кластер;

L – коэффициент, учитывающий столкновения с частицами основы с образованием молекулярных структур.

В случае металлических материалов образование гидридов металлов происходит по химической реакции в парогазовой фазе вида:

$$\mathrm{Me} + \mathrm{H_2} \leftrightarrow \mathrm{MeH} + \mathrm{H}. \qquad (3)$$

Константа прямой химической реакции [13]:

$$k_f = 2R^2\left(\frac{2\pi k_б T}{\mu}\right)^{1/2}\exp\left(\frac{E_{акт}}{k_б T}\right), \qquad (4)$$

где R – сумма ковалентных радиусов взаимодействующих частиц;

μ – приведенная масса взаимодействующих частиц.

Энергия активации $E_{акт}$, эВ, для реакции вида (3) определяется по эмпирической формуле Бенсона [13]:

$$E_{акт} = 0{,}29D_{\mathrm{H_2}} - 0{,}963 = 0{,}336, \qquad (5)$$

где $D_{\mathrm{H_2}}$ – энергия диссоциации молекулы водорода.

Используя формулу, описывающую кинетику химических реакций, определим время протекания реакции (3) с образованием гидрида металла и атома водорода

$$\Delta t = \frac{\Delta N}{k_f n_{\mathrm{Me}} n_{\mathrm{H_2}} P_{рез}}, \qquad (6)$$

где n_{Me} и $n_{\mathrm{H_2}}$ – концентрации соответственно атомов металла основы и молекул водорода;

$P_{рез}$ – вероятность столкновения частиц, при котором возникает реакция (3).

Формула (6) описывает статистический характер протекания химических реакций. В случае взаимодействия двух частиц в ограниченном объеме следует учитывать вероятность столкновения этих частиц с реализацией реакции (3). Результирующая вероятность столкновения двух частиц с протеканием реакции (3) состоит из вероятности движения каждой частицы в заданном направлении P_L (это 1/6), из доли сечения реакции (3) по отношению к общей площади межкластерной пустоты P_S и доли времени взаимодействия по отношению ко времени пролета частицы от одной стенки к другой P_t. Результирующая вероятность столкновения с протеканием реакции (3) равна $P_{рез} = P_L P_S P_t$. Например, для железа $P_{рез} = 0{,}028 \cdot 0{,}735 \cdot 0{,}627 = 0{,}013$. При $\Delta N = 1$ для железа получаем $\Delta t = 1{,}5 \cdot 10^{-34}$ с. По мере появления молекул водорода в сфероидальном межкластерном объеме малого размера реакция (3) протекает практически мгновенно. Такая ситуация характерна для всех металлов.

Появление в межкластерных пустотах гидрида металла и атома водорода приводит к увеличению энергии связи, приходящейся на один кластер внутри металла. Расчет по (2) для различных металлов приведен в табл. 2. Наибольший процент увеличения энергии связи на один кластер соответствует алюминию и наименьший – цирконию.

Масса водорода, которую необходимо ввести в тот или иной металл, чтобы максимально увеличить энергию связи, а следовательно, и прочность металла, составит:

$$K = \frac{2m_0}{\rho(2r_0)^3}, \qquad (7)$$

где m_0 – масса одной атомной единицы массы;

ρ – плотность металла, в который вводится водород;

r_0 – радиус металлического кластера.

Таблица 2

Межкластерная энергия связи и ее увеличение на один кластер в различных материалах

Материал	Энергия межкластерной связи, эВ	Увеличение энергии связи, эВ	Доля увеличения энергии связи, %	Доля энергии полного наводораживания, %
Алюминий	0,0387	0,0195	50	0,195
Железо	0,0693	0,0191	27	0,102
Никель	0,0540	0,0210	39	0,088
Титан	0,1080	0,0184	17	0,112
Хром	0,1430	0,0190	13	0,109
Кобальт	0,1520	0,0182	12	0,059
Палладий	0,1570	0,0185	12	0,049
Цирконий	0,1830	0,0145	7,9	0,059

Процент вводимого водорода для получения максимального увеличения прочности чистого металла приведен в табл. 2. Когда происходит полное заполнение сфероидальных пустот малого размера водородом, модуль Юнга при деформации в 1 % составляет для алюминии 134 и для циркония 338 МПа, а для чистых кристаллов алюминия и циркония соответственно – 89 и 317 МПа. Дальнейшее увеличение массы внедренного водорода приводит к каталитической диссоциации вводимого водорода и образованию молекул гидрида внутри основного металла.

Поверхностный катализ

Поверхностный катализ молекул водорода с образованием молекул гидрида металла идет по схеме:

$$H_2 + 2Me \leftrightarrow 2MeH. \qquad (8)$$

Образование большого количества гидрида металла в межкластерных пустотах приводит к значительному уменьшению прочностных свойств исходного металла. Экспериментально было установлено, что сначала при наводораживании увеличиваются прочностные свойства металла, а затем они уменьшаются [14–16]. Результаты расчетов роста прочности металлов согласуются с опытными данными, полученными в работах [15, 16].

Энергия активации реакции (8) в соответствии с [13] вычисляется по формуле

$$E_{\text{акт}} = 0{,}29(2E_{\text{св.мет}} - D_{H_2} - E_{\text{св.}H_2}), \qquad (9)$$

где $E_{\text{св.}H_2}$ – энергия связи молекул водорода на кластере рассматриваемого металла;

$E_{\text{св.мет}}$ – энергия связи молекул гидрида металла.

Результаты расчета энергии активации, константы прямой химической реакции (8) и времени образования монослоя гидрида металла в межкластерных пустотах в нормальных условиях для ряда металлов приведены в табл. 3.

Быстрому разрушению при водородной коррозии подвержены алюминий и хром. Железо и палладий также разрушаются, но значительно медленнее. Никель, титан, кобальт и цирконий практически не поддаются водородной коррозии в нормальных условиях. При небольшом разогреве они также подвержены интенсивной водородной коррозии. Например, цирконий при термоциклировании в атмосфере водорода при температуре 1136 К ($\alpha \to \beta$ переход) подвергался сильной водородной коррозии [12]. При температуре $\alpha \to \beta$ перехода время образования монослоя гидрида циркония на поверхности кластеров циркония составляет 7,86 мкс, т.е. практически монослой гидрида циркония образуется мгновенно. Так, после пяти термоциклов перехода $\beta \to \alpha$ металлическая составляющая циркония практически полностью исчезает [12].

Энергия связи, которая является энергией диссоциации молекул гидрида металлов, обусловлена ковалентной и ионной связями. Потенциал взаимодействия в этом случае определяется по формуле [6]:

$$E_{\text{св}} = \sum_{i=1}^{3} Z_i^* Z_H \iint \rho(\varepsilon_i)\rho(\varepsilon_H)\left(\frac{H_{1,1} + H_{1,2}}{1+S}\right)_i d\varepsilon_i d\varepsilon_H + PS\frac{e^2}{4\pi r_e}. \qquad (10)$$

Здесь Z_i^* – эффективный заряд атома металла i-й кратности ионизации;

Таблица 3

Основные параметры исходных взаимодействующих частиц и их энергия связи

Материал	Константа k_f, м^3/с	Энергия активации, эВ	Время образования водородного слоя	Энергия связи H_2 с кластером, эВ	Межъядерное расстояние, Å	Дипольный электрический момент, $\times 10^{30}$, Кл·м	Энергия диссоциации молекул гидридов металла, эВ
Алюминий	$8{,}1 \cdot 10^{-26}$	0,562	$2{,}9 \cdot 10^{-4}$ с	0,035	1,90	19,3	2,02
Железо	$2{,}9 \cdot 10^{-35}$	1,120	6 ч	0,056	1,80	21,3	2,34
Никель	$3{,}7 \cdot 10^{-37}$	1,227	1,3 года	0,049	1,47	18,0	3,25
Титан	$7{,}9 \cdot 10^{-42}$	1,509	∞	0,032	1,54	22,0	3,61
Хром	$3{,}1 \cdot 10^{-28}$	0,699	50 мс	0,051	1,59	20,7	3,17
Кобальт	$6{,}6 \cdot 10^{-39}$	1,330	112 лет	0,037	1,80	24,3	2,65
Палладий	$9{,}3 \cdot 10^{-34}$	1,030	6,3 ч	0,036	1,78	14,7	1,88
Цирконий	$2{,}3 \cdot 10^{-47}$	1,840	∞	0,015	1,58	22,0	3,80

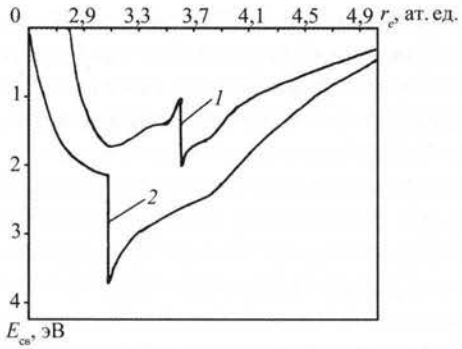


Рис. 1. Потенциал взаимодействия атома водорода с атомом алюминия (*1*) и цирконием (*2*)

$\rho_i(\varepsilon_i)$ – распределение электронной плотности валентного электрона металла i-й кратности ионизации;

ρ_H – распределение электронной плотности валентного электрона атома водорода;

$H_{1,1}$, $H_{1,2}$ и S – соответственно интегралы кулоновский, обменный и перекрытия;

P – вероятность пребывания обоих валентных электронов вблизи одного из атомов в молекуле;

r_e – межъядерное расстояние в молекуле.

В качестве примера на рис. 1 приведены распределения потенциала взаимодействия (10) в зависимости от межъядерного расстояния для алюминия и циркония. Такой сложный потенциал взаимодействия обусловлен тем, что происходит замена отрицательного значения потенциала взаимодействия на положительное его значение при различных удалениях ядер в молекуле гидрида металла для разной кратности ионизации атомов металла. Максимальное значение энергии связи характерно для алюминия, железа, кобальта и палладия, когда происходит смена знака потенциала взаимодействия при взаимодействии атома водорода с атомом металла первой кратности ионизации. Для никеля, титана, хрома и циркония максимальная энергия связи возникает, когда смена знака потенциала взаимодействия происходит при взаимодействии атома водорода с первой и третьей кратностью ионизации атома металла. По максимальному значению энергии связи устанавливали межъядерное расстояние в молекуле гидрида металла (см. табл. 3).

Полученные значения энергии диссоциации и энергии активации при диффузии водорода внутрь металла для хрома 3,17 и 0,699 эВ полностью совпадают с данными работы [17], в которой соответственно приведены значения 3,2 и 0,6...0,8 эВ.

Рассмотрим на примере циркония, как меняется модуль Юнга при образовании в монокристалле исходного материала гидрида циркония. Гидрид циркония обладает большим дипольным электрическим моментом. Поэтому такие молекулы формируют ионный кристалл простой кубической структуры. Размер ребра куба кристалла гидрида циркония составит 4,293 Å. Для такого куба энергия связи определяется преимущественно диполь–дипольным взаимодействием и равна 1,505 эВ. Модуль Юнга для монокристалла гидрида циркония (кривая *1*) в зависимости от деформации приведен на рис. 2. В щелевидных пустотах между противоположными кластерами образуются мостики связи из молекул гидрида циркония [18]. Энергия связи между молекулами гидрида циркония в этом случае составит 0,231 эВ, модуль Юнга (кривая *2*) уменьшается почти на два порядка в сравнении с чистым кристаллом гидрида циркония (см. рис. 2). Если наводораживание незначительное и происходит только образование гидрида циркония в малых сфероидальных пустотах, то модуль Юнга (кривая *3*) уменьшается почти в три раза по сравнению с полным заполнением щелевидных пустот молекулами гидрида металла. При образовании монослоя гидрида циркония в щелевидных пустотах до образования мостиков связи модуль Юнга (кривая *4*) резко падает в сравнении со слабым наводораживанием и даже с чистым металлом. Таким образом, слабое наводораживание несколько увеличивает энергию связи на один кластер, затем по мере покрытия монослоем гидрида металла щелевидных пустот энергия связи резко падает, и постепенно должна возрастать с образованием мостиков связи в щелевидных пустотах. Дальнейшее наводораживание приводит к полному разрушению циркония с превращением в порошкообразное состояние гидрида циркония вследствие возрастания размера кластеров кубиче-

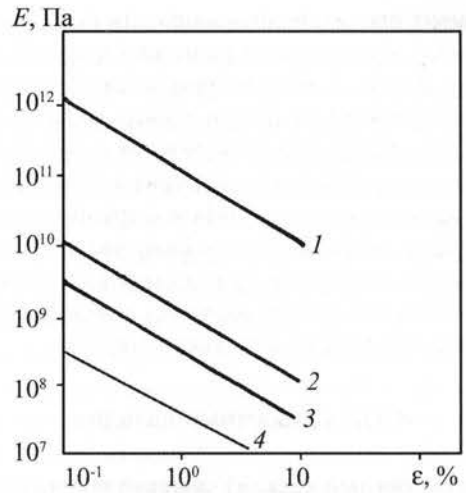


Рис. 2. Зависимость модуля Юнга циркония *E* от деформации ε: *1* – монокристалл гидрида циркония; *2* – монокристалл гидрида циркония с мостиками связи в щелевидных пустотах; *3* – наводораживание незначительное; *4* – образование монослоя гидрида циркония

ской структуры ионного кристалла. Эта ситуация должна учитываться в технологии получения материалов с возросшими механическими свойствами в процессе заполнения межкластерных пустот основного материала водородом. При образовании мостиков связи в щелевидных пустотах энергия связи определяется в основном диполь–дипольным взаимодействием, энергия которого обратно пропорциональна кубу расстояния между взаимодействующими частицами. Поэтому разрушение таких конструкционных материалов должно быть достаточно хрупким.

Вывод

Слабое наводораживание несколько увеличивает энергию связи на один кластер. По мере покрытия монослоем гидрида металла внутри щелевидных пустот энергия связи резко падает и затем должна постепенно возрастать с образованием мостиков связи в щелевидных пустотах. Дальнейшее наводораживание приводит к полному разрушению металла с превращением в порошкообразное состояние гидрида металла вследствие возрастания размера кластеров кубической структуры ионного кристалла. При образовании мостиков связи в щелевидных пустотах энергия связи определяется в основном энергией диполь–дипольного взаимодействия, которая обратно пропорциональна кубу расстояния между взаимодействующими частицами. Поэтому разрушение таких конструкционных материалов должно быть достаточно хрупким.

Выполненные теоретические расчеты взаимодействия водорода с металлами позволили:

1) выяснить структуру молекул гидридов различных металлов и обосновать увеличение прочностных свойств металлов при слабом наводораживании, а по мере увеличения наводораживания – уменьшение прочностных свойств материала с преобладанием хрупкого разрушения;

2) в технологии упрочнения конструкционных материалов водородом процент наводораживания по массе не должен превышать приведенный в табл. 2, а температура при этом не должна превышать 298 К, т.е. температуру нормальных условий;

3) разрушение конструкционных материалов осуществляется, когда процент наводораживания по массе превышает величину, указанную в табл. 2, а температура при этом должна быть выше температуры нормальных условий в 2...3 раза.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Петров Ю.И.** Кластеры и малые частицы. М.: Наука, 1983. 368 с.

2. **Фролов И.А.** Физико-химические основы кластерной динамики // Сб. "Кластерная динамика и физические основы прочности". Горький: Изд-во ГПИ им. М. Горького, 1983. С. 3–24.

3. **Суздалев И.П., Суздалев П.И.** Нанокластеры и нанокластерные системы. Организация, взаимодействие, свойства // Успехи химии. 2001. Т. 70. Вып. 3. С. 203–240.

4. **Ватолин Н.А., Пастухов Э.А.** Дифракционные исследования строения высокотемпературных расплавов. М.: Наука, 1980. 189 с.

5. **Еланский Г.Н.** Строение и свойства металлических расплавов. М.: Металлургия, 1991. 160 с.

6. **Гречихин Л.И.** Физика наночастиц и нанотехнологий. Общие основы, механические, тепловые и эмиссионные свойства. Минск: УП "Технопринт", 2004. 399 с.

7. **Гречихин Л.И.** Кластерный механизм механических и тепловых свойств монокристаллов и конструкционных материалов // Сб. трудов X Междунар. науч.-техн. конф. "Машиностроение и техносфера XXI века". Донецк: ДонНТУ, 2003. Т. 1. С. 185–202.

8. **Братцев В.Ф.** Таблицы атомных волновых функций. М.: Наука, 1966. 192 с.

9. **Радциг Ф.Ф., Смирнов Б.М.** Справочник по атомной и молекулярной физике. М.: Атомиздат, 1980. 240 с.

10. **Физические** величины: Справ. / А.П. Бабичев, Н.А. Бабушкина, А.М. Братковский и др.; под ред. И.С. Григорьева, Е.З. Мейлихова. М.: Энергоатомиздат, 1991. 1232 с.

11. **Гомбаш П.** Проблема многих частиц в квантовой механике. М.: Изд-во Иностр. лит-ры, 1952. 279 с.

12. **Особенности** взаимодействия Н-слоев с гидридообразующими металлами / В.Ю. Карпов, А.С. Высоцкий, В.Н. Кропивный и др. // Водородная обработка материалов: Труды 4-й Междунар. конф. "ВОМ-2004". Донецк: ДонНТУ, ДонИФЦ ИАУ, 2004. С. 224–227.

13. **Бенсон С.** Основы химической кинетики. М.: Мир, 1962. 603 с.

14. **Вол А.Е.** Строение и свойства двойных металлических сплавов. М.: ГИФМЛ, 1959. 755 с.

15. **Борисов Г.П., Семенченко А.И., Смульский А.А.** Условия сохранения раствора металл–водород при затвердевании отливок из алюминия // Водородная обработка материалов. Труды 4-й Междунар. конф. "ВОМ-2004". Донецк: ДонНТУ, ДонИФЦ ИАУ, 2004. С. 228–332.

16. **Афанасьев В.К., Попова М.В.** Применение водорода для получения необходимых свойств алюминиевых сплавов // Там же. С. 243–245.

17. **Специфические** особенности взаимодействия водорода с электрохимическим хромом / Э.А. Гранкин, Ю.Н. Шалимов, Ю.В. Литвинов и др. // Там же. С. 425–429.

18. **Ясников И.С., Довженко О.А., Викарчук А.А.** Формирование полости в пентагональных нитевидных микрокристаллах при электрокристаллизации меди // XV Петербургские чтения по проблемам прочности, Санкт-Петербург, 12–14 апр. 2005 г.: Сборник тезисов. СПб., 2005. С. 59–60.

УДК 621.791:621.771

В.Н. Арисова, Ю.П. Трыков, Д.С. Самарский *(Волгоградский ГТУ)*

Влияние деформации изгиба на характер упрочнения магниево-алюминиевого композита

Исследовано влияние деформации изгиба на микромеханические свойства композиционного материала АД1–МА2-0. Установлено, что характер изменения микротвердости после изгиба определяется значением остаточной деформации. В растянутых и сжатых до 14 % областях наблюдается упрочнение слоев композиционного материала. Деформации до 5 % приводят к локальному разупрочнению. Максимальное упрочнение наблюдается в околошовной зоне, твердость алюминия и магния в которой превышает 900 МПа.

The influences of bending deformation on micromechanical properties of AD1–MA2-0 composite material have been investigated. It is determined that the character of changes of microhardness after bending deformation is defined of value of residual deformation. Strengthening of composite material layers in tension and compress areas of 14 % is observed. Deformation of 5 % leads to local unstrengthening. Maximum strengthening is observed in welding zone where hardness of aluminum and magnesium top 900 MPa.

Сваренные взрывом магниево-алюминиевые *композиционные материалы* (КМ) применяются в качестве переходных элементов в ответственных конструкциях из разнородных материалов [1]. Изготовление таких элементов, определяющих эксплуатационную надежность конструкции в целом, связано с применением операций пластического деформирования (правка, гибка, прокатка и т.д.), а работа таких элементов под нагрузкой сопряжена с возникновением упругих и пластических деформаций.

В настоящее время отсутствуют систематизированные данные по влиянию деформации изгиба на микромеханические свойства и микроструктуру используемых КМ, поэтому учет этого влияния является важным аспектом при расчете и проектировании конструкционных деталей и узлов.

Влияние напряженно-деформированного состояния на характер упрочнения сваренного взрывом композита АД1–МА2-0 исследовали на образцах после деформации изгибом. Были получены двухслойные заготовки из АД1–МА2-0, из которых вырезали образцы размерами 50×10×4 мм с толщинами слоев магниевого сплава МА2-0 – 3 мм и алюминиевого сплава АД1 – 1 мм.

Сварку взрывом (СВ) выполняли по одновременной схеме на оптимальном режиме (скорость соударения на межслойной границе v_c = 580 м/с, скорость точки контакта $v_к$ = 2500 м/с), гарантирующем формирование прочного соединения, соответствующего наименее прочному из соединяемых металлов – алюминиевому сплаву АД1.

При изгибе (граница соединения в растянутом состоянии) один конец образца жестко закрепляли, а другой нагружали до образования трещин на границе раздела и полного разрушения образцов.

Одну из поверхностей образцов полировали и с помощью прибора ПМТ-3 наносили реперные линии с интервалом 1 мм на базовой длине образца 30 мм перпендикулярно к границе раздела (рис. 1). Размеры исходных и деформированных ячеек измеряли на инструментальном микроскопе ММИ-2 с точностью до 0,005 мм.

Чередующиеся слои композита в сочетании с реперными линиями образовывали координатную сетку, позволяющую по ее линейным и угловым искажениям определять величину остаточных деформаций каждого участка на базовой длине образцов согласно зависимости (см. рис. 1)

$$\delta = \frac{x_i - x_0}{x_0}, \qquad (1)$$

где x_0 – базовое расстояние между реперными линиями, мм;

x_i – расстояние между реперными линиями, измеренное на границе раздела после деформирования образцов, мм.

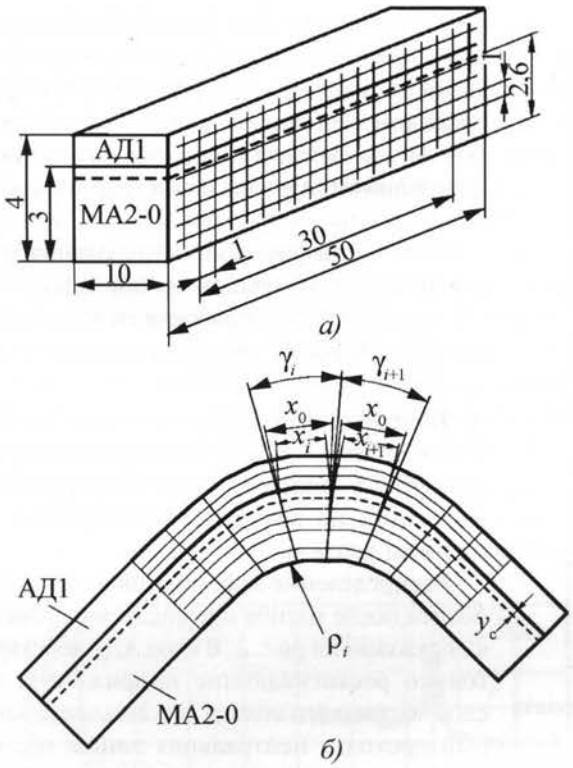


Рис. 1. Схема нанесения реперных линий на образцы КМ (положение нейтральной оси обозначено пунктиром)

Для образцов, подвергнутых изгибу, определяли степень относительной пластической деформации в зоне соединения алюминия с МА2-0, а также радиус кривизны границы раздела $\rho_{гр}$ и угла деформации γ (см. рис. 1). В расчете использовали следующие зависимости:

$$\delta_{гр\,i} = \frac{x_{гр\,i} - x_0}{x_0}, \qquad (2)$$

$$\gamma_i = 2\mathrm{arctg}\frac{x_{гр\,i} - x_0}{2y_c}, \qquad (3)$$

$$\rho_{гр\,i} = \frac{x_{гр\,i}}{2\mathrm{tg}(\gamma/2)}, \qquad (4)$$

где x_0 – базовое расстояние между реперными линиями, мм;

$x_{гр\,i}$ – расстояние между реперными линиями, измеренное на границе раздела после деформирования образцов, мм;

y_c – расстояние от границы соединения до нейтральной оси, мм. Для малых углов $\mathrm{tg}\gamma = \gamma$.

Применение математического аппарата теории пластичности для расчета положения нейтральной оси при изгибе балки из композита приводит к необходимости решения ряда сложных задач с применением методов дифференциального и интегрального исчисления. При малых углах деформации возможно использование зависимостей, применяемых в теории упругости. Расстояние от границы раздела до нейтральной оси для конкретных биметаллических образцов [2]

$$y_c = \frac{E_1 b_1^2 + E_2((b_1 + b_2)^2 - b_1^2)}{2(E_1 b_1 + E_2 b_2)}, \qquad (5)$$

где E_1 и E_2 – модули упругости алюминия АД1 и магниевого сплава МА2-0 соответственно, МПа;

b_1 и b_2 – толщина слоя алюминия АД1 и магниевого сплава МА2-0 соответственно, мм.

В таблице приведены значения $\delta_{гр}$, $\rho_{гр}$ и γ для образцов, подвергнутых изгибу.

Распределение микротвердости в поперечном сечении КМ определяли с помощью прибора ПМТ-3

Расчетные значения $\delta_{гр}$, $\rho_{гр}$ и γ для образца, подвергнутого изгибу

Номер участка	Расстояние между реперными линиями после деформации $x_{гр\,i}$, мм	Степень пластической деформации на участке, $\delta_{гр\,i}$, %	Радиус кривизны участка, ρ_i, мм	Угол деформации γ_i, °
1	1,000	0	–	0
2	1,000	0	–	0
3	1,000	0	–	0
4	1,020	2,0	20,40	2,85
5	1,040	4,0	10,40	5,70
6	1,055	5,5	7,70	8,00
7	1,064	6,4	6,65	9,19
8	1,073	7,3	5,90	10,51
9	1,077	7,7	5,60	11,02
10	1,078	7,8	5,50	11,19
11	1,080	8,0	5,40	11,53
12	1,080	8,0	5,40	11,53
13	1,075	7,5	5,70	10,68
14	1,060	6,0	7,06	8,68
15	1,030	3,0	13,70	4,34
16	1,000	0	–	0
17	1,000	0	–	0
18	1,000	0	–	0

Примечание. До деформации x_0 = 1,0 мм; расстояние от контрольной оси до границы раздела y = 0,4 мм.

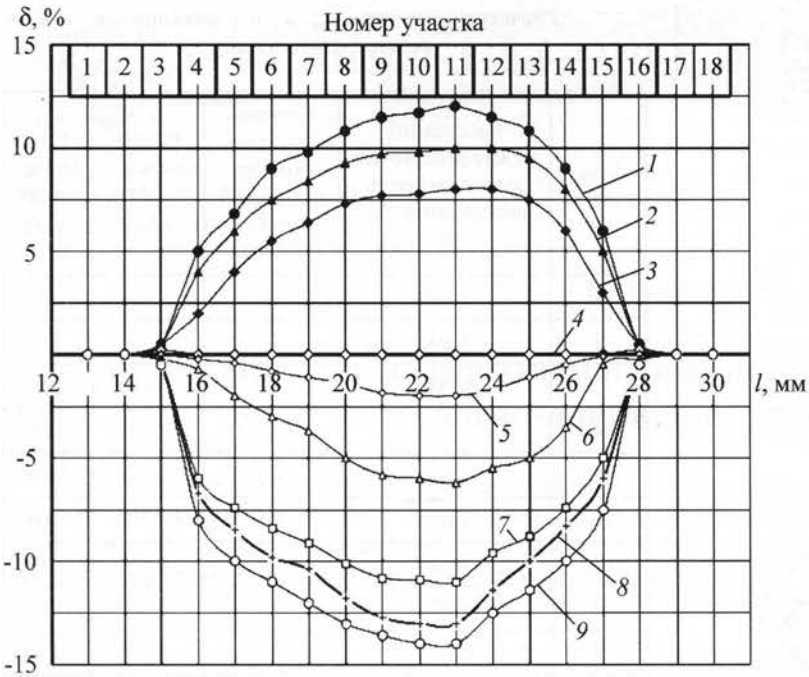


Рис. 2. Распределение деформаций в слоях композиционного материала АД1–МА2-0 после изгиба:
1 и *2* – на расстоянии 1,0 и 0,5 мм от границы с МА2-0; *3* – граница соединения; *4* – нейтральная линия; *5–9* – на расстоянии 1,0, 1,5, 2,0, 2,5 и 3,0 мм от границы с АД1 соответственно

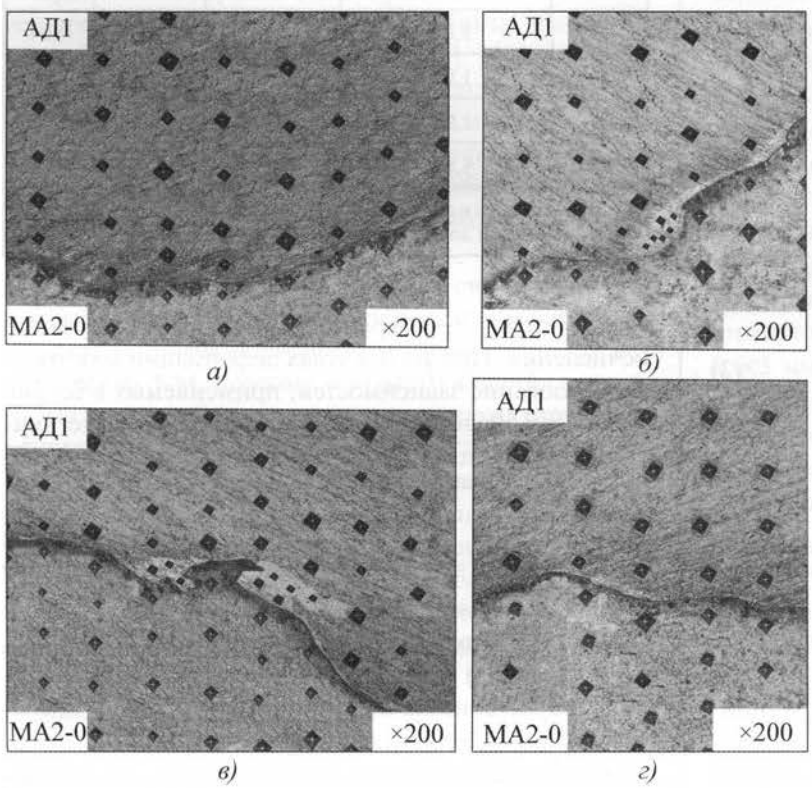


Рис. 3. Микроструктуры композиционного материала АД1–МА2-0 на разных участках изогнутого образца:
а–г – вид ОШЗ на участках 4, 9, 11(12) и 17 соответственно

при нагрузке 0,2 Н в 18 сечениях, перпендикулярных к границе раздела слоев, на базовой длине 30 мм (см. рис. 1). Упрочнение в каждом сечении оценивали по результатам десяти отпечатков, расположенных на одной линии, параллельной границе соединения.

Металлографические исследования микроструктуры проводили на образцах после СВ и термической обработки на микроскопе OLYMPUS BX-61 при увеличениях от ×50 до ×200.

Изменение микромеханических свойств КМ оценивали по изменению характера упрочнения в зависимости от абсолютной деформации на различных расстояниях от границы раздела.

Распределение деформаций в слоях композита после изгиба в исследуемых сечениях показано на рис. 2. В слое АД1 действуют только растягивающие напряжения, а в слое магниевого сплава МА2-0, через который проходит нейтральная линия, образуются сжимающие напряжения.

Послойные деформации преимущественно локализованы в области протяженностью около 20 мм вблизи места приложения нагрузки, а характер соответствующих кривых практически симметричен относительно максимума деформации (рис. 2). Максимальные значения деформации δ внешних слоев алюминия АД1 и магниевого сплава МА2-0 составили 12 и 14 % соответственно (участок 11).

На рис. 3 представлены микроструктуры *околошовной зоны* (ОШЗ) композиционного материала АД1–МА2-0 в исходном состоянии после СВ (рис. 3, *г*) и после изгиба. Как видно, при деформации волновой профиль границы соединения претерпевает существенные изменения. Растяжение ОШЗ приводит к изменению формы волновых завихрений (рис. 3, *б*, *в*).

Исследование микротвердости показали, что изгиб композита вызывает значительное изменение его исходных микромеханических свойств.

На участках 1–3, 16–18 (δ = 0) локальное разупрочнение отсутствует. Кривые распределения микротвердости $H_{0,2}$ имеют вид, соответствующий состоянию после СВ, при котором реализуется значительная неоднородная пластическая деформация ОШЗ свариваемых металлов в основном за

счет остаточных напряжений, возникающих из-за различия модулей упругости и пределов текучести магния и алюминия [3]. Максимальное упрочнение наблюдается в ОШЗ, твердость алюминия и магниевого сплава в которой превышает 900 МПа (рис. 4).

Анализ распределения микротвердости в ОШЗ алюминия АД1 и магниевого сплава МА2-0 показал, что в непосредственной близости от границы (до 0,2...0,3 мм) на всех участках с различной степенью пластической деформации наблюдается локальное разупрочнение (рис. 5). Причем этот эффект более ярко выражен в околошовной зоне алюминия. Аналогичный характер изменения микромеханических свойств составляющих КМ наблюдался авторами работ [1, 3, 4] при исследовании других соединений.

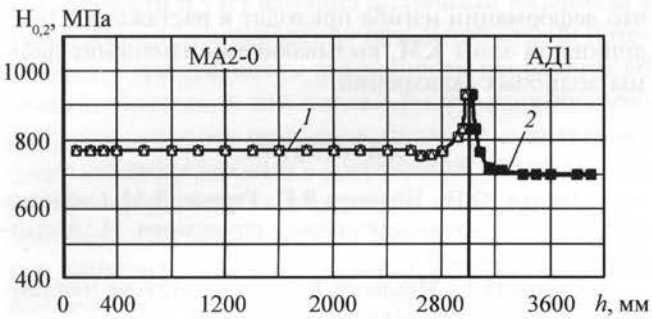


Рис. 4. Характер изменения микротвердости слоев КМ на участках, не подвергнутых пластическому деформированию:
1 – участки 1–3 и 16–18 сплава МА2-0; *2* – те же участки сплава АД1

Разупрочнение магния и алюминия в непосредственной близости от границы соединения связано [5] с перераспределением дислокационной структуры по определенным плоскостям скольжения кристаллической решетки. Существующая после СВ высокая плотность дислокаций вблизи границы раздела вызывает градиент упрочнения в ОШЗ (см. рис. 5). Прикладываемая к материалу нагрузка приводит к движению дислокаций, которые на начальном этапе ($\delta = 3...5$ %, рис. 5, *б*) могут сближаться и аннигилировать. Дальнейшее повышение деформации до 7...10 % (см. рис. 5, *г*, *е*, *з*) приводит к формированию новых дислокационных структур, повышению их плотности и, как следствие, упрочнению материала. Удаленные от границы раздела участки ОШЗ изначально имеют меньшую плотность дислокаций, что снижает вероятность их аннигиляции при деформировании. В непосредственной же близости от границы раздела (менее 0,1 мм) разупрочнения не наблюдается вследствие неравномерного пластического течения, возникающего из-за различия упругих и пластических характеристик АД1 и МА2-0. Такое объяснение поведения КМ справедливо для всех участков с разной степенью пластической деформации биметалла АД1–МА2-0.

Исследования показали, что растягивающие деформации в алюминии величиной 2...3 % на участках 4–6 сопровождаются равномерным разупрочнением АД1 с 1100 до 700 МПа, за исключением участка 6, где $H_{0,2}$ не превышает 850 МПа (рис. 5, *а*, *б*). При такой деформации твердость алюминия на нейтральной линии изменяется от 800 до 1000 МПа, магниевого

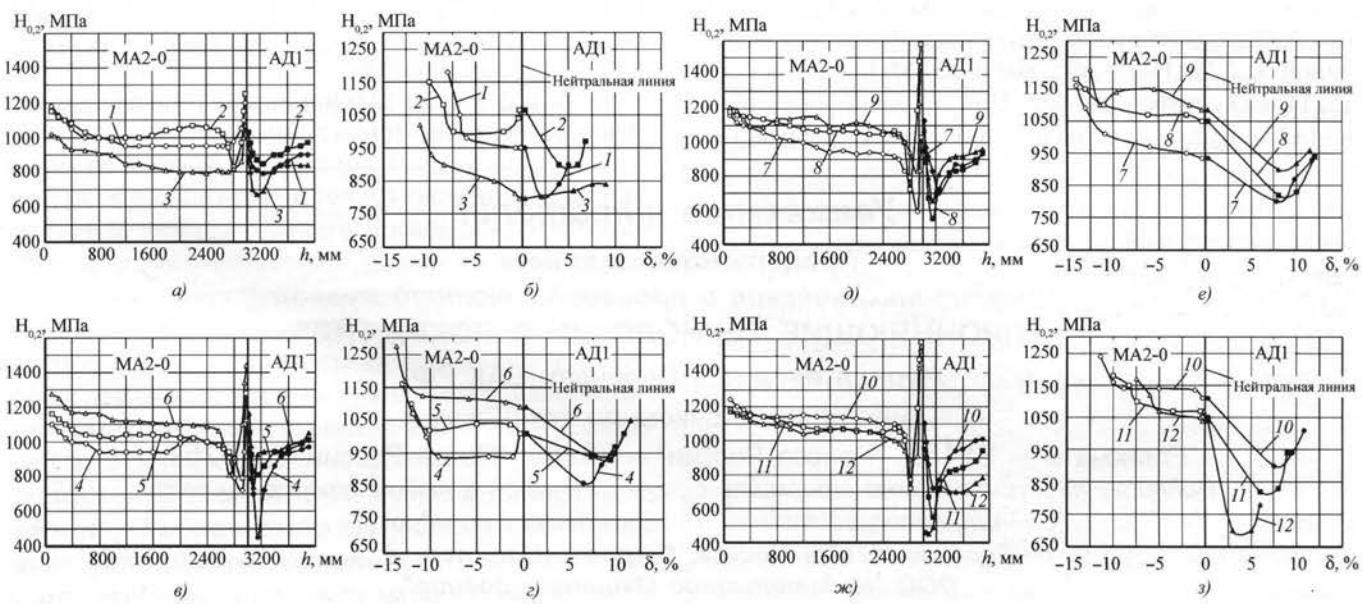


Рис. 5. Изменение микротвердости слоев $H_{0,2}$ в зависимости от толщины поверхностного слоя *h* (*а*, *в*, *д*, *ж*) и степени пластической деформации δ (*б*, *г*, *е*, *з*):
1–6 – участки 4–9 соответственно; *7–12* – участки 10–15 соответственно

сплава – от 1000 до 1100 МПа. В МА2-0 на том же участке до $\delta \leq 7$ % наблюдается плавное увеличение $H_{0,2}$. Рост деформации δ до 7 % на границе с АД1 приводит к разупрочнению до 900 МПа в области сжимающих напряжений и росту твердости до 1000 МПа в зоне растягивающих напряжений АД1.

Деформация $\delta \leq 7$ % магниево-алюминиевого КМ на участках 7–9 приводит к разупрочнению алюминия до 940...850 МПа и практически не изменяет микротвердость МА2-0 (см. рис. 5, *в*, *г*). Рост деформации до 14 % приводит к резкому повышению микротвердости $H_{0,2}$ АД1 и МА2-0 до 1000 и 1200 МПа соответственно. Твердость в области нейтральной линии составляет 1000...1100 МПа.

Деформация изгиба 12...14 % увеличивает твердость слоев. При реализации максимальной деформации до 14 % МА2-0 упрочняется до 1100 МПа. Повышение твердости слоев композита связано с тем, что увеличение степени деформирования приводит к формированию новых дислокационных структур, повышению их плотности и, как следствие, упрочнению материала.

Растягивающие деформации в алюминии величиной 2...3 % на участках 10–12 сопровождаются равномерным разупрочнением АД1 с 1100 до 700 МПа, (см. рис. 5, *д*, *е*). При такой деформации твердость на нейтральной линии изменяется от 900 до 1100 МПа. В МА2-0 на том же участке до $\delta \leq 14$ % наблюдается плавное увеличение $H_{0,2}$ и повышение до 950 МПа в зоне растягивающих деформаций АД1.

На рис. 5, *ж*, *з* показан характер изменения микротвердости, причем аналогично вышеупомянутым участкам существует зона значительного разупрочнения АД1 в области растягивающих деформаций величиной 3...5 % ($H_{0,2}$ = 680, 800 и 900 МПа на участках 15, 14 и 13 соответственно). При тех же деформациях в МА2-0 наблюдается плавный рост микротвердости. Упрочнение на нейтральной линии соответствует уровню 1000...1100 МПа.

Таким образом можно сделать следующие **выводы**.

1. Характер изменения микротвердости магниево-алюминиевого КМ после изгиба определяется величиной остаточной деформации. В растянутых и сжатых до 14 % областях наблюдается упрочнение слоев КМ. Деформации до 5 % приводят к разупрочнению, причем этот эффект более ярко выражен в ОШЗ алюминия ($H_{0,2}$ = 700...900 МПа).

2. На участках, где локальное разупрочнение отсутствует, кривые распределения $H_{0,2}$ имеют вид, соответствующий состоянию после СВ. Максимальное упрочнение наблюдается в ОШЗ, твердость алюминия и магниевого сплава в которой превышает 900 МПа.

3. Металлографические исследования показали, что деформации изгиба приводят к растяжению околошовной зоны КМ, вызывающему изменение формы волновых завихрений.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Трыков Ю.П., Шморгун В.Г., Гуревич Л.М.** Слоистые композиты на основе алюминия и его сплавов. М.: Металлургиздат, 2004. 230 с.

2. **Биргер И.А., Мавлютов Р.Р.** Сопротивление материалов: учеб. пос. М.: Наука, 1986. 560 с.

3. **Трыков А.Ю., Белоусов В.П.** Особенности деформации и разрушения биметалла титан–сталь // Получение и обработка материалов высоким давлением: сб. докл. V Всесоюз. конф. Минск, 1987. 28–29.

4. **Влияние** пластической деформации на структуру и свойства титано-стального композита / Ю.П. Трыков, В.Н. Арисова, С.А. Волобуев и др. // Металловедение и прочность материалов: межвуз. сб. науч. тр. ВолгГТУ. Волгоград, 1999. С. 12–18.

5. **Дерибас А.А.** Физика упрочнения и сварки взрывом. Новосибирск: Наука. 1980. 175 с.

Уважаемые читатели!

Продолжается подписка

на научно-технический и производственный журнал

"УПРОЧНЯЮЩИЕ ТЕХНОЛОГИИ И ПОКРЫТИЯ"

Журнал входит в Перечень ВАК РФ

Подписные индексы по каталогам:

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

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

Россия, 107076, Москва, Стромынский пер., д. 4, ООО "Издательство Машиностроение", редакция журнала "Упрочняющие технологии и покрытия".

Тел.: (495) 268-40-77. Факс (495) 269-47-98.

E-mail: utp@mashin.ru. http://www.mashin.ru

УДК 534.5:681.787:621.791

М.С. Слободян, С.М. Слободян

Анализ акустических методов диагностики запаса пластичности материала

Рассмотрены потенциальные возможности и выполнена сравнительная оценка акустических методов диагностики состояния материала и элементов конструкций на стадии циклической долговечности. Показано, что методы "внутренней" акустической томографии оценки запаса пластичности не применимы для выявления начальной стадии процесса потери пластичности и прочности материала.

Potential opportunities are considered and the comparative estimation of acoustic methods for diagnostics of a condition of material and elements of metal designs at a stage of cyclic durability is executed. It is shown, that methods of a "internal" acoustic tomography of an estimation of a stock of plasticity are not applicable for revealing an initial stage of process of loss of plasticity and durability of material.

Определение закономерности изменения запаса пластичности и учет влияния ползучести материала с точки зрения возникновения начальной стадии потери запаса пластичности и прочности необходим во многих областях, в том числе электромашиностроении, конструкциях реакторов, строительной технике и при контроле динамики сооружений, работающих в условиях перепадов температур и реверсивных нагрузок. При этом запас пластичности и фактор ползучести материала является параметром, определяющим прочность и надежность конструкций в целом [1–5]. Не менее важна при оценке влияния факторов ползучести и пластичности область нанотехнологии. Необходимость высокой точности оценки начальной стадии развития катастрофы состояния поверхности и внутренней структуры материалов с заданными свойствами, созданных на основе нанотехнологии, объясняется их фрактальной основой и весьма малой размерностью [6]. Аналитическое описание явления ползучести и потери запаса пластичности отличается сложностью и приводит к нелинейным уравнениям, решение которых сопряжено с большими трудностями (часто разрешаемыми только численными методами) из-за слабоизученного поведения параметров элементарных ячеек (атомов, решетки кристалла, молекулярных структур и их объединений – "кластеров") и характера изменения структуры, в том числе и наноструктур – из-за внутренних напряжений материала при разных видах нагрузок. Поэтому весьма актуальны разработка и исследование методов измерений и средств оперативной диагностики состояния запаса пластичности материала элементов в реальном времени. Особенно важна оперативная диагностика усталостных явлений, которые через рост пластичности и появление ползучести материала приводят к "катастрофе" элементы, испытывающие в течение длительного времени предельные динамические или температурные циклические нагрузки.

В настоящей работе проведен анализ возможностей акустических методов неразрушающего контроля по выявлению начальной стадии изменения пластичности и запаса прочности материала элемента, ведущих к его отказу и разрушению при эксплуатации. В начальный, особенно важный, момент развития процессов ползучести и усталости материала проявление этих процессов носит, казалось бы, незначительный (в относительных единицах $<10^{-3}$, см. ниже) характер. Поэтому для контроля начальной стадии развития явлений усталости и потери запаса пластичности материала необходимы измерительные средства, обеспечивающие более высокую точность (порядка $<10^{-4}...10^{-5}$), превышающую точность контроля катастрофического состояния элементов. Для решения задачи диагностики состояния материалов и сред широко применяют ультразвуковые приборы различного типа [4–9], позволяющие в реальном времени контролировать состояние элемента, по изменению размеров которого при необходимой точности можно выявить появление ползучести и его усталостную прочность. Контроль текущего состояния наиболее нагруженного элемента в общей системе технической диагностики очень важен для предотвращения аварийных ситуаций в условиях реальной эксплуатации.

Непредвиденный отказ из-за разрушения элемента возникает как результат его деформации при эксплуатации. Относительная деформация элемента $\delta_{отн}$ определяется отношением абсолютной деформации Δ к размеру элемента l_0:

$$\delta_{отн} = \Delta / l_0 .$$

В общем случае, $\delta_{отн}$ обусловлена двумя составляющими разной физической природы: упругой $\delta_у$ и пластической $\delta_{пл}$ деформациями. На практике [1–5, 7] ни упругая, ни пластическая деформации объем материала не изменяют. Пластические дефор-

мации возникают при нагрузках, превышающих пределы упругости. Упругой деформации свойственно восстановление начальных размеров элемента с некоторым запаздыванием, определяющимся характерным для данного материала временем последействия. Приращение размеров при пластической деформации, например в продольном направлении, вызывает пропорциональное, но противоположно направленное изменение поперечных размеров элемента.

Таким образом, контроль объемной $\delta(x, y, z)$ деформации может выявить начало перехода от упругой к пластической деформации, характер ее развития и стадию начала потери запаса пластичности как начало процесса разрушения элемента. Для расчета пластической деформации $\delta_{пл}$ необходимо исключить влияние путем вычитания упругой составляющей деформации $\delta_у$ из полного перемещения поверхности Δ нагружаемого элемента:

$$\delta_{пл} = \Delta - \delta_у .$$

Относительные значения упругой и пластической деформации, особенно на начальном этапе возникновения последней, предшествующем этапу разрушения элемента, весьма малы ($<10^{-4}$). Для контроля предельно малых деформаций необходимы высокоточные методы диагностики состояния материала элемента (доступ в зону его контроля затруднен или невозможен).

Акустические средства неразрушающего контроля состояния сред и параметров элементов за свою 90-летнюю историю развития [7, 8] показали высокую надежность и эффективность обнаружения зон разрушения структуры нагруженного элемента в различных его зонах.

Преимущества акустических средств диагностики общеизвестны: относительная дешевизна; высокая устойчивость работы при любых погодных условиях, при отсутствии оптической видимости и наличии радиационных воздействий; простота обслуживания; длительный срок службы; малая масса; простота акустических элементов и т.п.

В акустической измерительной технике для дистанционного контроля параметров сред разработан широкий спектр методов и устройств. Наибольшее применение для оценки состояния материалов и элементов нашли методы неразрушающего контроля с использованием ультразвукового интерферометра (объемного акустического резонатора) и локационного контроля расстояний (изменения пространственного положения поверхности исследуемого элемента) [7–10]. При локации начальная стадия изменения пластичности материала (объекта контроля) может быть обнаружена по изменению расстояния (удлинению или сжатию) как параметра оценки среднего значения деформации.

В зависимости от способа формирования акустического сигнала, несущего информацию об объекте контроля, структурные схемы формирования такого сигнала можно классифицировать следующим образом (рисунок): активный (см. рисунок *а*), полуактивный (*б*), активный с активным ответом (*в*) и пассив-

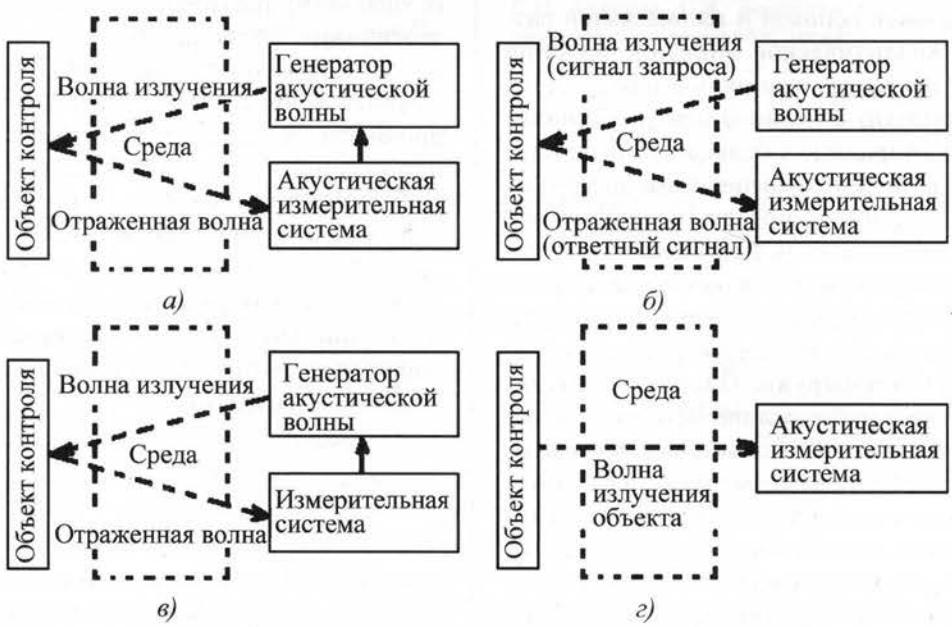


Схема формирования сигналов активным (*а*), полуактивным (*б*), активным с активным ответом (*в*) и пассивным (*г*) методами акустической локации

ный (*г*) методы получения акустического сигнала, отражающего состояние объекта контроля.

При активном методе контроля состояния объекта используется отраженный от объекта акустический сигнал, излучаемый источником акустической энергии измерительной системы. Такой сигнал называется прямым или зондирующим, а сигнал, принимаемый акустическим приемником измерительной системы, – отраженным (см. рисунок *а*). В процессе отражения от объекта падающей акустической волны ее параметры (амплитуда и фаза) изменяются. По изменениям параметров отраженной акустической волны судят о физических свойствах среды материала, координатах (x, y, z) и скорости изменения положения объекта v(x, y, z, t), а также о физических и геометрических характеристиках (размерах, конфигурации, свойствах материала и т.п.) объекта контроля. Достоинство активного метода формирования акустического сигнала состоит в том, что он позволяет получать информацию о состоянии объекта контроля, который не является источником акустического излучения или имеет низкую отражательную способность. Поэтому малая интенсивность акустического отраженного объектом сигнала ограничивает максимальную дальность действия метода.

При *полуактивной схеме* (см. рисунок *б*) информативным является сигнал от не связанного с измерительной системой акустического источника объекта контроля или отраженный объектом сигнал от отдельного также не связанного с системой акустического источника.

В случае *активного с активным ответом метода* контроля состояния объекта используется сигнал, ретранслируемый акустическим источником, установленным на объекте. Причем параметры этого сигнала изменяются согласно характеристикам принятого сигнала и по закону передачи управляются сигналом запроса акустического генератора (см. рисунок *в*). Другими словами, принятый акустический сигнал усиливается и излучается в обратном направлении. Достоинство этого метода – увеличение дальности действия, улучшение соотношения сигнал/помеха.

Пассивный метод контроля состояния объекта состоит в использовании сигнала акустической эмиссии, излучаемого при деформации объекта контроля, или сигнала естественного акустического фона окружающей среды, отраженного объектом. При этом дальность (расстояние до объекта) не определяется, но по изменению параметров принимаемого сигнала относительно текущего состояния акустической фоновой обстановки можно выделить изменение состояния объекта диагностики. Для определения изменения расстояния до поверхности объекта можно использовать угломерно-базовый триангуляционный способ с двухканальной измерительной системой в приближении геометрической оптики хода акустической волны. Сущность этого способа заключается в определении дальности из решения треугольника по известной стороне (базовому расстоянию между двумя приемниками акустической энергии) и двум углам наблюдения объекта первым и вторым акустическими приемниками.

При пассивном методе контроля состояния материала элемента полезным является использование способов, основанных на известном спектре акустического излучения материала при воздействии нагрузки, а также использования одного из каналов измерительной системы в качестве генератора опорного сигнала.

Отраженный к приемнику измерительной системы акустический сигнал с амплитудой $A_{ос}(x, y, z, \dot{x}, \dot{y}, \dot{z}, t)$ несет информацию об изменениях координат объекта и их производных во времени. Прием, обработка отраженного поверхностью сигнала и оценка его параметров позволяют определить функционально связанные с ним величины, характеризующие состояние материала, объекта и его поверхности. Амплитуда отраженного от объекта сигнала на входе акустического приемника, типичный вид которой для приемника типа ВЗЛЕТ УР приведен в [10], может быть представлена в виде

$$A_{ос}(t) = K_{ос} A_{ог}(t) \cos[\omega_з t - \varphi_{ос}(t) - \varphi_0],$$

где $K_{ос}$ – коэффициент ослабления звука;

$A_{ог}(t)$ – амплитуда сигнала генератора акустической энергии;

$\omega_з = 2\pi f_з$ – звуковая частота $f_з$ генератора несущего колебания;

φ_0 и $\varphi_{ос}$ – соответственно фаза начального и принятого приемником отраженного преградой сигнала. Огибающая амплитуды $A_{ос}(t)$ и фаза сигнала $\varphi_{ос}(t)$ являются медленно меняющимися функциями времени.

При локационном распространении звуковой волны длиной $\lambda_з$ фазовый сдвиг $\Delta\Phi = \varphi_н(t) - \varphi_0$, определяемый перемещением $\Delta l/\lambda_з$ (в угловой мере длины волны) отражающей звук поверхности-плоскости элемента, равен удвоенному фазовому сдвигу этой плоскости [11]:

$$\Delta\Phi = 2\pi\Delta l/\lambda_з .$$

Видно, что деформация ведет к изменению расстояния локационной трассы на величину Δl, приводящему к удвоенному приращению набега фазы акустической волны, излучаемой генератором. Коэффициент общего ослабления звуковой волны, отражаемой от поверхности элемента и принимаемого акустическим приемником, определяется отношением

принимаемой приемником к излученной генератором акустической энергии с учетом $K_г(f_з, d, l, c)$ коэффициента геометрического ослабления, равного [6]:

$$K_{ос} = e^{-2\alpha l} K_г(f_з, d, l, c).$$

Здесь α – коэффициент поглощения звука средой распространения и поверхностью отражения;

$f_р$ и c – частота и скорость звука;

d – размер акустического излучателя;

l – расстояние (размер элемента).

Информация о перемещении отражающей поверхности материала заключена в изменении амплитуды, фазы, частоты несущего акустического колебания и временном запаздывании огибающей сигнала, отраженного от поверхности элемента, относительно прямого сигнала и функционально связана с дальностью (длиной элемента) l и ее изменением Δl при перемещении отражающей звук поверхности.

Однако определить l, оценивая амплитуду отраженного сигнала, затруднительно. Она зависит от многих факторов, действие которых не является постоянным. Амплитуда отраженного сигнала, идущего к приемнику, является функцией диаграммы направленности приемника, интенсивности излучения генератора, затухания акустической волны на трассе контроля, геометрии и свойств материала элемента и т.п. Таким образом, хотя между амплитудой отраженного акустического сигнала, размерами и удалением отражающей волну поверхности элемента существует [7] вполне определенная функциональная зависимость, использовать эту зависимость для оценки деформации элемента при ее изменении в широком диапазоне непросто. Исследования с использованием ультразвукового локационного уровнемера БЗЛЕТ УР показывают [10], что относительная погрешность измерения перемещения отражающей звуковую волну поверхности локационным способом на базе длиной $\approx$10 м составляет $\pm 6 \cdot 10^{-4}$. Такая точность явно недостаточна для выявления начала зарождения стадии процесса потери запаса пластичности и прочности элемента под нагрузкой.

Методы акустической интерферометрии используют для исследования тонкой структуры параметров акустической волны (звука) в нестационарных средах, так как они имеют лучшее пространственное разрешение. При этом элемент чаще всего трубчатой или коробчатой конструкции используется [9] как акустический интерферометр. Это решение сильно упрощает практическую реализацию и получение достоверных результатов измерения при выполнении условий согласования геометрических размеров акустического интерферометра с параметрами волны (для создания в трубе интерферометра стоячей звуковой волны). Большинство интерференционных методов измерения свойств зондируемой среды основано на изменении параметров стоячей волны. Таким образом [9] можно измерить коэффициент поглощения звука материалом контролируемого элемента, коэффициент отражения, входной импеданс, а также другие волновые параметры. Наиболее часто применяют методы измерения параметров [7–10] стоячей волны, передаточной функции и нелинейной регрессии.

Сущность диагностики параметров материала по методу стоячей волны заключается в измерении амплитуд звукового давления в точках минимума и максимума стоячей волны и определения их координат на продольной оси акустического интерферометра.

Поле в акустическом интерферометре является результатом взаимодействия падающей и отраженной гармонических составляющих акустических волн, распространяющихся в прямом и обратном направлениях вдоль оси трубчатого элемента. Квадрат модуля амплитуды звукового давления в трубе интерферометра на расстоянии l от поверхности торца элемента, отражающего волну, имеет вид [9]:

$$|P^2| = |A^*|^2 [\exp(-2\beta l) + (|A^-|/|A^*|)^2 \exp(-2\beta l) + \\ + 2(|A^-|/|A^+|)\cos[2kl + (\varphi^- - \varphi_0^+)]],$$

где $|A^+|$, $|A^-|$ и φ_0^+, φ^- – амплитуды и фазы соответственно прямой и отраженной звуковых волн;

$k = 2\pi f/c$ – волновое число;

f – частота акустической волны, Гц;

c – скорость звука в трубе;

l – расстояние (длина элемента) от излучателя до отражающей звук поверхности противоположного торца элемента;

β – коэффициент затухания, для цилиндрического интерферометра диаметром D равен $\beta = 5{,}9 \cdot 10^{-5} \times \times \sqrt{f}/D$ [9].

Пренебрегая затуханием (ввиду малости влияния $\beta = 0$) для реальных размеров интерферометра, выполненного на элементе контроля, фазовый сдвиг сигнала в условиях незначительной деформации материала элемента составит:

$$\Delta\Phi = 2k(\Delta l),$$

где Δl – смещение отражающей поверхности за счет деформации элемента под нагрузкой.

На практике этот способ трудоемок в определении положения точки минимума интерференции; его точность, как метода диагностики, определяется погрешностью оценки положения этого минимума и зависит от размера линейного участка динамического диапазона амплитуд акустического давления.

Измерение параметров акустической картины интерференции методом передаточной функции акустического интерферометра, выполненного на структуре контролируемого элемента, основано на алгоритмах быстрого преобразования Фурье. Метод передаточной функции повышает быстродействие измерений, но его точность является частотно-зависимой. Она сильно падает на частотах генерации акустической волны, когда длина волны становится соизмеримой с удвоенным размером промежутка между выбранными для контроля точками. Влияние этого фактора исключает многоточечный метод контроля параметров акустической волны, при котором измерения проводят в N точках, эквидистантных по длине интерферометра с обработкой результатов измерения по *методу наименьших квадратов* (МНК). Многоточечный метод в сочетании с МНК хотя и дает большую точность за счет увеличения времени обработки сигнала, но снижает быстродействие.

Способы контроля характеристик структуры звукового поля в акустическом интерферометре по методам трех точек и нелинейной регрессии адекватны [9]. Численное решение зависимостей методом нелинейной регрессии с применением стандартной процедуры GENFIT программного пакета MathCad и их аналитическое решение по методу трех точек в диапазоне частот акустической генерации 0,4...4 кГц практически совпадают (погрешность менее 0,1 %). Недостаток метода трех точек – высокую чувствительность к погрешностям исходных данных, получаемых измерением параметров поля интерференции, – по-видимому, имеет и метод нелинейной регрессии, реализация которого на компьютере не представляет особых трудностей.

Совместный анализ распределения относительных погрешностей, присущих рассмотренным выше методам размерного контроля деформации материала способами акустической диагностики, позволяет разместить их в следующей последовательности, определяемой степенью влияния на конечный результат оценки деформации размеров элемента: влияние температуры (±50 °С) среды распространения акустического излучения около 10 %; влияние изменения относительной влажности (0...90 %) среды около 1 %; изменения давления среды (≈100 мм рт. ст.) – 0,01 %.

Исходя из этого, можно утверждать, что поскольку относительный вес погрешностей превышает величину 10^{-2}, то более незначительные по величине деформации ($10^{-4}...10^{-5}$), свойственные этапу начала потери материалом элемента запаса пластичности и прочностных свойств при воздействии нагрузки, не могут быть достоверно зарегистрированы рассмотренными методами акустической диагностики. Методами акустической томографии (внутреннего просвечивания) могут быть обнаружены только явления уже развившейся "катастрофы" – потери пластичности и прочности материалом (трещины и т.п.), физически нарушающие геометрический ход лучей акустической волны и вносящие в ее структуру изменения, превышающие погрешность метода или соизмеримые с длиной акустической волны.

Анализ поведения функциональных зависимостей временной задержки и фазового сдвига от параметров акустической волны и деформации элемента или материала под циклической нагрузкой приводит к следующему **выводу.** Для оценки начальной стадии развития процесса потери запаса пластичности материала (увеличение размера и скорости изменения упругой или пластической деформации, появление ползучести и т.п.) независимо от метода оценки параметров необходим переход к методам, основанным на применении излучения с более короткой длиной волны, как носителя информации о запасе пластичности по закономерности изменения деформации материала. Для обеспечения малых ($\approx 10^{-4}...10^{-5}$) погрешностей измерения изменения пластичности материала разность между контролируемой деформацией и длиной волны излучения должна быть сравнима с порядком требуемой погрешности измерения отклонения запаса пластичности (особенно на стадии циклической долговечности, когда запас усталости материала близок к предельному [5]).

ЛИТЕРАТУРА

1. **Теребушко О.Н.** Основы теории упругости и пластичности. М.: Наука, 1984. 320 с.
2. **Механика** разрушения и прочность материалов / под ред. В.В. Панасюка. Киев: Наукова думка, 1988. 510 с.
3. **Сорокин О.В., Самарин Ю.П.** Ползучесть деталей машин и сооружений. Куйбышев: Куйбышевское кн. изд-во, 1968. 144 с.
4. **Павлов Б.В.** Акустическая диагностика механизмов. М.: Машиностроение, 1971. 224 с.
5. **Кречетов А.А.** Накопление информации и исчерпание запаса пластичности на стадии циклической долговечности // Упрочняющие технологии и покрытия. 2006. № 2. С. 20–24.
6. **Карпов С.В., Слабко В.В.** Оптические и фотофизические свойства фрактально-структурированных золей металлов. Новосибирск: Изд-во СО РАН, 2003. 265 с.
7. **Горбатов А.А., Рудашевский Г.Е.** Акустические методы и средства измерения расстояний в воздушной среде. М.: Энергия, 1973. 145 с.
8. **Колесников А.Е.** Ультразвуковые измерения. М.: Стандарты, 1982. 178 с.
9. **Комкин А.И.** Методы измерения акустических характеристик звукопоглощающих материалов // Измерительная техника. 2003. № 3. С. 47–50.
10. **Жмылев А.Б., Лисицинский Л.А., Топунов А.В.** Испытания ультразвукового уровнемера "ВЗЛЕТ УР" // Измерительная техника. 2003. № 2. С. 70–72.
11. **Слободян С.М.** Телевизионная диагностика лазерных пучков. Барнаул: Азбука, 2006. 224 с.

УДК 620.178.3:620.179.1

В.Ю. Блюменштейн, А.А. Кречетов *(Кузбасский ГТУ)*

Исследование накопления деформаций и исчерпания запаса пластичности упрочненного металла при эксплуатационном усталостном нагружении с использованием метода акустической структуроскопии

Для измерения накопленных деформации и степени исчерпания запаса пластичности металла в процессе усталостного нагружения предложено использовать метод акустической структуроскопии. В результате установлены закономерности трансформации механического состояния поверхностного слоя упрочненных деталей машин на стадии циклической долговечности.

For measurement saved up and degrees of exhaustion of plasticity resource of metal during fatigue loading it is offered to use a method of acoustic check. As a result laws of transformation of mechanical state of superficial layer of the strengthened details of machines at a stage of cyclic durability are established.

Использование метода акустической структуроскопии для контроля свойств металла при эксплуатационном усталостном нагружении

В настоящее время для контроля свойств металла в условиях эксплуатационного усталостного нагружения широко используют методы неразрушающего контроля. Имеются многочисленные свидетельства того, что накопление поврежденности порождает эмиссию физических сигналов, а также приводит к изменению параметров распространения *ультразвуковых* (УЗ) колебаний [1, 2]. Например, установлено, что относительное изменение скорости ультразвуковых колебаний зависит от числа циклов усталостного нагружения и имеет три стадии [3, 4]. При этом наступление третьей стадии, для которой характерны микротрещины размером свыше 0,01 мм, свидетельствует о приближении разрушения, описывает зависимость

$$\xi_2(N) = \frac{\partial^2 v^*}{\partial N^2} = \frac{\partial^2 (v/v_0)}{\partial N^2} > 0, \qquad (1)$$

где N – число циклов усталостного нагружения;

$v^* = v/v_0$ – относительное изменение скорости ультразвуковых колебаний;

v_0, v – соответственно скорость до начала усталостных испытаний и в момент начала усталостного разрушения.

Замечено, что если длительность процесса усталостного разрушения для разных образцов из одного материала может различаться почти в два раза, то переход к критической стадии происходит при $v^* \approx 0{,}98$, что позволило рассматривать условие $v^* \leq 0{,}98$ как признак приближения усталостного разрушения. Использование признака (1) возможно как на стадии нагружения, так и на стадии контроля деталей в ненагруженном состоянии.

К числу эффективных относится *метод акустической структуроскопии* (МАС), реализованный в портативной многофункциональной системе "Астрон". Система позволяет решать научные и инженерные задачи, связанные с исследованием структурных особенностей конструкционных материалов и оценкой прочностных параметров материала ответственных деталей на различных стадиях жизненного цикла.

МАС показал высокую эффективность при контроле наследуемого механического состояния металла при сжатии стандартных цилиндрических образцов, последовательной обработке *поверхностным пластическим деформированием* (ППД), осуществляемой в несколько рабочих ходов [5, 6]. В качестве параметров оценки свойств металла поверхностного слоя в рамках механо-технологического наследования использовали такие, как степень деформации сдвига Λ и степень исчерпания запаса пластичности ψ. Исследования позволили установить, что ультразвуковые сигналы чувствительны к накопленным деформации сдвига и исчерпанию запаса пластичности как на отдельных этапах нагружения, так и по стадиям нагружения.

Постановка задачи

В данной работе используются феноменологические представления о непрерывном накоплении деформации и исчерпании запаса пластичности металла на стадиях обработки резанием, ППД и последующем эксплуатационном усталостном нагружении. В соответствии с феноменологией усталостного нагружения в поверхностном слое деталей машин накапливаются усталостные повреждения, при этом если поверхностный слой был предварительно обработан (упрочнен), то накопление дефектов и, соответствен-

но, исчерпание запаса пластичности металла продолжается с ранее накопленного уровня. Оценка непрерывного накопления дефектов в процессах усталостного нагружения представляет сложную задачу, что не позволяет проводить оценку вклада каждой операции механической обработки в повышение сопротивления усталости и затрудняет проектирование технологий упрочняющей механической обработки с учетом технологического наследования.

Для этого проводили экспериментальные исследования кинетики накопления поврежденности и контроль УЗ-сигналов на стадии циклической долговечности, что позволило выявить взаимосвязи параметров ультразвуковых сигналов и механического состояния материала в процессе эксплуатационного нагружения. Оценку указанных взаимосвязей проводили путем усталостных испытаний образцов, механическая обработка которых была выполнена по различным программам нагружения.

Расчет степени деформации сдвига Λ и степени исчерпания запаса пластичности ψ усталостных образцов проводили на основе детального анализа напряженно-деформированного состояния металла в каждом цикле эксплуатационного усталостного нагружения. Анализ показал, что трансформация показателей напряженно-деформированного состояния в процессе циклического нагружения имеет сложный, немонотонный характер. С увеличением количества циклов нагружения изменяются распределения мгновенных значений показателей напряженно-деформированного и механического состояний в точках дискретизации цикла, что обуславливает нелинейность накопления деформации и исчерпания запаса пластичности на стадии циклической долговечности [7].

Экспериментальные образцы изготовляли из стали 45 (160...180 HV) с диаметром рабочей части 20 мм в соответствии с требованиями ГОСТ 25.502–79. В целях локализации максимальных напряжений и, как следствие, положения точки зарождения усталостной трещины по оси образца, рабочую поверхность выполняли в виде сочетания цилиндрической и конической поверхностей. Рабочие поверхности усталостных образцов подвергали механической обработке по различным программам нагружения. Испытания проводили по схеме поперечного изгиба с вращением. При этом амплитудные значения напряжений σ_a при синусоидальной форме симметричного цикла были постоянными, а максимальное и минимальное напряжения равны по абсолютному значению, но противоположны по знаку.

Режимы механической обработки экспериментальных образцов приведены в таблице. Все образцы перед обкатыванием инструментом с радиусом профиля $R_{пр}$ подвергали отжигу для устранения влияния стадии резания на результаты исследований. Режим отжига: температура t = 850 °С; время выдержки 20 мин; охлаждение с печью.

Для исследования накопления деформаций и исчерпания запаса пластичности в неупрочненном материале использовали образцы серии 1, которые не обкатывали. Для серий 2 и 3 изготовляли образец-свидетель, на котором производили фиксацию очагов деформации. По полученным очагам деформации производили расчет параметров механического состояния поверхностного слоя [6].

Каждую серию экспериментальных образцов разбивали на 5 подсерий. Образцы подсерии 1 нагружали до появления усталостной трещины (количество циклов – $N_{цд}$). Момент появления усталостной трещины определялся на основе контроля прогиба экспериментальных образцов через каждые 50 000 цикл. усталостного нагружения. В момент появления усталостной трещины податливость образца резко возрастает и продолжает увеличиваться с ростом усталостной трещины. Образцы подсерий 2–5 нагружали меньшим количеством циклов. Подсериям 2 соответствует $0{,}8N_{цд}$, 3 – $0{,}6N_{цд}$, 4 – $0{,}4N_{цд}$, 5 – $0{,}2N_{цд}$. В подсерии 1 было испытано по восемь образцов, в подсериях 2–5 каждой серии – по три образца.

Методика, изложенная в данном разделе, позволила определить циклическую долговечность образцов, обработанных с различными режимами.

После усталостного нагружения с помощью ультразвукового контроля определяли значение накопленной степени деформации сдвига в поверхностном слое экспериментальных образцов, что позволило получить экспериментальные данные о накоплении степени деформации сдвига в зависимости от режимов обработки и количества циклов нагружения. В связи с тем, что эксплуатационные свойства определяются состоянием поверхностного слоя изделия, ультразвуковые исследования проводили с использованием поверхностных (рэлеевских) волн.

Для измерения накопленной степени деформации сдвига на стадиях механической обработки и циклической долговечности с использованием ультразвуко-

Режимы механической обработки (обкатывания) экспериментальных образцов

Номер серии	Первый рабочий ход (обкатывание)		Второй рабочий ход	
	P, Н	$R_{пр}$, мм	P, Н	$R_{пр}$, мм
2	3000	10	1000	2
3	1000	2	3000	10

Примечание. На обоих рабочих ходах подача инструмента S = 0,07 мм/об; частота вращения n = 630 об/мин.

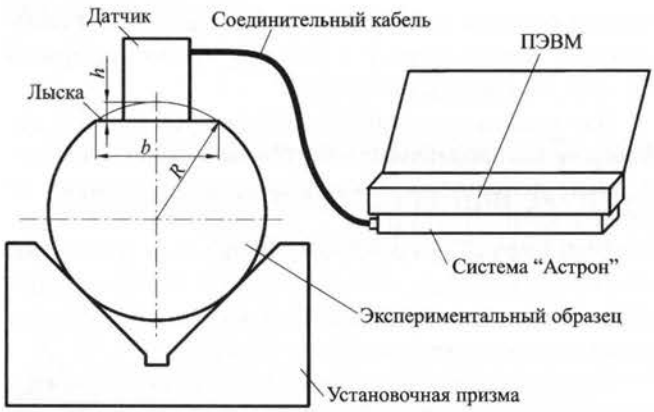


Рис. 1. Схема измерения степени деформации сдвига по толщине поверхностного слоя

вого контроля использовали аналитические модели взаимосвязи УЗ-сигналов и параметров механического состояния поверхностного слоя [8]. Измерение степени деформации сдвига заключалось в получении осциллограммы принятого ультразвукового сигнала, определении параметров затухания сигнала и степени деформации сдвига.

Схема измерения степени деформации сдвига по глубине поверхностного слоя показана на рис. 1. На образец, размещенный на специальных призмах, наносили лыску для установки рэлеевского датчика.

В процессе усталостного нагружения по схеме поперечного изгиба с вращением в условиях мягкой схемы нагружения напряжения, возникающие в сечении образца, возрастают прямо пропорционально расстоянию от поверхности до точки приложения силы. Отличие значений напряжений, действующих в сечении образца, приводят к разным значениям накопленной степени деформации сдвига в этих сечениях. Поэтому при измерении накопленной степени деформации сдвига на стадии циклической долговечности учитывали положение датчика относительно точки приложения нагрузки (расстояние x на рис. 2).

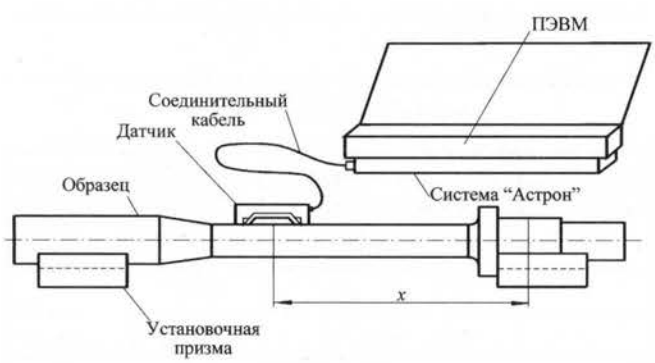


Рис. 2. Измерение степени деформации сдвига на стадии циклической долговечности

Исходными данными являлись осциллограммы, представляющие собой значения амплитуд УЗ-сигнала, следующие через 10 нс. Из осциллограммы выделяли принятый системой УЗ-сигнал, время начала которого соответствовало времени появления сигнала с максимальным значением амплитуды принятого импульса, а время окончания – моменту затухания сигнала. Для принятых УЗ-сигналов определялись координаты точек с указанной выше дискретностью, включая характерные максимумы и минимумы. Для обработки УЗ-сигналов использовали методы математической статистики и математический аппарат теории затухающих колебаний.

Результаты экспериментальных исследований

Как показано в работе [7] продолжительность стадии циклической долговечности определяется закономерностями накопления степени деформации сдвига и степени исчерпания запаса пластичности в поверхностном слое. На закономерности накопления степени деформации сдвига определяющее влияние оказывают вид диаграммы циклического деформирования, степень деформации сдвига, накопленная на стадиях механической обработки $\Lambda_{мех}$, а также остаточные напряжения после механической обработки $[T\sigma_{ост}]_{мех}$.

Экспериментальные усталостные образцы первой серии после изготовления подвергали отжигу, таким образом, в этой серии было исключено влияние $\Lambda_{мех}$ и тензора $[T\sigma_{ост}]_{мех}$ на накопление степени деформации сдвига. На рис. 3 показаны расчетные и экспериментальные значения накопленной степени деформации сдвига для образцов серии 1 для разных значений, действующих в сечении напряжений. Экспериментальные значения Λ определяли с использованием ультразвукового контроля.

Экспериментальные образцы серий 2 и 3 обрабатывали за два рабочих хода, очередность этих рабочих ходов была разной. Это позволило выявить роль истории нагружения в накоплении степени деформации сдвига на стадии циклической долговечности. На рис. 4 показаны экспериментальные и расчетные значения накопленной степени деформации сдвига для серий 2 и 3. Также были исследованы закономерности накопления степени деформации сдвига по толщине поверхностного слоя. На рис. 5 показано накопление степени деформации сдвига по толщине поверхностного слоя для серий 2 и 3. Данные получены для сечений, амплитудное значение напряжений на поверхности которых составляло σ_a = 280 МПа.

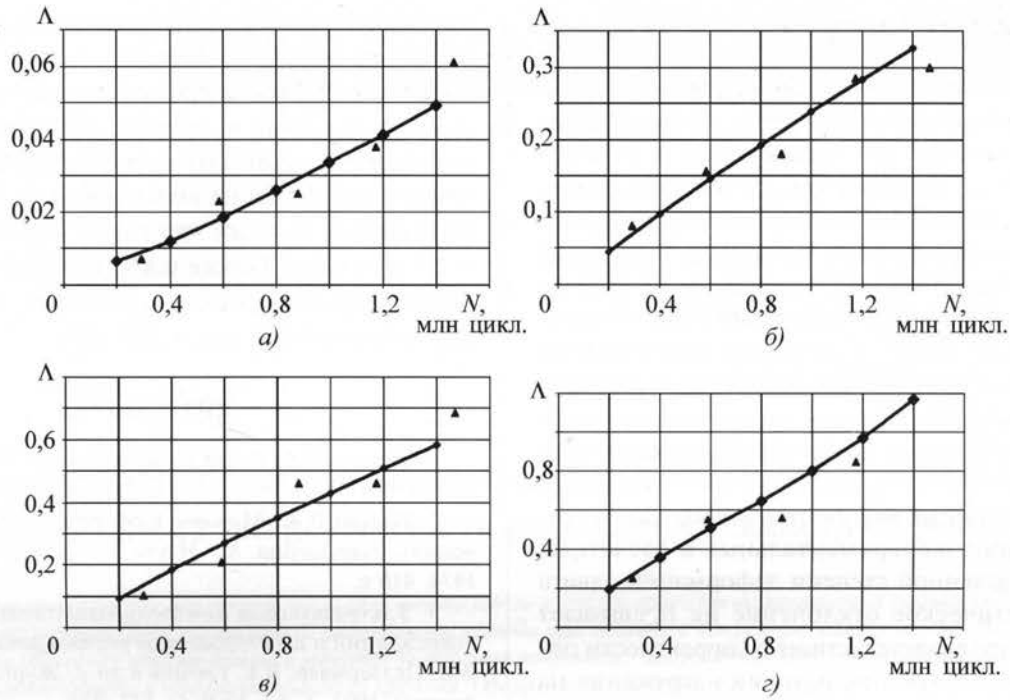


Рис. 3. Расчетные (линии) и экспериментальные (точки) значения накопленной степени деформации сдвига Λ на стадии циклической долговечности для серии 1 при действующих напряжениях в сечении:
а – σ_a = 244,6 МПа; *б* – σ_a = 254,7 МПа; *в* – σ_a = 260,9 МПа; *г* – σ_a = 280,8 МПа

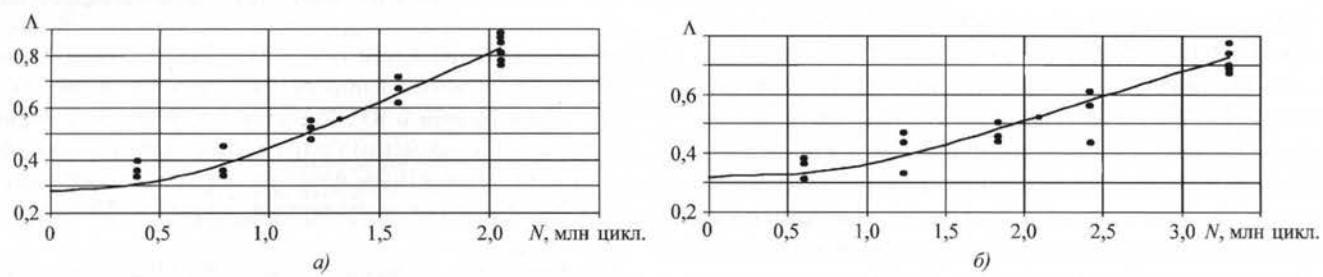


Рис. 4. Расчетные (точки) и экспериментальные (линии) значения накопленной степени деформации сдвига (действующее напряжение в сечении σ_a = 280 МПа):
а – серия 2, глубина *h* = 0,126 мм, *б* – серия 3, глубина *h* = 0,087 мм

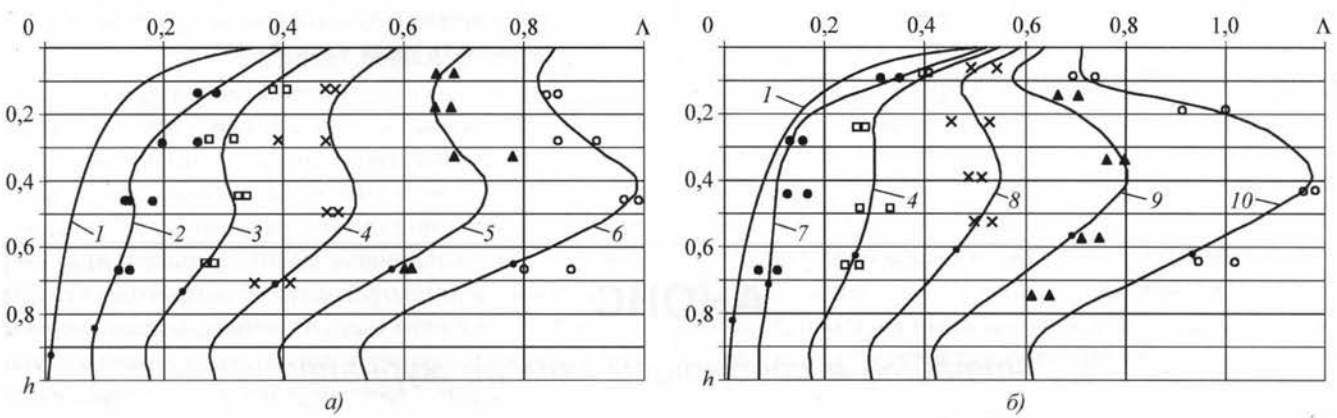


Рис. 5. Расчетные (точки) и экспериментальные (линии) значения накопленной степени деформации по толщине поверхностного слоя для серий 2 (*а*) и 3 (*б*):
1 – исходное состояние; *2* – *N* = 0,4 млн цикл.; *3* – *N* = 0,8 млн цикл.; *4* – *N* = 1,2 млн цикл.; *5* – *N* = 1,6 млн цикл.; *6* – *N* = = 2,07 млн цикл.; *7* – *N* = 0,6 млн цикл.; *8* – *N* = 8 млн цикл.; *9* – *N* = 2,4 млн цикл.; *10* – *N* = 3,44 млн цикл.

Обсуждение и анализ результатов

Полученные экспериментальные и расчетные данные хорошо соответствуют друг другу. Среднеквадратическое отклонение для напряжения в сечении σ_a = 280,8 МПа не превышает $\sigma_{ско}$ = 0,08, что свидетельствует о корректности расчета степени деформации сдвига в неупрочненном материале. Вследствие того что для неупрочненного материала закономерности накопления степени деформации сдвига определяются только видом диаграммы циклического деформирования, соответствие расчетных и экспериментальных значений Λ свидетельствует о корректности принятой диаграммы циклической долговечности стали 45.

Анализ полученных результатов показывает высокое соответствие экспериментальных и расчетных значений накопленной степени деформации сдвига (среднеквадратическое отклонение не превышает $\sigma_{ско}$ = 0,0867), что свидетельствует о корректности полученных моделей влияния истории нагружения на закономерности неупругого деформирования.

Накопление степени деформации сдвига по глубине поверхностного слоя имеет сложный характер. Для серий 2 и 3 максимальное накопление Λ происходит на поверхности и на некоторой глубине h, при этом глубина расположения подповерхностного максимума Λ с увеличением количества циклов нагружения изменяется. Также изменяется интенсивность накопления степени деформации сдвига по толщине поверхностного слоя. Закономерности накопления степени деформации сдвига по толщине поверхностного слоя определяются историей нагружения этого слоя.

Так, глубина расположения подповерхностного максимума Λ для серии 2 с увеличением количества циклов уменьшается (с 0,5 мм при N = 0,4 млн цикл. до 0,42 мм при N = 2,07 млн цикл.). Для серии 3 характерна обратная картина – глубина расположения подповерхностного максимума Λ увеличивается (с 0,29 до 0,39 мм). Интенсивность накопления степени деформации сдвига по глубине поверхностного слоя также различна.

Для серии 2 после прохождения N = 1,6 млн цикл. ($0{,}8N_{цд}$) значение Λ степени деформации сдвига в подповерхностном максимуме сопоставимо с аналогичным значением на поверхности (0,72 и 0,71 соответственно). В то же время для серии 3 после N = = 2,4 млн цикл. (также $0{,}8N_{цд}$) значение Λ в подповерхностном максимуме превышает значение Λ на поверхности более чем в 1,25 раза.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Иванова В.С.** Разрушение металлов. М.: Металлургия, 1979. 168 с.
2. **Партон В.З., Морозов Е.М.** Механика упругопластического разрушения. М.: Наука, Гл. ред. физ.-мат. лит-ры, 1974. 416 с.
3. **Ультразвуковой** контроль накопления усталостных повреждений и восстановление ресурса деталей / Л.Б. Зуев, В.Я. Целлермаер, В.Е. Громов и др. // Журнал технической физики. 1997. Т. 67. № 9. С. 123–125.
4. **Зуев Л.Б., Муравьев В.В., Данилова Ю.С.** О признаке усталостного разрушения сталей // Письма в журнал технической физики. 1999. Т. 25. Вып. 9. С. 31–34.
5. **Блюменштейн В.Ю.** Механика технологического наследования. Оценка наследуемого механического состояния металла методом акустической структуроскопии // Автомобильная промышленность. 2007. № 5. С. 29–34.
6. **Блюменштейн В.Ю., Кречетов А.А.** Влияние истории нагружения на параметры ультразвуковых сигналов при обработке поверхностным пластическим деформированием // Упрочняющие технологии и покрытия. 2007. № 10. С. 40–43.
7. **Кречетов А.А., Блюменштейн В.Ю.** Модель процесса накопления деформации на стадии циклической долговечности // Упрочняющие технологии и покрытия. 2005. № 4. С. 11–13.
8. **Использование** УЗ-сигналов для идентификации НДС / А.Н. Смирнов, В.Ю. Блюменштейн, А.А. Кречетов и др. // Безопасность труда в промышленности. 2002. № 3. С. 32–35.

АНОНС

Читайте в следующем номере журнала:

Курандо Е.А. Рентгенофлуоресцентный метод определения толщины покрытия.

УДК 621.793.00

И.В. Суджанская, М.Е. Галкина, И.Ю. Гончаров, А.Я. Колпаков, А.И. Поплавский *(Белгородский государственный университет);*
О.В. Сафронова *(ЗАО "Инструменты нанотехнологии", Москва)*

Влияние ионного облучения и углеродного покрытия толщиной до 100 нм на микротвердость и трещиностойкость кремния

Азотосодержащие углеродные покрытия толщиной 50 и 100 нм получены на кремниевых подложках импульсным вакуумно-дуговым распылением графитового катода при напуске в вакуумную камеру азота. Исследовано влияние облучения ионами аргона и твердых углеродных покрытий, легированных азотом, толщиной 50 и 100 нм на микротвердость и трещиностойкость кремния. Обнаружены особенности процесса индентирования кремния без углеродного покрытия и с покрытием. Установлено, что повышение дозы ионного облучения кремния ионами аргона до 360 Дж/см^2 увеличивает толщину дефектного слоя. Наблюдается корреляционная зависимость микротвердости от максимальной длины трещины. Нанесение углеродного покрытия толщиной 100 нм позволяет повысить микротвердость поверхности кремния и получить ее стабильные значения в диапазоне нагрузок от 0,098 до 0,588 Н. Предложено объяснение полученных экспериментальных результатов.

Nitrogen-containing carbon films with thickness 50 and 100 nm are obtained on the silicon wafers by the way of impulse vacuum-arc deposition of graphite cathode while a vacuum chamber is filled with nitrogen. Influence of argon-ions irradiation and hard carbon coatings doped by nitrogen with thickness 50 and 100 nm on silicon microhardness and crack-resistance were investigated. The features of silicon indentation with and without carbon coating were discovered. It's ascertained that increasing in ion irradiation dose of silicon by argon ions till 360 J/cm^2 increases the thickness of the defect layer. Correlation between microhardness and value of maximum crack length is observed. Deposition of 100 nm carbon coating allows increasing of the silicon top surface microhardness and obtaining stable value of this parameter in the mass loading from 0,098 to 0,588 N. The explanation of the obtained experimental results is proposed.

Перспективы применения углеродных алмазоподобных покрытий в нанотехнологии подробно проанализированы в работе [1]. Учет размерного фактора, как влияния объема нанообъекта на свойства его поверхности, обусловливает особое внимание к состоянию поверхности с учетом того обстоятельства, что разрушение начинается с поверхности. В этом случае модифицирование поверхности определяющим образом влияет на прочностные характеристики объекта. Ранее авторами были проведены исследования, в результате которых установлено, что углеродные покрытия нанометровой толщины, получаемые импульсным вакуумно-дуговым методом на кремниевой подложке, существенно улучшают прочностные и трибологические характеристики поверхности кремния [2]. В частности, трещиностойкость кремния с углеродным покрытием превышает трещиностойкость кремния в 1,5 раза, кроме того, сверхтвердое углеродное покрытие толщиной 10...100 нм на кремнии уменьшает коэффициент трения в 5 раз при трении по стали.

Задачей данной работы является определение влияния облучения ионами аргона и твердых углеродных покрытий, легированных азотом, толщиной 50...100 нм на микротвердость и трещиностойкость кремния. Это необходимо для расширения представлений о физических процессах модифицирования поверхности кремния в целях улучшения его прочностных характеристик и перспективой применения результатов исследований в нанотехнологии.

Азотосодержащие углеродные покрытия толщиной 50 и 100 нм были получены на кремниевых подложках из монокристаллического кремния с ориентацией (100) с помощью импульсного вакуумно-дугового источника углеродной плазмы [3] с графитовым катодом марки МПГ-6 при напуске в камеру азота до давления 0,1 Па. Предварительно вакуумную камеру откачивали до давления не выше $1 \cdot 10^{-3}$ Па и проводи-

ли облучение поверхности ионами аргона с энергией порядка 1,0 кэВ с помощью ионного источника ИИ-4-0,15 при напуске аргона до давления 0,1 Па. Плотность ионного тока составляла 0,15 мА/см^2. Дозу ионного облучения в пределах 180 и 360 Дж/см^2 задавали временем процесса и определяли по формуле:

$$D = E_i N_i t, \quad (1)$$

где E_i – средняя энергия ионов аргона, Дж;

N_i – плотность потока ионов, 1/(см^2·с);

t – время облучения, с.

Плотность потока ионов определяли по ионному току j_i:

$$N_i = \frac{j_i}{eZ}, \quad (2)$$

где e – элементарный заряд электрона;

Z – заряд иона аргона, равный 1.

Производительность процесса нанесения углеродного покрытия составляла 0,1 нм/имп., частота следования импульсов – 2,5 Гц. Температура подложки при этом не превышала 50 °С.

Микроиндентирование, а также измерение длин трещин, образующихся при микроиндентировании кремниевой пластины и кремниевой подложки с углеродным покрытием, легированным азотом, проводили на микротвердомере ПМТ-3, оснащенном пирамидой Виккерса, при нагрузках 0,098...0,588 Н при комнатной температуре. Время внедрения индентора в поверхность материала составляло 15 с. Среднюю длину трещин определяли на основании подсчета их общего количества и длины. Анализ отпечатков индентора и измерение толщины покрытия проводили с использованием сканирующего зондового микроскопа Smena-A производства компании НТ-МДТ.

На рис. 1 приведены сканы отпечатков индентора на поверхности кремниевой подложки с углеродным покрытием толщиной 100 нм, легированным азотом, и на кремнии без покрытия. Результаты сканирующей зондовой микроскопии подтверждают результаты оптической микроскопии, приведенные в работе [2], свидетельствующие о существенном уменьшении интенсивности процесса образования трещин в случае применения углеродного покрытия. Кроме того, при уменьшении площади сканирования появляется возможность наблюдения некоторых важных особенностей, а именно, наличие ступеней внутри отпечатка и смещение плоскостей вдоль вертикальных трещин на кремнии без покрытия (рис. 2, *а*). Смещение плоскости, отмеченной цифрой *2*, составило 100 нм относительно плоскости, обозначенной цифрой *1*.

Наличие ступеней внутри отпечатка индентора можно объяснить на основании основных положений

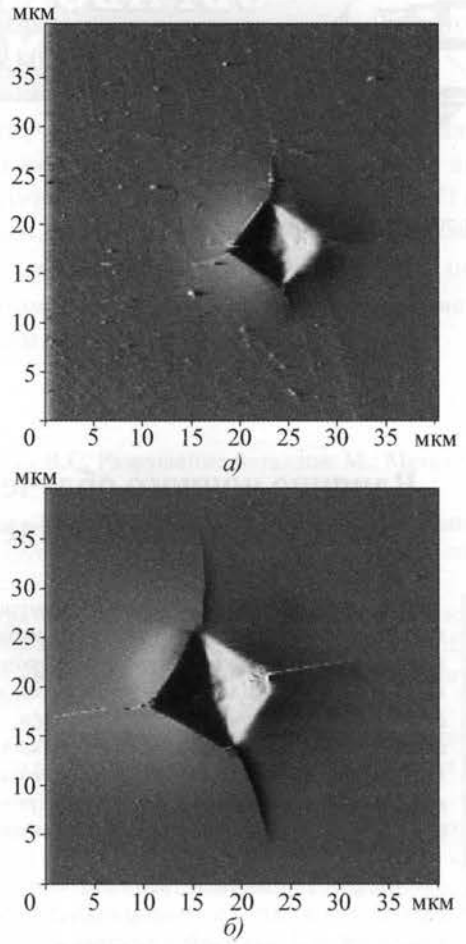


Рис. 1. Сканы отпечатков индентора на кремнии без покрытия (*а*) и на поверхности кремниевой подложки с углеродным покрытием толщиной 100 нм, легированным азотом (*б*)

кинетической концепции прочности твердых тел [4], в которой рассматриваются физические процессы образования первичных (точечных) дефектов в процессе нагружения с их последующей коалесценцией (слиянием) в более крупные дефекты (поры и трещины). Ступенчатость процесса заключается в локализации напряжений при индентировании до критической величины с накоплением точечных дефектов и последующим образованием микротрещин, что приводит к частичной релаксации напряжений. Затем этот процесс повторяется многократно.

Анализ зависимости микротвердости от нагрузки на индентор, приведенной на рис. 3, позволяет сделать вывод о влиянии дозы ионного облучения ионами аргона на дефектность поверхности кремния. С учетом того, что глубина внедрения индентора по мере повышения нагрузки увеличивается, можно утверждать, что повышение дозы ионного облучения увеличивает толщину дефектного слоя, насыщенного вакансиями и их комплексами. Об этом свидетельствует уменьшение твердости кремния, подвергнутого ионному облуче-

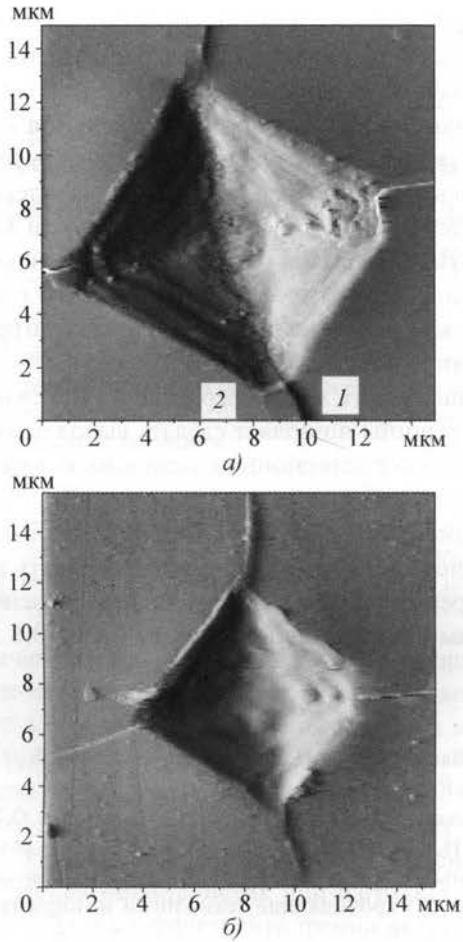


Рис. 2. Сканы внутренней поверхности отпечатков от индентора на кремнии без покрытия (*а*) и кремниевой подложке с углеродным покрытием толщиной 100 нм, легированным азотом (*б*)

нию при нагрузке 0,098 Н для зависимости *2* (рис. 3) и при нагрузках 0,098...0,392 Н для кривой *3* (см. рис. 3). Характерной особенностью кривой *2* является некоторое увеличение микротвердости при нагрузке 0,294 Н, что можно объяснить образованием зоны уплотнения в результате смещения атомов кремния. Об этом же свидетельствует некоторое увеличение микротвердости при нагрузке 0,49 Н для кривой *3* (см. рис. 3). Ионная бомбардировка в случае превышения определенной дозы приводит к образованию дополнительных дефектов на поверхности кремния. Таким образом, очевидно, что существует оптимальная доза ионной бомбардировки, которую применяют на практике для предварительной очистки поверхности перед нанесением покрытия в целях улучшения его адгезии.

Зависимость микротвердости от максимальной длины трещины, приведенная на рис. 4, позволяет сделать вывод о достаточно сильной корреляционной зависимости между этими параметрами.

Анализ зависимости средней длины трещин от нагрузки на индентор, приведенной на рис. 5, для

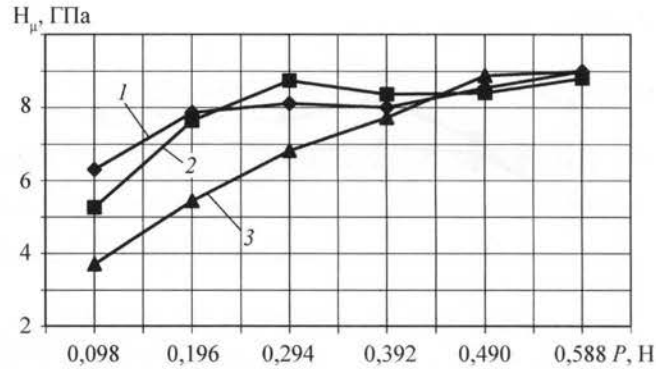


Рис. 3. Зависимости микротвердости H_μ от нагрузки на индентор:

1 – необлученный кремний; *2* – кремний, облученный ионами аргона с дозой 180 Дж/см^2; *3* – кремний, облученный ионами аргона с дозой 360 Дж/см^2

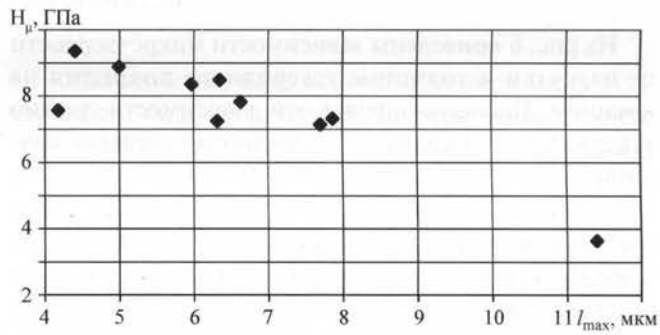


Рис. 4. Зависимость микротвердости H_μ от максимальной длины трещины l_{max}

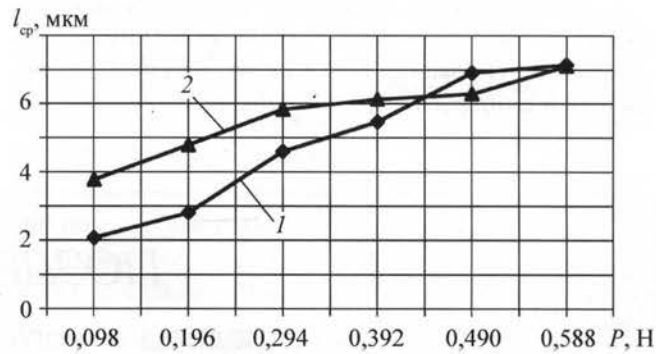


Рис. 5. Зависимости средней длины трещин $l_{ср}$ от нагрузки на индентор *P*:

1 – необлученный кремний; *2* – кремний, облученный ионами аргона с дозой 360 Дж/см^2

кремния после облучения ионами аргона с дозой 360 Дж/см^2 и без него подтверждает предположение об увеличении дефектности поверхности после ионного облучения, о чем свидетельствует увеличение средней длины трещин при одной и той же нагрузке на индентор.

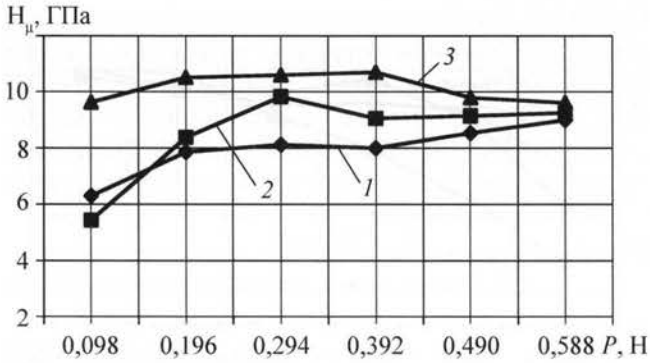


Рис. 6. Зависимости микротвердости H_μ от нагрузки *P* и толщины *h* углеродного покрытия на кремнии:
1 – кремний без покрытия; *2* – кремний с легированным азотом углеродным покрытием толщиной 50 нм; *3* – кремний с легированным азотом углеродным покрытием толщиной 100 нм

На рис. 6 приведены зависимости микротвердости от нагрузки и толщины углеродного покрытия на кремнии. Проанализировав эти зависимости, можно утверждать, что наличие углеродного покрытия толщиной 100 нм позволяет повысить микротвердость поверхности кремния и получить стабильные значения этой величины в диапазоне нагрузок от 0,098 до 0,588 Н. Сверхтвердое углеродное покрытие перераспределяет нагрузку и уменьшает в значительной степени локализацию напряжений при индентировании, о чем свидетельствует отсутствие явно выраженных ступеней на отпечатке от индентора.

Таким образом, экспериментально установлено:

1. Применение сканирующей зондовой микроскопии позволяет установить важные особенности процесса индентирования кремния без углеродного покрытия и с покрытием, а именно, наличие ступеней внутри отпечатка в случае кремния без покрытия, что свидетельствует о наличии нескольких стадий в процессе индентирования (см. рис. 2, *б*).

2. Повышение дозы ионного облучения кремния ионами аргона увеличивает толщину дефектного слоя, насыщенного вакансиями и их комплексами, о чем свидетельствует уменьшение твердости кремния по мере уменьшения нагрузки на индентор и увеличение средней длины трещин по сравнению с необлученным кремнием для одной и той же нагрузки на индентор.

3. Зависимость микротвердости от максимальной длины трещины позволяет сделать вывод о достаточно сильной корреляционной зависимости между этими параметрами.

4. Нанесение углеродного покрытия толщиной 100 нм позволяет повысить микротвердость поверхности кремния и получить стабильные значения этой величины в диапазоне нагрузок от 0,1 до 0,6 Н.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Williams J.A., Le H.R.** Tribology and MEMS // J. Phys. D.: Appl. Phys. 2006. No. 39. P. 201–214.

2. **Галкина М.Е., Колпаков А.Я., Сафронова О.В., Суджанская И.В.** Модифицирование поверхности кремния легированными углеродными покрытиями нанометровой толщины // Упрочняющие технологии и покрытия. 2006. № 10. С. 53–56.

3. **Маслов А.И., Дмитриев Г.К., Чистяков Ю.Д.** Импульсный источник углеродной плазмы для технологических целей // Приборы и техника эксперимента. 1985. № 3. С. 146–149.

4. **Бетехтин В.И., Кадомцев А.Г.** Эволюция микроскопических трещин и пор в нагруженных твердых телах // Физика твердого тела. 2005. Т. 47. В. 5. С. 801–807.

ПОЗДРАВЛЯЕМ

члена редакционного совета нашего журнала,
д-ра технических наук, профессора МГТУ им. Н.Э. Баумана

ПАНФИЛОВА Юрия Васильевича

с 60-летием!

Желаем Вам, Юрий Васильевич, крепкого здоровья,
счастья, творческих успехов и новых научных достижений!

УДК 621.787.6

С.Б. Скобелев, В.Б. Масягин *(Омский ГТУ)*

Исследование возможности управления геометрическими параметрами обработанной поверхности для определения износостойкости пар трения при ударно-акустической обработке

Рассмотрены вопросы определения параметров и площади пятна контакта, возникающего при внедрении ультразвукового инструмента в поверхность обрабатываемой заготовки. Получены выражения для определения режимов процесса ударно-акустической обработки в зависимости от параметров ультразвукового инструмента, станка и обрабатываемой заготовки, а также взаимного расположения следов пятна контакта инструмента и заготовки.

The problems of parameters definition and area of a contact stain arising by introduction of the ultrasonic tool into the surface of processable preparation are considered. An expressions for definition of modes of process of the shock-acoustic processing are received depending on parameters of the ultrasonic tool, machine tool and processable preparation, and also mutual arrangement of traces of a stain of contact of the tool and preparation.

В начале второй половины XX века сформировалось несоответствие между уровнем научных исследований в области трения и износа деталей машин и запросами промышленности в народном хозяйстве по резкому снижению металлоемкости изделий и их энергопотреблению. Например, в тот период времени широко проводили исследования по улучшению триботехнических характеристик при нагрузках от 0,196 до 0,392 МПа и коэффициенте трения от 0,12 до 0,21 при обработке растачиванием, развертыванием, протягиванием, прошиванием и вибронакатыванием [1], а в механических системах к этому времени уровень удельных нагрузок при ±60 °С уже составлял 500 МПа [2]. После испытаний деталей [2] на хромированных рабочих поверхностях появились задиры. Детали, обработанные по принципиально новой технологии имели износ в пределах погрешности измерения. В работе [3] отмечается, что уровень удельных нагрузок в триботехнических системах при экстремальных условиях может возрасти до 800 МПа.

Рекомендации по результатам научных исследований в значительной степени определяют износостойкость пар трения механических систем, создаваемых на их базе. Большинство машин (85...90 %) выходят из строя по причине износа деталей. Затраты на ремонт и техническое обслуживание в несколько раз превышают стоимость изделия для автомобилей в 6 раз, для самолетов до 5 раз, для станков до 8 раз [4].

Управление изнашиванием является центральным звеном решения таких национальных проблем, как экономия энергии, сокращение расхода материалов, а также обеспечение надежности и безопасности механических систем [5].

Созданные научные основы объемной микропластичности позволили создать принципиально новый способ обработки – *ударно-акустическую обработку* (УАО) [2]. В процессе ударно-акустической обработки поверхностного слоя формируется луночно-синусоидальный микрорельеф с автономными лунками и оптимальными радиусами при вершинах и впадинах, что обеспечивает увеличение фактической площади контакта и "луночную" маслоемкость между сопрягаемыми элементами в кинематических парах, снижение нагрузок, износа и механической мощности на преодоление сил трения. Кроме того, данный метод обеспечивает достижение предела приспособляемости [6] и может быть рекомендован для обеспечения стабильности размеров, форм рабочих поверхностей и зазоров, а также для повышения точности и долговечности узла в целом.

Согласно [2] реализовать такую технологию можно при помощи специального устройства, которое состоит из следующих основных частей: корпусной детали, закрепленной на суппорте станка; магнитострикционного преобразователя на подвижных опорах с ультразвуковым инструментом; механизма установления силы подачи; ограничителя перемещения инструмента в направлении главного движения; системы подачи суспензии в зону соударения инструмента и детали.

Расстояние между ограничителем и опорной поверхностью на фланце магнитострикционного преобразователя является замыкающим звеном силового контура. Замыкающее звено при работе устройства изменяется, а максимально допустимое его значение устанавливается в статике с учетом амплитуды колебания инструмента, погрешности базирования и формы детали.

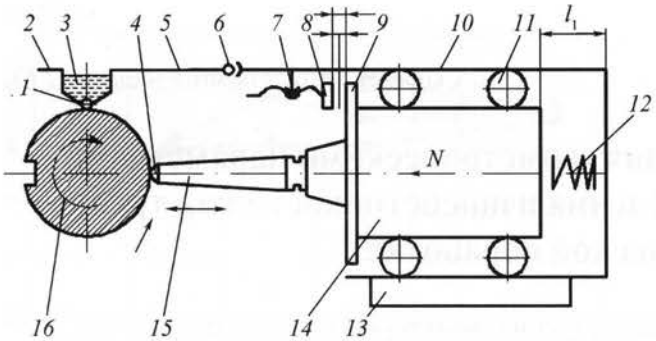


Рис. 1. Устройство для ударно-акустической обработки деталей машин с внедрением твердых смазок (на подвижных опорах)

Устройство для модифицирования поверхностного слоя деталей машин (рис. 1) включает корпусную деталь *10*, магнитострикционный преобразователь *14*, ультразвуковой инструмент *15* с криволинейной рабочей поверхностью *4*, опоры подвижные *11*, пружину *12*, ограничитель *8*, поверхность опорную *9*, винтовую пару *7*, шаровой шарнир *6*, рычаг *5*, бункер *2*, ролик *1*, специальную суспензию (композицию) *3*, обрабатываемую деталь с пазом *16* и державку *13*. На рис. 1 обозначены замыкающие звенья при настройке l_1.

Вычисление параметров площади пятна контакта инструмента и заготовки при ударно-акустической обработке является важной задачей для управления данным процессом. Определив эти параметры, будем знать, при каких частоте вращения заготовки и продольной подаче ультразвукового инструмента образующиеся на поверхности детали "лунки" будут перекрываться друг другом или, наоборот, образовываться отдельно друг от друга. Первым шагом является определение площади лунки, образующейся при воздействии ультразвукового инструмента на поверхность обрабатываемой детали. Отметим, что определение глубины внедрения инструмента в деталь является задачей контактной теории пластичности. В принятой расчетной схеме данная величина предполагается известной, определяемой экспериментальным путем и равной амплитуде колебаний ультразвукового инструмента (ξ = 40...50 мкм) [2].

Для упрощения расчетной схемы принимаем, что рабочий элемент ультразвукового инструмента выполнен из абсолютно жесткого материала и имеет идеальную цилиндрическую форму. Обрабатываемая деталь также имеет идеальную цилиндрическую форму и в момент контакта – абсолютную податливость. Зазоры в технологической системе – нулевые.

Необходимо отметить, что определение площади пятна контакта инструмента и заготовки аналогично задаче, отраженной в источнике [7], в котором описан расчет площади пятна контакта при поверхностно-пластическом деформировании плоскости тороидальным роликом. Также в работе [8] даны универсальные зависимости для различных схем упругопластического контакта тел двоякой кривизны путем введения понятия приведенного радиуса кривизны.

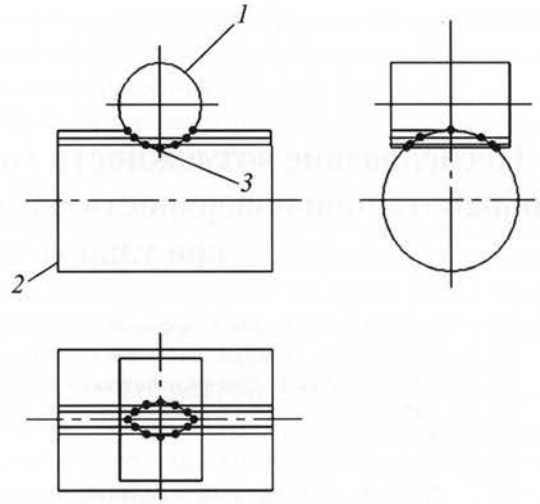


Рис. 2. Математическая модель внедрения ультразвукового инструмента в поверхность заготовки:
1 – инструмент; *2* – заготовка; *3* – линия пересечения поверхностей инструмента и заготовки

Для определения площади пятна контакта воспользуемся математической моделью внедрения инструмента в поверхность заготовки (рис. 2). Для упрощения задачи представим модель в виде пересечения двух цилиндрических поверхностей. На рис. 2 показаны три проекции взаимного пересечения поверхностей детали и инструмента. Очевидно, что пятно контакта будет иметь сложную геометрическую форму. Данная модель не дает полного представления о форме пятна контакта, образующегося при пересечении двух поверхностей. Поэтому для определения точной формы выполним развертку цилиндрической поверхности детали (рис. 3) в отличие от подходов в [6, 8, 9], где рассматривается непосредственно эллиптический контур с полуосями *a* и *b* без развертки криволинейной поверхности контакта. Видно, что пятно контак-

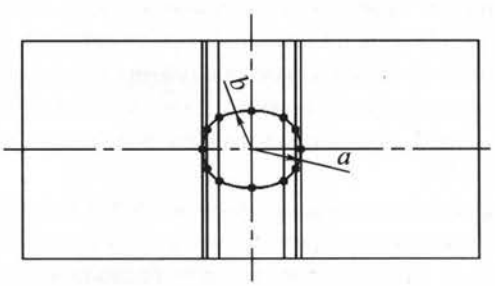
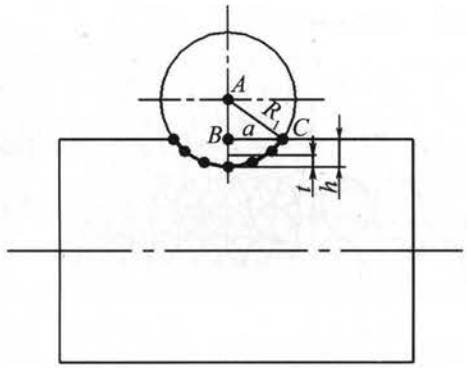
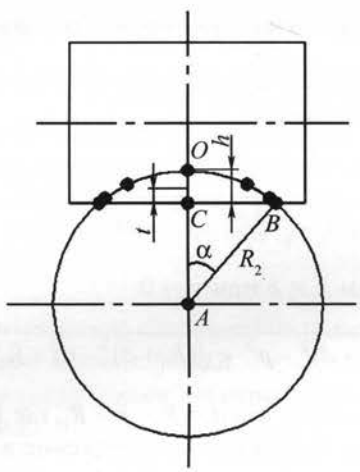


Рис. 3. Развертка поверхности обрабатываемой детали и линии пересечения детали и инструмента



а)



б)

Рис. 4. Расчетная схема определения параметров *a* (*а*) и *b* (*б*)

та имеет форму, напоминающую эллипс – кривую типа: $x^m/a^m + y^n/b^n = 1$ [9], где a и b – малый и большой радиусы эллипса, а m и n – четные числа. Для определения площади эллипса необходимо вычислить a и b, для этого воспользуемся расчетной схемой, представленной на рис. 4.

На данной схеме видно, что a вычисляется из треугольника ABC:

$$AC^2 = AB^2 + BC^2, \tag{1}$$

где $AC = R_1$ – радиус рабочей части ультразвукового инструмента;

$AB = R_1 - h$, где h – глубина внедрения инструмента в поверхность детали;

$BC = a$ – малый радиус эллипса.

Тогда формулу (1) можно записать в виде

$$R_1^2 = (R_1 - h)^2 + a^2, \tag{2}$$

откуда:

$$a = \sqrt{R_1^2 - (R_1 - h)^2} = \sqrt{R_1^2 - R_1^2 + 2R_1 h - h^2} = \\ = \sqrt{2R_1 h - h^2}. \tag{3}$$

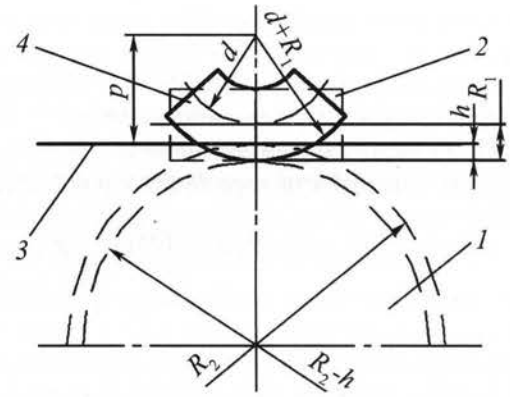


Рис. 5. Преобразованная математическая модель внедрения инструмента в поверхность заготовки:
1 – заготовка; *2* – электрод-инструмент; *3* – развертка поверхности заготовки; *4* – электрод-инструмент, соответствующий развертке заготовки

Для вычисления b воспользуемся расчетной схемой на рис. 4, *б*. Видно, что b равна длине дуги BD:

$$BD = AB\alpha, \tag{4}$$

где $AB = R_2$ – радиус обрабатываемой детали.

Из треугольника ABC:

$$\alpha = \arccos[(R_2 - h)/R_2], \tag{5}$$

следовательно,

$$b = R_2 \arccos[(R_2 - h)/R_2]. \tag{6}$$

Теперь, зная a и b и приняв, что пятно контакта инструмента и заготовки имеет форму эллипса, можно легко найти его площадь. Так, согласно [9] площадь эллипса вычисляется как

$$S_э = \pi ab. \tag{7}$$

Тогда, основываясь на проведенных вычислениях, формулу определения площади пятна контакта инструмента и заготовки при ударно-акустической обработке (7) можно представить в виде

$$S_{п.к} = \pi\sqrt{h(2R_1 - h)}R_2 \arccos\left(\frac{R_2 - h}{R_2}\right). \tag{8}$$

Очевидно, что формулы для определения a и b довольно громоздки и сложны для вычисления, поэтому необходимо их упростить. Для этого представим расчетную схему для расчета b (см. рис. 4, *б*) в несколько другом виде. Произведем развертку обрабатываемой цилиндрической поверхности детали на плоскость, тогда инструмент "изогнется" в виде сегмента тора и данную схему (рис. 5) можно будет представить как пересечение поверхности тора плоскостью, параллельной его оси. На данной схеме: $R = R_1$ – радиус рабочей части ультразвукового инструмента;

d – расстояние от центра производящей окружности до оси тора; p – расстояние от центра производящей окружности до секущей плоскости; h – глубина внедрения инструмента в поверхность детали.

Тогда согласно [10] линия пересечения секущей плоскостью поверхности тора будет кривой Персея:

$$(x^2+y^2+p^2+d^2-R_1^2)^2=4d^2(x^2+p^2). \qquad (9)$$

При таком взаимном расположении поверхности тора и секущей плоскости, т.е. при $p>d$, согласно источнику [11] в сечении будет кривая, представляющая собой эллипс, который будет являться пятном контакта инструмента и заготовки (см. рис. 3).

Для данного эллипса необходимо найти большой и малый радиусы a и b. Для этого выразим из уравнения (9) величину y:

$$x^2+y^2+p^2+d^2-R_1^2=2d\sqrt{x^2+p^2},$$

$$y=\sqrt{2d\sqrt{x^2+p^2}-x^2-p^2-d^2+R_1^2}. \qquad (10)$$

При $x=0$ $y=a$, т.е.

$$a=\sqrt{2dp-p^2-d^2+R_1^2}=\sqrt{R_1^2-(d-p)^2}. \qquad (11)$$

По рис. 5 видно, что $p=d+R_1-h$, подставив это выражение в (11), получим:

$$a=\sqrt{R_1^2-(d-d-R_1+h)^2}=\sqrt{R_1^2-(h-R_1)^2}= \\ =\sqrt{R_1^2-h^2+2hR_1-R_1^2}=\sqrt{2hR_1-h^2}. \qquad (12)$$

Формула (12) полностью совпадает с формулой (3) для вычисления a. Учитывая, что $h^2 \ll 2hR_1$, формулу (12) можно представить в виде

$$a=\sqrt{2R_1h}. \qquad (13)$$

В дальнейшем для определения a будем использовать формулу (13).

Затем для расчета b выразим из уравнения кривой (10) величину x. Примем, что $\sqrt{x^2+p^2}=t$, тогда:

$$t^2+y^2+d^2-R_1^2=2dt,$$

$$t^2-2dt+d^2=R_1^2-y^2,$$

$$(t-d)^2=R_1^2-y^2,$$

$$t-d=\sqrt{R_1^2-y^2},$$

$$t=\sqrt{R_1^2-y^2}+d,$$

$$\sqrt{x^2+p^2}=\sqrt{R_1^2-y^2}+d,$$

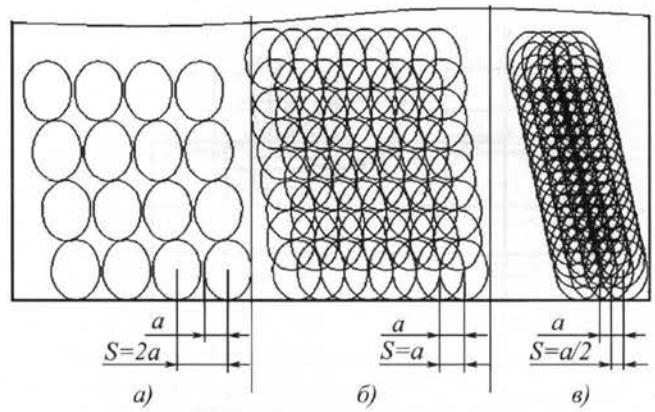


Рис. 6. Расчетные схемы определения подачи при расположении "лунок":
а – без перекрытия; *б* – перекрытие на половину; *в* – перекрытие на три четверти

$$x=\sqrt{(\sqrt{R_1^2-y^2}+d)^2-p^2}. \qquad (14)$$

Рассчитаем $x=b$ при $y=0$:

$$b=\sqrt{(R_1+d)^2-p^2}=\sqrt{(R_1+d)^2-(d+R_1-h)^2}. \qquad (15)$$

По рис. 6 видно, что $d=R_2-h-R_1$, где R_2 – радиус детали. Тогда, подставив это выражение в уравнение (15), получим:

$$b=\sqrt{(R_2-R_1-h+R_1)^2-(R_2-R_1-h+R_1-h)^2}= \\ =\sqrt{R_2^2-2R_2h+h^2-R_2^2+4R_2h-4h^2}=\sqrt{2R_2h-3h^2}. \qquad (16)$$

Если учесть, что $3h^2 \ll 2R_2h$, то получим выражение для определения b в виде

$$b\approx\sqrt{2R_2h}\approx\sqrt{Dh}, \qquad (17)$$

где D – диаметр обрабатываемой детали.

Очевидно, что по сравнению с формулой (6) формула (17) более удобна для вычислений. Поэтому в дальнейшем для расчета b будем использовать эту формулу.

Основываясь на формулах (13) и (17) и приняв, что пятно контакта имеет форму эллипса, его площадь можно записать в виде

$$S_{\text{п.к}}=2\pi h\sqrt{R_1R_2}. \qquad (18)$$

Полученная формула (18) является упрощенной (по сравнению с (8)) формулой для определения площади пятна контакта инструмента и заготовки при ударно-акустической обработке.

Далее необходимо вывести формулы для определения продольной подачи инструмента и частоты вращения заготовки в зависимости от взаимного рас-

положения "лунок"-следов пятна контакта инструмента и заготовки.

При ударно-акустической обработке существует множество вариантов взаимного расположения "лунок", образующихся на обрабатываемой поверхности при ударе инструмента. Их взаимное расположение зависит от подачи в продольном направлении и от частоты вращения заготовки. В качестве примера рассмотрим три основных варианта: когда соседние "лунки" не перекрываются друг другом (рис. 6, *а*), перекрываются на одну вторую (рис. 6, *б*), перекрываются на три четверти (рис. 6, *в*). Обработанная поверхность будет иметь свойства регулярного микрорельефа [1].

Для представленных трех вариантов необходимо вычислить подачу и частоту вращения заготовок. Рассчитав подачу и частоту вращения, необходимо привести их в соответствие с существующими подачами и частотами вращения на токарном станке. Далее, зная при какой частоте вращения и подаче образуется тот или иной вариант взаимного расположения "лунок", можно провести обработку заготовки и выяснить, какой из вариантов больше влияет на повышение антифрикционных свойств детали.

В случае когда "лунки" не перекрывают друг друга, подача равна

$$S = 2a, \tag{19}$$

где a – малый радиус пятна контакта, вычисляемый по формуле (13).

Когда "лунки" перекрывают друг друга на одну вторую, подача равна

$$S = a. \tag{20}$$

При перекрытии "лунок" на три четверти

$$S = a/2. \tag{21}$$

Необходимо вывести общую формулу для определения подачи для всех вариантов взаимного расположения "лунок". Для этого введем коэффициент перекрытия "лунок" $K_п$ в направлении подачи:

$$K_п^s = 1 - S(2a). \tag{22}$$

Данный коэффициент показывает, какая часть "лунки" в направлении подачи перекрывается соседней "лункой". Видно, что для варианта на рис. 6, *а* $K_п^s = 0$, для варианта на рис. 6, *б* $K_п^s = 1/2$; для рис. 6, *в* $K_п^s = 3/4$. Тогда общая формула для определения подачи при разных вариантах расположения "лунок" будет иметь вид:

$$S = 2a(1 - K_п^s). \tag{23}$$

Подставив значение a из формулы (13), получим расчетное значение подачи

$$S_{расч} = 2\sqrt{2R_1 h}(1 - K_п^s). \tag{24}$$

Расчетную величину следует согласовать с фактически имеющимися подачами на станке. И затем, подставив фактическую величину подачи, определим действительный коэффициент перекрытия

$$K_{п.д}^s = 1 - \frac{S_{ст}}{2\sqrt{2R_1 h}}. \tag{25}$$

Таким образом, определена расчетная подача инструмента при всех возможных вариантах взаимного расположения "лунок" в направлении продольной подачи, а также получена формула для определения действительного коэффициента перекрытия в зависимости от имеющихся на станке подач.

Частоту вращения определим для тех же трех вариантов взаимного расположения "лунок" в направлении по окружности поперечного сечения обрабатываемой заготовки. На рис. 7 показаны три варианта взаимного расположения "лунок": без перекрытия (рис. 7, *а*); с перекрытием на одну вторую (рис. 7, *б*); с перекрытием на три четверти (рис. 7, *в*). Из данных схем видно, что заготовка в промежутке между двумя соударениями поворачивается на угол α. Зная этот угол, можно вычислить число "лунок", образующихся за один оборот заготовки. Введем коэффициент перекрытия вдоль окружности $K_п^n$:

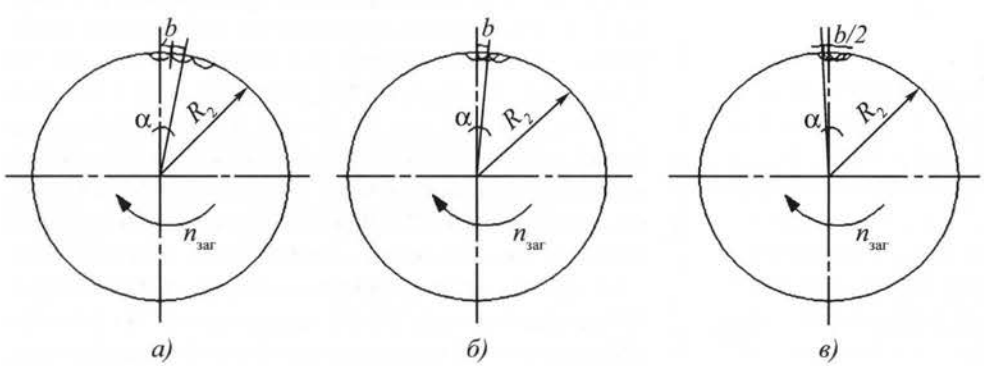


Рис. 7. Расчетные схемы определения частоты вращения заготовки при расположении "лунок":
а – без перекрытия; *б* – перекрытие на половину; *в* – перекрытие на три четверти

$$K_{\text{п}}^{n} = 1 - \frac{R_2 \alpha}{2b}, \qquad (26)$$

где R_2 – радиус заготовки, мм;

α – угол поворота заготовки между двумя соударениями, рад;

b – большой радиус пятна контакта, мм, вычисляемый по формуле (17).

Коэффициент перекрытия показывает, какая часть "лунки" в направлении по длине окружности перекрывается соседней "лункой". Из данной формулы видно, что для варианта на рис. 7, *а* – $K_{\text{п}}^{n} = 0$; для рис. 7, *б* – $K_{\text{п}}^{n} = 1/2$; для рис. 7, *в* – $K_{\text{п}}^{n} = 3/4$.

Выразим из формулы (26) угол α:

$$\alpha = \frac{(1 - K_{\text{п}}^{n})2b}{R_2}. \qquad (27)$$

Число "лунок", образующихся за один оборот заготовки,

$$i = \frac{2\pi}{\alpha} = \frac{2\pi}{\frac{(1 - K_{\text{п}}^{n})2b}{R_2}} = \frac{\pi R_2}{(1 - K_{\text{п}}^{n})b}. \qquad (28)$$

Выразив b из формулы (17), получим выражение

$$i = \frac{\pi\sqrt{\frac{R_2}{2h}}}{1 - K_{\text{п}}^{n}}. \qquad (29)$$

Число "лунок" за один оборот заготовки

$$i = \frac{60f}{n_{\text{заг}}}, \qquad (30)$$

где f – число полных циклов колебаний ультразвукового инструмента за одну секунду, Гц;

$n_{\text{заг}}$ – частота вращения заготовки, об/мин.

Данный параметр i аналогичен параметру $i = n_{\text{дв.х}}/n_{\text{заг}}$, где $n_{\text{дв.х}}$ – число двойных ходов виброголовки, являющемуся одной из основных характеристик регулярного микрорельефа [1].

Приравняв правые части уравнений (29) и (30), получим выражение

$$\frac{60f}{n_{\text{заг}}} = \frac{\pi\sqrt{\frac{R_2}{2h}}}{(1 - K_{\text{п}}^{n})}. \qquad (31)$$

Из выражения (31) можно вычислить расчетную частоту вращения заготовки

$$n_{\text{заг.расч}} = \frac{60f(1 - K_{\text{п}}^{n})\sqrt{\frac{2h}{R_2}}}{\pi}. \qquad (32)$$

Расчетную частоту вращения заготовки необходимо согласовать с имеющимися числами оборотов на токарном станке. Затем, зная реальную частоту вращения заготовки, можно определить действительный коэффициент перекрытия $K_{\text{п.д}}$:

$$K_{\text{п.д}}^{n} = 1 - \frac{n_{\text{ст.}}\pi}{60f}\sqrt{\frac{R_2}{2h}}. \qquad (33)$$

Таким образом, вычислена расчетная величина частоты вращения заготовки для всех возможных вариантов взаимного расположения "лунок", а также получена формула для определения действительного коэффициента перекрытия в зависимости от имеющихся на станке частот вращения.

Согласно источнику [2] были проведены экспериментальные исследования с использованием следующего оборудования и режимов: генератор ультразвуковой УЗГ3-4, технологический модуль с замкнутым силовым контуром на базе преобразователя магнитострикционного ПМС15А-18, токарно-винторезный станок модернизированный 1М63; усилие прижима 100 Н, максимальный размер замыкающего звена 75 мкм, выходная мощность 4 кВт, выходная частота 18 кГц, частота вращения шпинделя 50 об/мин, продольная подача 0,14 мм/об, время обработки (основное) 30 мин, суспензия дисульфида молибдена в керосине (1:7). Определим для данных режимов коэффициенты перекрытий $K_{\text{п}}^{s}$ и $K_{\text{п}}^{n}$, учитывая, что $R_1 = 25$ мм, $R_2 = 3$ мм, $h = 0{,}03$ мм. Дополнительно рассмотрим близкие к осуществленным режимы с подачами $S = 0{,}13$ и 0,15 мм/об и числом оборотов $n = 40$ и 63 об/мин. Результаты расчетов приведены в табл. 1.

Результаты расчетов также можно представить с помощью графика (рис. 8). На данном графике по оси *x* откладывают значения коэффициента перекрытия в направлении подачи, а по оси *y* – значения коэффициента перекрытия по длине окружности. Отмечая действительные значения коэффициентов перекрытий, полученные по результатам расчетов (см. табл. 1), получим точки, которые будут являться результатом комбинаций этих коэффициентов (точки *1–9*). На графике представлена комбинация коэффициентов, полученных для обработки $n = 40$; 50; 63 об/мин; $S = 0{,}13$; 0,14; 0,15 мм/об; $R_1 = 3$ мм, $R_2 = 25$ мм, $h = 0{,}03$ мм, $f = 20$ кГц. Точка *5* графика является комбинацией коэффициентов, полученной при режимах обработки $n = 40$ об/мин, $S = 0{,}14$ мм/об, представленных в [2]. Важной задачей является определение оптимальной комбинации коэффициентов, при которой антифрикционные свойства обрабатываемой детали будут наилучшими. Исследование износостойкости для комбинаций параметров,

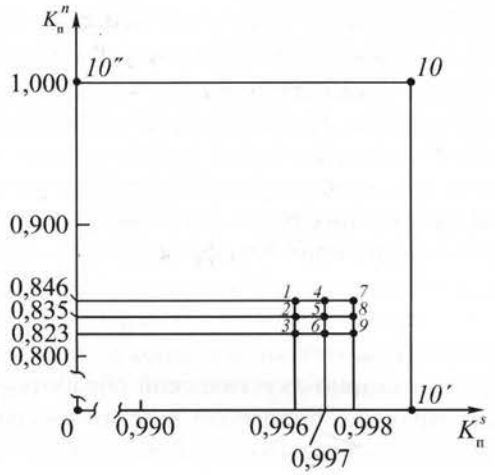


Рис. 8. Взаимозависимость коэффициентов перекрытий в направлении подачи $K_п^s$ и по длине окружности $K_п^n$ по результатам расчетов (см. табл. 1)

соответствующих точкам *1–9*, покажет оптимальную комбинацию.

Точка *10* (см. рис. 8) соответствует коэффициентам $K_п^s = 1$ и $K_п^n = 1$, т.е. $n = 0$ и $S = 0$ – заготовка находится в неподвижном состоянии и не происходит продольной подачи инструмента, удар производится в одну и ту же точку. Можно сказать, что эта точка будет являться граничной точкой процесса ударно-акустической обработки. Другими подобными точками будут являться точки *10′* и *10″*. Точка *10′* – деталь не вращается, а происходит только продольная подача инструмента, а в точке *10″*, наоборот, не происходит продольной подачи, а только вращение заготовки. Коэффициенты $K_п^s$ и $K_п^n$ могут быть отрицательными, т.е. полученные в результате обработки "лунки" не только не перекрываются друг другом, но и между ними образуется некоторый зазор (необработанная поверхность).

Однако следует отметить, что коэффициенты перекрытия не имеют ярко выраженного физического смысла. Поэтому от коэффициента перекрытия необходимо перейти к обратному коэффициенту – коэффициенту обработанности. Коэффициент обработанности в направлении продольной подачи λ_s:

$$\lambda_s = \frac{1}{1 - K_п^s}. \qquad (34)$$

Данный коэффициент показывает, какое количество ударов инструмента в среднем приходится на поверхность детали в продольном направлении.

Расчетное значение подачи

$$S_{расч} = \frac{2\sqrt{2R_1 h}}{\lambda_s}. \qquad (35)$$

Таблица 1

Результаты расчетов коэффициентов перекрытий в направлении подачи и по длине окружности

Параметры	Коэффициент перекрытия	
	в направлении подачи	по длине окружности
Расчетная формула	$K_{п.д}^s = 1 - \frac{S_{ст}}{2\sqrt{2R_1 h}}$	$K_{п.д}^n = 1 - \frac{n_{ст}\pi R_2}{60 f\sqrt{Dh}}$
Подача, мм/об,		
0,13	0,846	–
0,14	0,835	
0,15	0,823	
Частота вращения, об/мин,		
40	–	0,998
50		0,997
63		0,996

Коэффициент обработанности в окружном направлении λ_n будет выражаться формулой

$$\lambda_n = \frac{1}{1 - K_п^n}. \qquad (36)$$

Этот коэффициент отображает количество ударов инструмента, в среднем приходящееся на поверхность детали в окружном направлении.

Расчетное значение частоты вращения заготовки

$$n_{заг.расч} = \frac{60 f\sqrt{\frac{2h}{R_2}}}{\lambda_n \pi}. \qquad (37)$$

Общий коэффициент обработанности можно записать в виде

$$\lambda_{ns} = \lambda_n \lambda_s. \qquad (38)$$

Подставив формулы (34) и (36), можно записать:

$$\lambda_{ns} = \frac{1}{(1 - K_п^s)(1 - K_п^n)}. \qquad (39)$$

Полученный общий коэффициент обработанности будет отражать среднее количество ударов инструмента, приходящееся на единицу поверхности детали.

Проведем расчет коэффициентов обработанности в зависимости от коэффициентов перекрытия, представленных в табл. 1, результаты сведены в табл. 2.

По результатам расчетов построим график, координатами которого будут являться коэффициенты

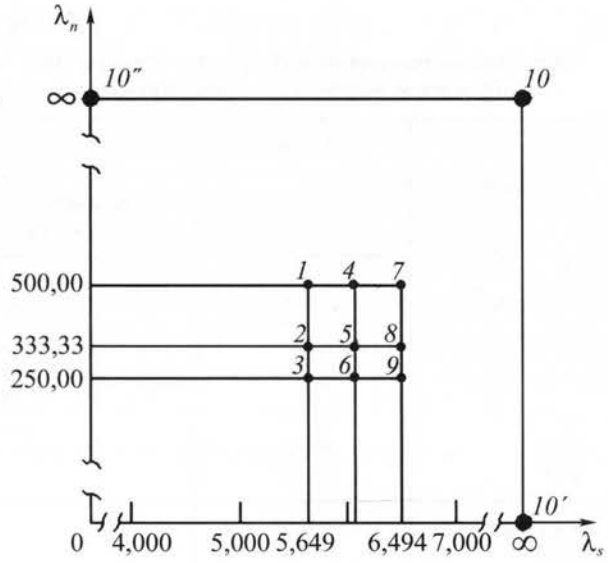


Рис. 9. Взаимозависимость коэффициентов обработанности в направлении подачи λ_s и по длине окружности λ_n

Таблица 2

Результаты расчетов коэффициентов обработанности в направлении подачи и по длине окружности

Параметры	Коэффициент обработанности	
	в направлении подачи	по длине окружности
Расчетная формула	$\lambda_s = \frac{1}{1-K_п^s}$	$\lambda_n = \frac{1}{1-K_п^n}$
Действительный коэффициент перекрытия		
0,846	6,494	–
0,835	6,061	–
0,823	5,649	–
0,998	–	500,00
0,997	–	333,33
0,996	–	250,00

обработанности (рис. 9). Нумерация точек на этом графике соответствует нумерации точек на рис. 7. Так, в точке *10* графика с координатами (∞; ∞) не происходит вращения заготовки, а также продольной подачи инструмента, а производится бесконечное количество ударов в одну и ту же точку. В точке *10′* нет вращения заготовки, а в точке *10″* – продольной подачи инструмента. По результатам исследований [2] на графике отмечена точка *5*. Дальнейшая задача состоит в том, чтобы экспериментально выяснить, в какой из соседних точек достигаются наилучшие результаты повышения антифрикционных свойств.

Таким образом, полученные аналитические зависимости режимов обработки от параметров станка, инструмента и заготовки отражают кинематические зависимости ударно-акустической обработки и позволяют управлять процессом в целях обеспечения наибольшей износостойкости обработанной поверхности при наименьших экономических затратах.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Шнейдер Ю.Г.** Эксплуатационные свойства деталей с регулярным микрорельефом: 2-е изд., перераб. и доп. Л.: Машиностроение, Ленингр. отд-ние, 1982. 248 с.

2. **Телевной А.В., Телевной В.А.** Технологические процессы повышения конструкционной прочности деталей машин: учеб. пос. / Омск: ОмГТУ, 1993. 122 с.

3. **Гаркунов Д.Н.** Триботехника. М.: Машиностроение, 1985. 424 с.

4. **Проников А.С.** Надежность машин. М.: Машиностроение, 1978. 590 с.

5. **Телевной А.В.** Формирование высокопрочных структур в металлах в процессе ударного воздействия сферой с ультразвуковой частотой // Тез. докл. междунар. конф. "Прочность материалов и элементов конструкций при звуковых и ультразвуковых частотах нагружения". Киев, 1984. С. 126–127.

6. **Пинегин С.В.** Контактная прочность и сопротивление качению. М.: Машиностроение, 1969. 242 с.

7. **Сургунт Я.М., Свидерский Э.А., Котиков П.Ф.** К определению площади пятна контакта торового ролика и поверхности // IV Республ. науч.-техн. конф. "Автоматический контроль и управление производственными процессами". Минск, 1983. С. 213.

8. **Дрозд М.С., Матлин М.М., Сидякин Ю.И.** Инженерные расчеты упругопластической контактной деформации. М.: Машиностроение, 1986. 224 с.

9. **Дрозд М.С.** Определение механических свойств металла без разрушения. М.: Металлургия, 1965. 170 с.

10. **Савелов А.А.** Плоские кривые. Систематика, свойства, применение. М., 1960. 293 с.

11. **Гордон В.О., Семенцов-Огиевский М.А.** Курс начертательной геометрии. М.: Наука, 1973. 363 с.

С.П. Кундас *(Международный государственный экологический университет им. А.Д. Сахарова, Минск),*
Д.В. Марковник, Д.Г. Иванов *(Белорусский государственный университет информатики и радиоэлектроники, Минск),*
В.А. Крашанинин, С.А. Ильиных *(Институт металлургии УрО РАН, Екатеринбург)*

Математическая модель процесса поверхностного плазменного упрочнения стальных деталей

Представлена комплексная модель процесса упрочнения стальных деталей при высокоскоростном плазменном нагреве, включающая математическое описание процесса нагрева и охлаждения деталей, а также процесса формирования их напряженно-деформированного состояния. Отличительной особенностью представленной модели является учет при моделировании фазовых превращений и пластических деформаций, что позволяет максимально приблизить результаты моделирования к реальным физическим характеристикам процесса. Предложен алгоритм компьютерной реализации модели, базирующийся на использовании метода конечных элементов.

The complex model of steel parts strengthening at the high-speed plasma heating is presented. Model includes mathematical description of steel parts heating and cooling, and also forming of their stress-strain state. The distinctive feature of the presented model is taking into account under modelling of phase transformations and plastic deformations. It will allow to achieve the maximally adaptation of the simulation results to real physical characteristics of the process. The algorithm of model computer realization, based on the application of final elements method, is offered.

Введение

Плазменное поверхностное упрочнение, как один из методов поверхностной обработки источниками нагрева с высокой плотностью мощности, находит в настоящее время широкое и эффективное применение в условиях мелкосерийного, единичного (в том числе ремонтного), крупносерийного и массового производства. Для генерирования плазмы широко используют плазмотроны с открытой дугой, или прямого действия (положительный заряд подается на упрочняемую деталь), и плазмотроны с закрытой дугой (струей), или косвенного действия (отрицательный и положительный заряды подаются на детали плазмотрона – соответственно катод и анод) [1, 2].

Важной характеристикой рассматриваемого процесса, существенно влияющей на поверхностное упрочнение, является температурное поле. На основе этой характеристики можно определить температуру материала в любой точке зоны термического воздействия в различные моменты времени, скорость нагрева и охлаждения, длительность пребывания нагретого металла в заданном интервале температур в зависимости от параметров режима обработки и теплофизических характеристик обрабатываемого материала.

Особенностью методов поверхностного упрочнения высококонцентрированными источниками нагрева является возможность получения скоростей нагрева и охлаждения материалов, превышающих на несколько порядков значения, характерные для традиционных методов упрочнения (печной закалки, закалки ТВЧ, газопламенной закалки и др.), что способствует получению поверхностных слоев с высоким уровнем эксплуатационных свойств.

В результате многочисленных исследований установлено, что скорость охлаждения поверхностного слоя металла, структура и свойства упрочненной зоны определяются в первую очередь степенью локализации ввода тепла в обрабатываемое изделие (в пятно нагрева) [3]. От этого зависят и такие важные для практики факторы, как остаточные напряжения и деформации, необходимость применения дополнительных охлаждающих сред, производительность обработки, технико-экономические показатели.

Опыт использования плазменного упрочнения показывает, что термический цикл нагрева и охлаждения материалов наиболее удобно регулировать изменением таких параметров процесса, как ток дуги и скорость перемещения плазмотрона при постоянном оптимальном уровне других параметров (расход плазмообра-

зующего газа и охлаждающей воды, расстояние от среза сопла до обрабатываемой поверхности).

Одним из эффективных методов исследования и оптимизации процессов плазменного упрочнения является использование компьютерного моделирования, при котором возможно получение максимального объема информации при минимуме дорогостоящих экспериментальных исследований [4].

Исходя из анализа теплофизических и динамических процессов, имеющих место при плазменном упрочнении стальных деталей, можно предложить общую схему их моделирования, основными этапами которой являются:

1. Разработка математической модели теплопередачи от плазменной струи к обрабатываемым деталям.

2. Разработка математической модели нагрева и охлаждения обрабатываемых деталей с учетом фазовых превращений.

3. Разработка математической модели формирования в деталях полей деформаций, напряжений и распределения твердости.

4. Разработка алгоритмов компьютерной реализации моделей с учетом их взаимодействия и сквозной передачи данных в процессе моделирования.

Приведенный выше алгоритм был реализован применительно к поверхностному упрочнению с использованием плазменного нагрева рабочей поверхности рельс (рис. 1).

Модель теплопередачи от плазменной струи к обрабатываемым деталям

В соответствии с общепринятыми представлениями существует несколько механизмов теплопередачи: теплообмен, конвекция, лучистый теплообмен [5].

Построение математической модели теплопередачи энергии плазменной струи нагреваемому телу сводится к определению граничных условий дифференциального нестационарного уравнения теплопроводности:

$$\rho C\frac{\partial T}{\partial t}+\nabla(k\nabla T)=Q, \qquad (1)$$

где ρ – плотность материала, кг/м^3;

C – коэффициент удельной теплоемкости материала, Дж/(кг·К);

T – температура, К;

t – время, с;

k – коэффициент теплопроводности материала, Вт/(м·К);

Q – мощность источника энергии, Вт/м^3.

Условно определим две составляющие теплового потока на нагреваемую поверхность [6]: входящий тепловой поток q_s, применительно к исследуемому технологическому процессу, отличается способом нагрева и представляет собой мощность теплового потока, обусловленного плазменной струей; тепловой поток, обусловленный потерями энергии поверхностью за счет конвекции q_c и лучистого теплообмена q_r. Действие этой составляющей приводит к охлаждению поверхности.

Таким образом, математическое описание эффектов теплообмена может быть представлено в виде граничного условия Неймана:

$$-k(\vec{n}\nabla T)=q_s-q_c-q_r, \qquad (2)$$

где $\vec{n}$ – вектор нормали к поверхности.

Исходя из закона Ньютона тепловой поток, обусловленный конвекцией через поверхность, может быть представлен в виде

$$q_c=h(T-T_{\text{ср}}), \qquad (3)$$

где h – коэффициент конвективного теплопереноса, Вт/(м^2·К);

$T_{\text{ср}}$ – температура окружающей среды.

В соответствии с законом Стефана–Больцмана лучистый теплообмен с окружающей средой может быть описан как

$$q_r=\varepsilon_e\sigma_{SB}A(T^4-T_{\text{ср}}^4), \qquad (4)$$

где A – площадь поверхности излучающего тела, м^2;

σ_{SB} = 5,66961± 0,00096)·10^{-8} Вт/(м^2·К^4) – постоянная Стефана–Больцмана;

ε_e – коэффициент, характеризующий степень черноты тела.

Распределение теплового потока в плазменной струе зависит от конструкции плазмотрона, электрических параметров, вида плазмообразующего газа и может быть рассчитано или определено экспериментально [7] (рис. 2).

В работе [8] показано, что распределение теплового потока струи в зависимости от радиуса пятна нагрева r можно описать с помощью нормального закона выражением вида:

$$q(r)=\frac{q_0}{2\pi\sigma^2}\exp\left(-\frac{r^2}{2\sigma^2}\right), \qquad (5)$$

где q_0 – максимальная интенсивность теплового потока;

σ – параметр распределения теплового потока, который в общем виде зависит от конкретной плазменной установки и ее технологических параметров.

В случае равномерно движущейся плазменной струи зависимость энергии плазменного источника от координат и времени может быть записана в виде следующей системы:

$$\begin{cases} q(r)=\dfrac{q_0}{2\pi\sigma^2}\exp\left(-\dfrac{r^2}{2\sigma^2}\right), \\ r^2=(x-x_0+\text{v}t)^2+(y-y_0)^2, \end{cases} \qquad (6)$$

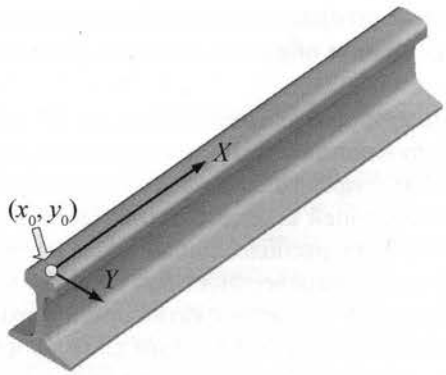


Рис. 1. Модель обрабатываемой детали с указанием направления движения плазмотрона и его начальной точки

где x – ось направления движения плазменной струи;

y – направление, ортогональное x и находящееся в плоскости термообрабатываемой поверхности (см. рис. 2);

x_0 и y_0 – начальные координаты центра плазменной струи;

t – текущее время;

v – скорость движения плазмотрона.

Для определения параметров плазменной струи создана база данных промышленных плазмотронов с их электрическими и конструктивными характеристиками, которая содержит уравнения, аппроксимирующие распределения температуры и тепловой мощности в плазменной струе [9].

Проведенные исследования показали, что разработанная математическая модель с достаточной для практического применения точностью описывает процесс теплопередачи от плазменной струи к поверхности обрабатываемых деталей (нагрев) и между деталью и окружающей средой (охлаждение). Представление в виде граничного условия Неймана эффектов теплообмена позволяет в дальнейшем провести расчет с помощью одного из универсальных методов (метод конечных элементов).

Учет фазовых превращений

При построении математической модели закалки поверхностей стальных деталей, обрабатываемых незагруженной плазменной струей, особое внимание следует обратить на учет фазовых превращений. Фазовый состав стали, из которой изготовлена деталь, в значительной степени определяет ее свойства, в том числе механические и эксплуатационные. При нагреве исходная структура стали претерпевает аустенитное превращение. Особенностью плазменного нагрева является локализация энергии и, как следствие, возможность быстрого нагрева. При этом на завершающей стадии нагрева не обязательно вся деталь достигает аустенитного состояния. Это также актуально вследствие того, что помимо температурных градиентов значительный вклад в *напряженно-деформированное состояние* (НДС) детали при нагреве вносят и фазовые превращения.

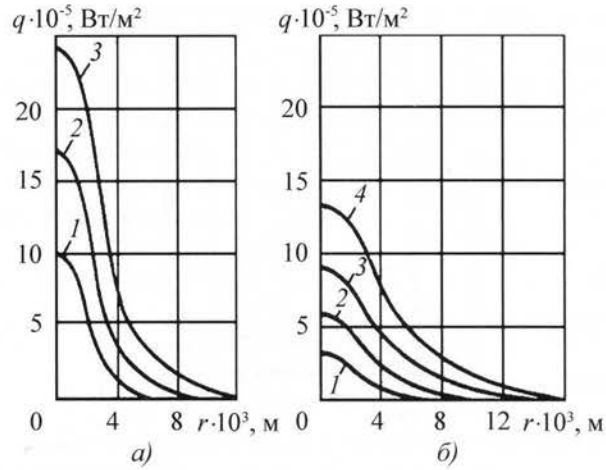


Рис. 2. Распределение плотности теплового пятна q по радиусу нагрева r при использовании в качестве плазмообразующего газа азота (*а*) и аргона (*б*) при различной силе тока:
1 – I = 100 А; *2* – I = 200 А; *3* – I = 300 А; *4* – I = 400 А

Фазовый состав в процессе нагрева определяется следующими факторами: химическим составом стали, скоростью нагрева и начальным фазовым составом стали. Все эти факторы учтены в термокинетических диаграммах нагрева (рис. 3, *а*), которые в зарубежной литературе часто называют кривыми Орлиха [10]. Косые вертикальные черты на диаграмме соответствуют разным скоростям нагрева, кривые линии – началу и концу фазовых превращений.

При расчете фазового состава во время охлаждения можно использовать два вида справочных диаграмм: термокинетические и изотермические диаграммы охлаждения.

Термокинетические диаграммы снимают при непрерывном охлаждении, поэтому они больше подходят для моделирования неизотермических процессов. Однако их практическое применение сопряжено с численными сложностями аппроксимации реальных кривых охлаждения. Более того, применение термокинетических диаграмм для моделирования автоматически сужает область применения модели за счет того, что с их помощью невозможно описать ступенчатую закалку.

Этих недостатков лишены изотермические диаграммы охлаждения (рис. 3, *б*). Изотермическое превращение диффузионного типа достаточно точно описывается с помощью уравнения Аврами–Джонсона–Мела, параметры которого вычисляют на основе самих диаграмм [11, 12].

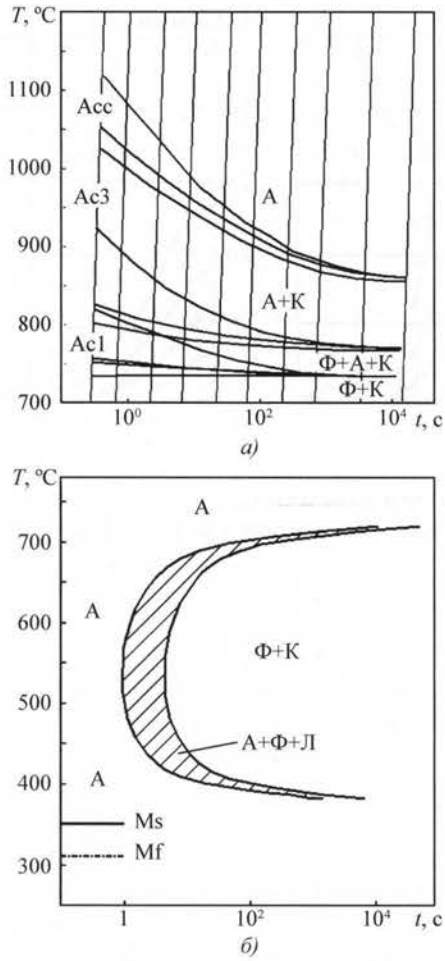


Рис. 3. Диаграммы фазовых превращений:
а – термокинетическая нагрева; *б* – изотермическая охлаждения

Как было показано Канном и Аврами для класса превращений, которые можно называть аддитивными (диффузионное превращение аустенита относится к этому классу), для перехода к неизотермическим условиям может быть применено правило аддитивности (интеграл Шейля). В работе [13] приведен численный алгоритм, адаптирующий интеграл Шейля к условиям расчета.

Мартенситное превращение происходит по достижении точки Ms на изотермических диаграммах, которая соответствует определенной температуре. Температура начала мартенситного превращения определяется в основном содержанием углерода в стали. Для описания этого типа превращения возможно использование уравнения Коиштайнена–Марбургера, которое, однако, не учитывает необратимости этого типа превращения. Для решения этой проблемы авторами использован подход, изложенный в работе [13] и основанный на вычислении эквивалентной скорости образования мартенсита.

Модель напряженно-деформированного состояния обрабатываемых деталей

Механизм формирования напряжений при плазменном упрочнении можно представить следующим образом. После прекращения воздействия плазменной струи с наибольшей скоростью охлаждается внутренний слой металла, расположенный возле нагретого исходного слоя, а приповерхностный слой – с наименьшей скоростью. В процессе сжатия приповерхностный слой воздействует на внутренний слой, формируя в нем сжимающие напряжения, в то время как на поверхности образуются растягивающие напряжения. При этом в поверхностном слое сталей мартенситное превращение происходит в последнюю очередь. Поскольку мартенсит имеет больший объем, то приповерхностный слой в это время за счет фазовых напряжений расширяется и возникают сжимающие напряжения. В результате величина и знак остаточных напряжений зависят от соотношения термических и фазовых напряжений с учетом возможных пластических эффектов. При условии, что термические напряжения больше фазовых, на поверхности формируются растягивающие напряжения, а в обратном случае – сжимающие.

Решающее влияние на значение и характер суммарных напряжений оказывает время перемены знака термических напряжений по отношению ко времени появления структурных превращений. Если структурные превращения произошли до перемены знака термических напряжений, то суммарные напряжения уменьшаются, в противном случае – увеличиваются.

При разработке модели НДС деталей в процессе плазменного упрочнения необходимо определить источники деформаций и соответствующих напряжений в сталях. Деформации в детали в этом случае можно подразделить на два вида [2]:

1) деформации, обусловленные температурным градиентом,

$$\varepsilon^{th} = \alpha\theta^{e}\,[1\ 1\ 1\ 0]^{T}, \qquad (7)$$

где α – температурный коэффициент расширения;

θ^{e} – разность температур в точке расчета по сравнению с 20 °С;

2) деформации, обусловленные различием удельного объема фаз,

$$\varepsilon^{ph} = \frac{1}{3}\frac{\Delta V}{V^{ph}}\mathbf{I}, \qquad (8)$$

где $\frac{\Delta V}{V^{ph}}$ – изменение объема фаз;

I – единичный вектор.

Таким образом, выражение для вектора узловых сил для элемента можно записать в виде

$$f^e = -2\pi \int B^T D(\varepsilon^{th} + \varepsilon^{ph}) r dr dz. \quad (9)$$

Вычисление вектора узловых сил проводится с помощью квадратуры Гаусса второго порядка.

В большинстве промышленных применений плазменного упрочнения напряжения в детали превышают предел упругости, что вызывает пластическое течение материала. В связи с этим важно определить модель поведения стали в терминах теории пластичности. Экспериментальные исследования показывают, что поведение сталей в пластической области (при математическом описании) не зависит от шарового тензора (равномерное, всестороннее сжатие или растяжение), а определяется девиатором напряжений, который характеризует изменение формы элементарного объема [14]. Для этого случая хорошо зарекомендовали себя два критерия перехода в область пластического течения – критерии Треска и фон Мизеса.

В [14] показано, что наиболее приемлемым для сталей является критерий фон Мизеса в сочетании с изотропным упрочнением. При этом закон, описывающий направление пластического течения, является ассоциативным, что подразумевает дифференцирование функции текучести по компонентам напряжения для определения соответствующих пластических деформаций. Гладкость критерия фон Мизеса дает ему дополнительные вычислительные преимущества.

Аналитически критерий фон Мизеса может быть выражен в виде [15]:

$$F(\sigma) = \sqrt{\frac{(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_1 - \sigma_3)^2}{2}} - \sigma_y = 0, \quad (10)$$

где σ_1, σ_2 и σ_3 – главные напряжения тензора напряжений σ;

σ_y – предел текучести, соответствующий одноосному растяжению.

Упрочнение приводит к увеличению σ_y в процессе пластической деформации:

$$\sigma_y(\bar{e}^p) = \sigma_{y0} + H_{iso}\bar{e}^p, \quad (11)$$

где H_{iso} – коэффициент изотропного упрочнения, а $\bar{e}^p$ является нормой накопленных на данном временно́м шаге пластических деформаций и вычисляется в соответствии со следующим выражением:

$$\bar{e}^p = \int_0^t \left(\frac{2}{3}\dot{\varepsilon}^p \dot{\varepsilon}^p\right)^{\frac{1}{2}} dt, \quad (12)$$

где $\dot{\varepsilon}^p$ – тензор скорости пластической деформации.

Применение критерия фон Мизеса позволяет воспользоваться хорошо известной моделью J_2-пластичности совместно с алгоритмом "возвратной карты" ("return map algorithm") [12]. Алгоритм построен следующим образом:

1) Вычисление накопленной деформации на текущем временно́м шаге:

$$\varepsilon_{n+1} = \varepsilon_n + \Delta\varepsilon_n, \quad (13)$$

которая используется для вычисления напряжения

$$\sigma_{n+1}^{TR} = D(\varepsilon_{n+1} - \varepsilon_n^p - \varepsilon_n^{th} - \varepsilon_n^{ph}). \quad (14)$$

2) Оценка критерия текучести в соответствии с выражением (8):

$$F(\sigma_{n+1}^{TR}) = \begin{cases} \le 0, & \text{упругая область,} \\ > 0, & \text{пластическая область.} \end{cases} \quad (15)$$

В том случае, если критерий (15) указывает на упругую область, то текущее значение напряжения σ_{n+1}^{TR} удовлетворяет решению:

$$\sigma_{n+1} = \sigma_{n+1}^{TR}, \ \sigma_y(\bar{e}^p)_{n+1} = \sigma_y(\bar{e}^p)_n. \quad (16)$$

В обратном случае необходимо корректировать напряжение таким образом, чтобы его значение в координатах главных компонент (σ_1, σ_2 и σ_3) находилось на поверхности текучести.

Следует отметить, что в случае использования модели J_2-пластичности для корректировки напряжения удобно воспользоваться итерационным методом Ньютона–Рафсона. Связано это с тем, что тангенциальная (упруго-пластическая) матрица может быть выражена аналитически без применения дискретных аналогов частных производных. Таким образом, итерационный процесс в рассматриваемом случае обладает квадратичной сходимостью и, как показывает практика использования компьютерной реализации, устойчивостью. Рассмотрение вопроса получения тангенциальной матрицы для J_2-пластичности выходит за рамки этой статьи. Подробное изложение этого материала можно найти в соответствующей литературе, например в [16].

Найденная исходя из условия минимизации несовпадения (невязки) по напряжению и накопленной пластической деформации тангенциальная матрица используется при реализации модели с помощью метода конечных элементов в качестве матрицы упругости. Определенные таким образом перемещения подлежат оценке исходя из критерия (10). Итерационный процесс продолжается до достижения установленной точности решения.

После того как решение в терминах перемещений получено, важной задачей является поиск значений

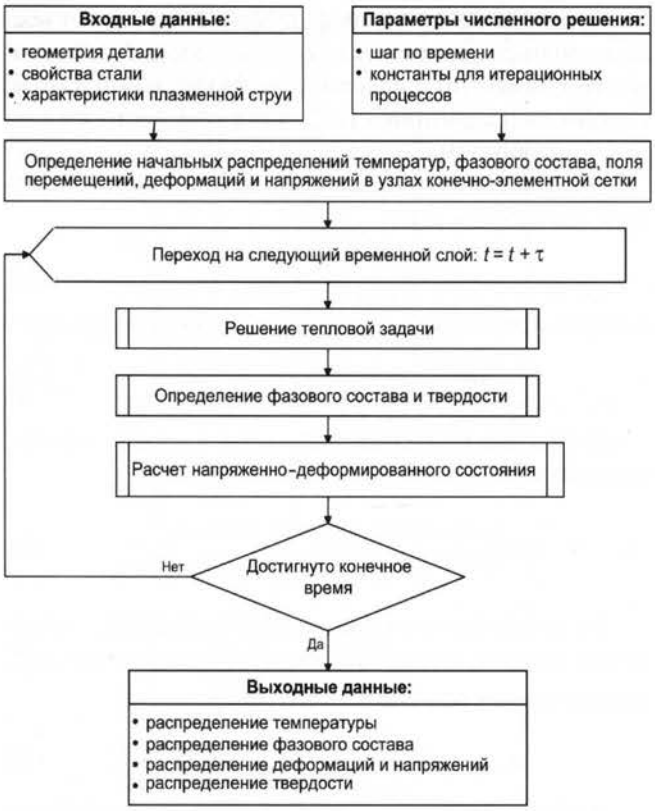


Рис. 4. Структурная схема компьютерной реализации разработанных моделей

тензоров напряжений и деформаций в узлах конечно-элементной сетки. В случае использования модели, учитывающей осевую симметрию геометрии, непосредственное вычисление затруднено, в частности из-за проблем с узлами, находящимися непосредственно на оси симметрии (наличие в матричном операторе перехода от перемещений к деформации посредством деления на радиус). Поэтому наиболее целесообразным является восстановление напряжения в узлах по уже найденным в процессе решения в точках Гаусса.

Логическая схема алгоритма компьютерной реализации комплексной модели теплофизических процессов при плазменном упрочнении представлена на рис. 4.

Заключение

Разработанная математическая модель нагрева и охлаждения стальных деталей при плазменном упрочнении с достаточной точностью формализует физические механизмы теплопередачи между плазменной струей и поверхностью обрабатываемых деталей (нагрев), а также между деталью и окружающей средой (охлаждение). Представление в виде граничного условия Неймана процессов теплообмена позволяет провести численную реализацию модели с помощью одного из универсальных методов (метод конечных элементов). Предложен алгоритм компьютерной реализации модели, базирующийся на использовании метода конечных элементов.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Михайлова О.М.** Технология термической обработки рельсов и деталей колесной пары подвижного состава. Метод. рук. Екатеринбург: МПС РФ. УГАПС, 1997. 48 с.

2. **Лещинский Л.К., Самотугин С.С., Пирч И.И., Комар В.И.** Плазменное поверхностное упрочнение. Киев: Тэхника, 1990. 109 с.

3. **Лащенко Г.И.** Плазменное упрочнение и напыление. Киев: "Екотехнологія", 2003. 64 с.

4. **Кундас С.П., Тонконогов Б.А., Кашко Т.А.** Компьютерное моделирование технологических процессов // Докл. Белорусского гос. ун-та информатики и радиоэлектроники. 2004. № 3(7). С. 38–49.

5. **Юдаев Б.Н.** Теплопередача: учеб. М.: Высш. шк. 1973. 360 с.

6. **Murthy Y.V.L.N., Venkata Rao G., Krishna P.** Iyer Numerical Simulation of welding and quenching processes using transient thermal and thermo-elasto-plastic formulations // Computers & Structures. 1996. Vol. 60. No. 1. P. 131–154.

7. **Компьютерное** моделирование процессов плазменного напыления покрытий / С.П. Кундас, А.П. Достанко, А.Ф. Ильющенко и др. Минск: Бестпринт, 1998. 212 с.

8. **Tsai N.S. and Eagar T.W.** Distribution of the heat and current fluxes in gas tungsten arc // Metall. Trans. B. 1985. 16B. P. 841–846.

9. **Процессы** плазменного нанесения покрытий: теория и практика / А.Ф. Ильющенко, С.П. Кундас, А.П. Достанко и др. Под общ. ред. А.П. Достанко, П.А. Витязя. Минск: Научный центр исследований политики и бизнеса "Армита", 1999. 544 с.

10. **Durban C., Durand D., Chevre P.** Determination of Austenitic Transformation During Fast Heat Treatment // Proc. of the 17th Conf. "Heat Treating", 1997. P. 671–676.

11. **Математическое** моделирование индукционной закалки с применением метода конечных элементов / С.П. Кундас, И.А. Гишкелюк, Д.Г. Иванов и др. // Сб. матер. конф. "Актуальные проблемы теории и практики индукционного нагрева". С.-Петербург, 2005. С. 292–299.

12. **Кундас С.П.** Компьютерное моделирование процессов термической обработки сталей. Минск: Бестпринт, 2005. 313 с.

13. **Hoemberg D.** A numerical simulation of the jominy end-quenched test // Acta mater. 1996. Vol. 44. No. 11. P. 4375–4385.

14. **Plasticity** of Metals: Experiments, Models, Computation / Edited by E. Steck, R. Ritter, U. Peil, A. Ziegenbein. Collaborative Research Centres. Wiley-VCH Verlag GmbH, 2001.

15. **Работнов Ю.Н.** Механика деформируемого твердого тела. М.: Наука, 1979. 744 с.

16. **Zienkiewicz O.C., Taylor R.L.** The Finite Element Method. Vol. 2: Solid mechanics, 5th Edition / Butterworth/Heinemann, 2000. 476 p.

УДК 621.961:669.14.018.8

А.Н. Тарасов, Н.Р. Павловский *(ОКБ "Факел", Калининград),*
Г.Д. Ткачевская *(Санкт-Петербургский институт машиностроения)*

Карбонитрирование формообразующего инструмента в порошковых смесях на неспециализированном оборудовании

Разработаны новые технологии карбонитрирования мелкоразмерных пресс-форм, штампов, пуансонов из теплостойких сталей типа 4Х5МФС и 4Х3ВМФ в порошковых смесях на основе древесного угля с активаторами. Изучена особенность формирования диффузионных слоев при двухступенчатом нагреве в малоэнергоемких электропечах с "горячей" вакуумной ретортой. Показана эффективность использования предложенных процессов в мелкосерийном производстве предприятий приборостроения, электротехники и на малых ремонтных предприятиях различного профиля.

New technologies of carbonitration fine-sized compression moulds, dies, punches in powder mixes on the basis of charcoal with activators are developed. Feature of formation diffusion layers is studied at two-level heating in lowpowerful electric furnaces with a "hot" vacuum retort. Efficiency of use of the offered processes in small-scale manufactures of the enterprises of instrument making, electrotechnical factorys and on small repair shops of a various profile is shown.

Процессы химико-термической обработки, связанные с одновременным диффузионным насыщением поверхности инструмента и оснастки из легированных теплостойких сталей в порошковых смесях на основе древесного угля и азотсодержащих солей и соединений, проводимые в интервалах температур 540...560 °С, в настоящее время находят применение в различных отраслях для повышения износостойкости и ресурса работы [1–4]. Несмотря на проведение процессов оксиазотирования, карбонитрооксидирования, никотрирования преимущественно в условиях серийного производства (в специализированных газовых агрегатах и расплавах солей) простейшим и доступным способом азотонауглероживания деталей в условиях малых ремонтных, опытных производствах, в легкой промышленности, судостроении, наиболее экономически целесообразной является обработка с применением составов на основе древесных активированных углей и активизирующих добавок карбамида, трилона-Б, триэтаноламина [4–6]. В ОКБ "Факел" (Калининград) проведен ряд опытов и исследований по разработке новых составов и технологий карбонитрирования, позволяющих существенно ускорить процессы формирования износостойких слоев на малогабаритном инструменте и оснастке из теплостойких сталей, улучшить экологию процессов с использованием малоэнергоемкого неспециализированного оборудования.

Для изготовления мелкоразмерных пуансонов, матриц, пресс-форм и образцов для металлографического анализа, определения прочностных характеристик при растяжении, ударном изгибе применяли кованые прутки сталей 4Х5МФС, 4Х3ВМФ производства Санкт-Петербургского Обуховского завода. Карбонитрирование по двухступенчатым режимам проводили с упаковкой деталей и образцов в контейнеры с древесно-угольными порошковыми и гранулированными смесями, содержащими до 30...35 % мас. активаторов карбамида $(NH_2)_2CO$ и трилона-Б $(C_{10}H_8O_{10})Na_2N_2$. Детали помещали в реторты вакуумных малоэнергоемких печей СНОЛ-1,6.2,5.1/9И2 и вертикальных СШОЛ-ВНЦ, оснащенных одним плунжерным насосом, обеспечивающим вакуум в реторте в пределах 50...100 Па. В табл. 1 приведены составы порошковых смесей и режимы обработки при проведении опытов.

Выбор составов порошковых древесно-угольных смесей и условий карбонитрирования проведен на основании нескольких предпосылок. Количество азотоуглеродосодержащих активаторов карбамида и трилона-Б на первой ступени обеспечивало высокий потенциал среды по азоту и углероду в присутствии натрия в интервале температур 620...660 °С при прогреве и изотермической выдержке обрабатываемых деталей в течение 4...6 ч при диссоциации по реакциям:

карбамида

$$(NH_2)_2CO \rightarrow NH_3 + CO + 0{,}5H_2$$

Таблица 1

Режимы карбонитрирования теплостойких сталей

Марка стали (вид образцов)	Состав смеси, % мас.	Температура T, °С	Время выдержки τ, ч	Охлаждающая среда при закалке	Потенциал среды, %		Режим отпуска (температура и время выдержки)
					C	N	
4Х5МФС (толкатели, колонки литьевых машин)	Карбамид . . . . . 35 Трилон-Б . . . . . 35 Уголь березовый толченый . . . . . Остальное	600...640*/940...980	4,0...6,0/0,3...0,4	Масло машинное (20...70 °С) или азот жидкий (–196 °С)	1,20...1,24	0,37...0,41	560...580 °С, 2...3 ч
4Х3ВМФ (матрицы, пуансоны гибочные)	Карбамид . . . . . 30 Трилон-Б . . . . . 30 Отработанный древесно-угольный карбюризатор . . . Остальное	600...660/960...980	4,5...5,0/0,2...0,3		1,12...1,17	0,32...0,35	350...375 °С, 3...4 ч

*В числителе указано значение параметра при подогреве, в знаменателе – при закалке.

Примечание. Потенциал определяли по содержанию углерода в фольге 0,1 после сквозного карбонитрирования при 600...660 °С.

и трилона-Б

$$(C_{10}H_8O_{10})Na_2N_2 \rightarrow 9CO + N_2 + Na_2O + 2H_2 + CH_4.$$

Нагрев в вакууме на обеих ступенях обработки позволил ускорить диффузионные процессы насыщения азотом на первой и углеродом на второй ступени после истощения смеси по азоту, одновременно улучшая экологию процесса посредством эвакуации газовых продуктов за пределы рабочей зоны обслуживания. Кратковременный нагрев на второй высокотемпературной ступени при 940...980 °С (достаточный для прогрева сердцевины) не вызвал образования в поверхностной зоне крупноглобулярных карбидов и формирования зоны внутреннего окисления на поверхности изделий, приводящих к снижению ударной вязкости основы и слоя. Условия охлаждения при закалке от температур второй ступени карбонитрирования и температуры отпуска выбирали с учетом назначения и условий эксплуатации инструмента при оптимальной твердости и износостойкости диффузионных слоев.

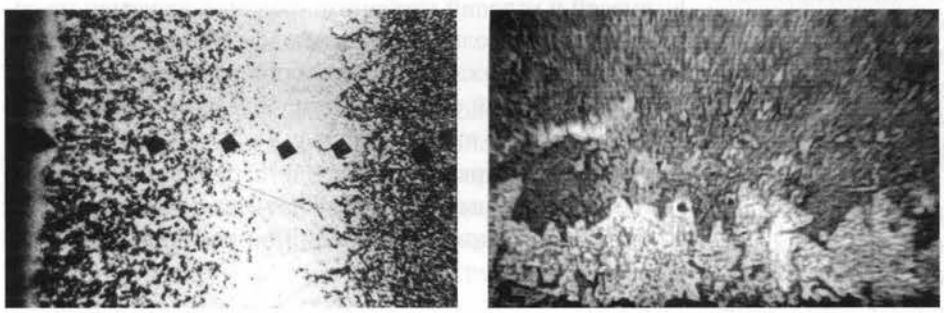
Исследование структуры проводили на микроскопах ММР-4 и "Неофот" с цифровыми фотоприставками. Микротвердость измеряли на приборах ПМТ-3, механические свойства определяли с использованием разрывной машины Р-5 и копра КМ-25.

На рис. 1 показаны микроструктуры сталей при карбонитрировании по различным режимам.

Кроме металлографического анализа и измерения механических свойств образцов и деталей проводили коррозионные испытания в атмосфере при 98 % влажности над 10%-ным водным раствором хлористого натрия при выдержке в течение 288 ч. Термостойкость оценивали при многократном охлаждении карбонитрированных сталей от температур 660...680 °С с охлаждением в воде, а красностойкость (теплостойкость слоя и основы) определяли измерением твердости HRC после выдержки при 620 °С в течение 4 ч с охлаждением образцов на воздухе.

На рис. 2 и 3 приведены результаты послойного измерения микротвердости диффузионных слоев сталей 4Х5МФС и 4Х3ВМФ при карбонитрировании с различными режимами и по технологическим схемам закалки и отпуска.

В табл. 2 приведены результаты измерения параметров диффузионных слоев сталей 4Х5МФС и 4Х3ВМФ после карбонитрирования в древесно-



а) *б)*

Рис. 1. Микроструктура (×150) стали 4Х5МФС (*а*) и стали 4Х3ВМФ (*б*) (цветовое травление), карбонитрирование (640 °С, 4 ч, подъем до 980 °С, 0,2 ч, охлаждение – масло, отпуск при 560 °С, 2 ч)

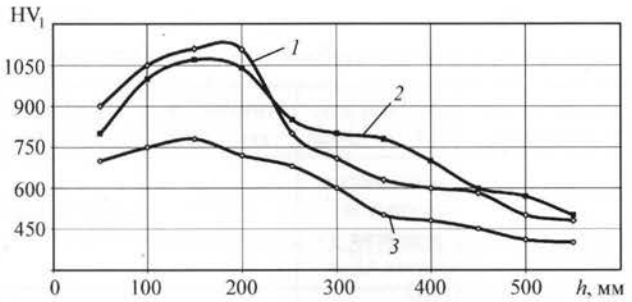


Рис. 2. Изменение твердости HV_1 по толщине диффузионных слоев *h* сталей 4Х3ВМФ (*1*) и 4Х5МФС (*2*) при карбонитрировании при 620 °С в течение 6 ч без последующей закалки (исходное состояние сталей – отжиг)

угольных активированных порошковых смесях (см. табл. 1) с нагревом в вакуумных контейнерах малоэнергоемких электропечей.

Как показали результаты исследований, при карбонитрировании теплостойких штамповых сталей в порошковых древесно-угольных смесях с высоким содержанием активаторов, азотоуглеродосодержащих компонентов карбамида и трилона-Б на первой стадии протекает ускоренное диффузионное насыщение азотом и менее активно – углеродом с образованием слоев и фаз. В интервале температур 620...660 °С скорость формирования слоев достигает 0,05...0,07 мм/ч. На второй ступени протекает преимущественно диффузия углерода из обедненной азотом среды сначала неизотермически при подъеме температуры до 940...980 °С, затем при кратковременной выдержке 20...45 мин. При этом не наблюдается укрупнения, коагуляции и сращивания карбидов в диффузионном слое, характерных для высокотемпературной нитроцементации теплостойких сталей в активированных древесно-угольных карбюризаторах, содержащих меньшее количество идентичных активаторов.

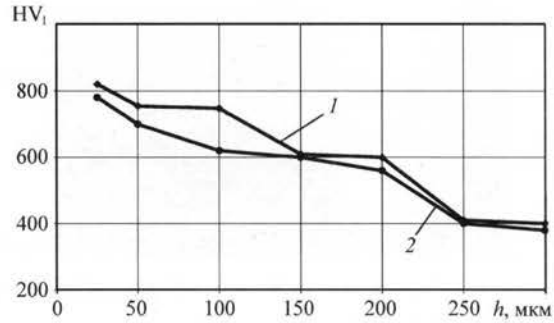


Рис. 3. Микротвердость HV_1 слоев карбонитрированной стали 4Х5МФС после нагрева при 660 °С в течение 5 ч подъема температуры до 980 °С (30 мин), охлаждения в масле (*1*) и жидком азоте (*2*), отпуске при 350 °С (2 ч) и после испытаний на красностойкость (620 °С, 4 ч (*3*), закалка в масле)

В результате формирования диффузионных слоев с минимальным внутренним окислением и отсутствием крупноглобулярных карбидов в приповерхностной зоне наблюдается повышение прочности при растяжении и термостойкости. На рис. 4 показана микроструктура и характер излома карбонитрированных образцов после обработки по разным режимам.

При производственных испытаниях мелкоразмерных пресс-форм, литейных форм, знаков, толкателей из сталей 4Х5МФС и 4Х3ВМФ после ступенчатого карбонитрирования, закалки и отпуска, при литье алюминиевых сплавов (силуминов) установлено, что инструмент и оснастка имеют износостойкость в 1,3...1,5 раза выше, чем после длительного никотрирования, оксинитрирования как заключительной упрочняющей химико-термической обработки в газовых атмосферах (табл. 3).

Фильеры для волочения капиллярных трубок и пресс-формы формирования полимеров и пресс-порошков после карбонитрирования имели износостойкость в 1,7...1,8 раза выше, чем после высокотемпера-

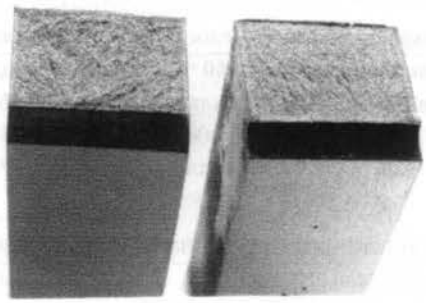
Таблица 2

Свойства карбонитрированных сталей

Сталь	Режим карбонитрирования	Толщина слоя, мкм	Содержание элемента в слое толщиной 80 мкм, %		Микротвердость, HV_1	Прочность $\sigma_в$, МПа	Ударная вязкость, Дж/см^2	Коррозионная стойкость, балл (по ГОСТ 9.904–82)	Красностойкость, HRC
			C	N					
4Х5МФС	1) 640 °С, 6 ч; 2) 940 °С, 0,3 ч (охлаждение в масле)	450...580	1,23	0,31	1045...1060	1440...1470	29...30	2–3	45...43
4Х3ВМФ	1) 620 °С, 5 ч; 2) 980 °С, 0,2 ч (охлаждение в азоте при –196 °С)	360...410	1,19	0,34	1030...1090	1480...1490	25...27	3–4	44...46

Примечание. Микротвердость в зоне карбонитридных фаз $(Fe, Cr)_3CN$, $(Fe, Cr)_7CN_3$ измеряли при нагрузке 1 Н.

а)



4Х3ВМФ 4Х5МФС

б)

Рис. 4. Микроструктура (×100) диффузионного слоя на стали 4Х5МФС (*а*) и характер излома (×1,8) ударных образцов из сталей 4Х3ВМФ и 4Х5МФС, (*б*) после карбонитрирования (620 °С, 5 ч, подъем до 980 °С, 0,2 ч, закалка в масле, отпуск 350 °С, 2 ч)

турной цементации, карбидизации при 940...960 °С в течение 3...5 ч с закалкой от температур химико-термической обработки в древесно-угольных активированных смесях [5].

Увеличение износостойкости и разгаростойкости при циклическом нагреве и охлаждении литейной формы связано с формированием многослойных диффузионных слоев: на первой стадии в условиях повышенного азотного потенциала с образованием карбонитридных ε- и γ-фаз, а на второй стадии – карбонитридов цементитного типа и сложных карбонитридов, содержащих молибден, ванадий, вольфрам в поверхностной зоне и расположенных в высокопрочной легированной матрице.

Разработанные на основе проведенных исследований технологии вакуумного карбонитрирования инструмента и оснастки из теплостойких сталей 4Х5МФС, 4Х3ВМФ характеризуются следующими особенностями:

• ступенчатое карбонитрирование является основной упрочняющей термической обработкой одновременно для основного металла и рабочих поверхностей, что позволяет существенно снизить трудоемкость, время и энергоемкость упрочняющей химико-термической обработки;

• применяемые для карбонитрирования порошковые древесно-угольные смеси, содержащие древесный уголь, карбамид, трилон-Б, просты в приготовлении, не содержат дефицитных компонентов; причем в условиях вакуумного нагрева обеспечивается экологическая чистота процессов;

• технологии универсальны, применимы в условиях малых, ремонтных и мелкосерийных производств и предприятий для деталей, оснастки, инструмента не только из теплостойких сталей, но также легированных сталей различных классов и позволяют существенно повысить эксплуатационные свойства – износостойкость, контактную прочность, коррозионную стойкость при минимальных затратах на химико-термическую обработку.

Таблица 3

Результаты испытаний карбонитрированного инструмента

Инструмент, материал	Контактирующий материал	Износостойкость, шт	Характер изнашивания
Литейные формы из стали 4Х5МФС	Литье шестигранных заглушек из сплава АЛ-9	16450 / 12100	Сетка трещин разгара
Штоки литьевых машин из стали 4Х3ВМФ	Запрессовка заправочных горловин, пластмассы	125600 / 97400	Потеря геометрии сферического торца
Ножи-ворошители шликерные из стали 4Х3ВМФ	Шаровое смешивание керамической массы ВК-94-1	1400 / 5120	Износ выше 0,8 мм по лезвию ножа

Примечание. В числителе указана износостойкость после карбонитрирования, а в знаменателе – после высокотемпературной нитроцементации в процессе нагрева для закалки [5].

ЛИТЕРАТУРА

1. **Бабул Т.Д., Кучариева Т.Г., Наконечный А.** Влияние исходной структуры инструментальных сталей на толщину и твердость слоев, полученных в результате карбонитрирования // МиТОМ. 2004. № 7. С. 17–20.

2. **Четтерджи-Фишер Р., Эйзелл Ф.-В.** Азотирование и карбонитрирование / Пер. с нем. под ред. А.В. Супова. М.: Металлургия, 1990. 280 с.

3. **Brik P.** Betrachtungen zur Auswirkung von Oxiddiskschichten auf Wirkungsintensivitat bei Nitrieren und Nitrocarbonitrieren // ZWF. Bd 78. 1988. No 3. S. 147–148.

4. **Тарасов А.Н., Тилипалов В.Н.** Никотрирование деталей из высокохромистых сталей в активированных древесно-угольных смесях // Вестник машиностроения. 2006. № 6. С. 58–62.

5. **Способы** химико-термической обработки и составы смесей для упрочнения стальных деталей, оснастки и инструмента / А.Н. Тарасов, В.Н. Тилипалов и др. // Изобретатели машиностроения. 2006. № 1. С. 10–11.

6. **Пат. РФ 2256706, МКИ. С 21 Д 6/00, С 23 С 8/32.** Способ изготовления деталей из мартенситостареющих сталей. БИ № 20. 2005 // Тарасов А.Н. и др.

УДК 621.923:536.24

М.Л. Хейфец, Н.Л. Грецкий *(Полоцкий государственный университет, Новополоцк, Беларусь),*
Л.М. Кожуро *(Белорусский государственный аграрный технический университет, Минск, Беларусь)*

Электромеханика импульсных процессов наплавки покрытий ферромагнитными порошками

Предложена электрическая схема подключения установки для упрочнения деталей, позволяющая исследовать влияние фазового угла смещения (между напряжением, питающим электромагнитную катушку, и напряжением, питающим сварочный трансформатор) на стабильность формирования покрытий ферропорошками в электромагнитном поле. Рассмотрены технологии упрочнения и конструкции полюсных наконечников, позволяющие повысить качество покрытий, формируемых ферромагнитными порошками. Установлено, что наиболее благоприятные условия для максимального переноса ферропорошка на поверхность детали и очистки рабочего зазора от продуктов эрозии и частиц зерен ферропорошка, не участвовавших в разрядах, складываются под действием вибрации полюсного наконечника, когда частота и фаза следования импульсов напряжений в цепях технологического тока и электромагнитной катушки совпадают.

The electric circuit connection of installation for strengthening the details is offered, allowing to investigate influence of a phase corner of displacement (between the pressure having the electromagnetic coil and the pressure having the welding transformer) on stability of formation of coatings Fe-powder in an electromagnetic field. Technologies of strengthening and design of the polar tips are considered, allowing to raise quality of coatings formed by ferromagnetic powders. It is established, that optimum conditions for the maximal carry Fe-powder on a surface of a detail and clearing of a working backlash of products of erosion and particles of grains Fe-powder not participating in categories develop under action of vibration of a polar tip when frequency and a phase of following of pulses of pressure in circuits of a technological current and the electromagnetic coil coincide.

Введение

Повышение надежности и долговечности деталей машин во многом определяется состоянием их поверхностного слоя [1]. Основными причинами потери работоспособности узлов и механизмов являются изнашивание и усталостные поломки деталей, их разрушение вследствие ползучести, коррозия, эрозия в различных средах, кавитационное разрушение и сочетания этих причин [1, 2].

Свыше 80 % отказов обусловлено процессами изнашивания или комплексными причинами, в которых изнашивание играет доминирующую роль. Износ деталей [2, 3] различных групп по элементам составляет: 52 % – цилиндрические поверхности; 3 % – конические и сферические; 1 % – плоские; 1 % – профильные и фасонные; 2 % – зубья и шестерни; 3 % – шлицы; 5 % – пазы; 10 % – резьбы. Причем 13 % поверхностей имеют нарушение макрогеометрии и формы; трещины и изломы обнаружены у 9 % деталей. Поэтому актуальными являются как разработка новых, так и совершенствование известных методов восстановления деталей машин.

При восстановлении поверхностей деталей машин используют различные способы нанесения покрытий, позволяющие получить поверхность с требуемыми химическим составом, высокой твердостью и износостойкостью. Наиболее перспективными являются электрофизические методы, использующие энергию электромагнитного поля. Одним из таких ресурсосберегающих методов упрочнения и восстановления является электромагнитная наплавка [3, 4].

Электромеханика импульсных процессов электромагнитной наплавки

Существуют различные устройства для реализации процесса электромагнитной наплавки. Наиболее просты однополюсные и двухполюсные установки для упрочнения деталей в электромагнитном поле [4]. При упрочнении на двухполюсной установке деталь располагается между двумя торцами сердечников электромагнита, имеющими разноименную магнитную полярность, а при упрочнении на однополюсной установке – вблизи одного торца сердечника электромагнита. Процесс упрочнения в большинстве случаев имеет низкую стабильность, обусловленную тем, что в рабочих зазорах часто происходит спекание массы ферропорошка и источник технологического тока переходит в режим короткого замыкания.

Для повышения стабильности нанесения покрытий в электромагнитном поле разработана установка,

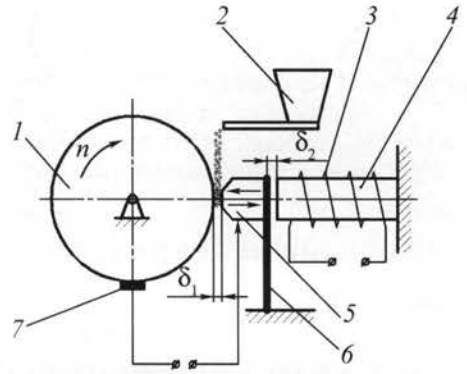


Рис. 1. Схема упрочнения поверхности вращения детали ферропорошками в пульсирующем магнитном поле при вибрации полюсного наконечника:
1 – деталь; *2* – дозирующее устройство; *3* – электромагнитная катушка; *4* – сердечник; *5* – полюсный наконечник; *6* – пластинчатая пружина; *7* – скользящий контакт

позволяющая реализовать импульсное механическое воздействие полюсного наконечника на формируемый участок покрытия (рис. 1).

Деталь *1* помещают с некоторым зазором δ_1 вблизи полюсного наконечника *5*, который укреплен на пластинчатой пружине *6*. Между полюсным наконечником и сердечником *4* электромагнита имеется воздушный промежуток δ_2. Деталь через скользящий контакт *7* подключают к отрицательному, а наконечник – к положительному полюсу источника технологического тока. В качестве источника тока может использоваться один из типов сварочных трансформаторов с выпрямляющим устройством, обеспечивающим однополупериодное выпрямление напряжения в его вторичной цепи. Электромагнитная катушка *3* питается выпрямленным по однополупериодной схеме током от промышленной сети. При вращении детали с частотой *n* в рабочий зазор из бункерного дозирующего устройства *2* с определенным расходом непрерывно подают ферромагнитный порошок.

Ориентируясь в зазоре вдоль магнитных силовых линий, зерна ферропорошка образуют множество токопроводящих цепочек, замыкающих электрическую цепь между сердечниками и деталью. Под действием электрического тока в результате происходящих разрядов часть материала ферропорошка переносится на упрочняемую поверхность.

Для улучшения качества упрочненного слоя предложены устройства, обеспечивающие совмещение процесса упрочнения деталей ферропорошками в электромагнитном поле с поверхностным пластическим деформированием [2, 4].

Повышение качества формирования покрытий в электромагнитном поле обеспечивают установки, реализующие кроме возвратно-поступательного движения полюсного наконечника его вращение (рис. 2). Дополнительное вращение полюсного наконечника способствует очистке рабочего зазора от частиц ферропорошка, не участвовавшего в предыдущих разрядах, и от продуктов эрозии в твердой фазе, что повышает стабильность образования токопроводящих цепочек, увеличению переноса капель расплава порошка на поверхность детали, повышению стойкости полюсного наконечника.

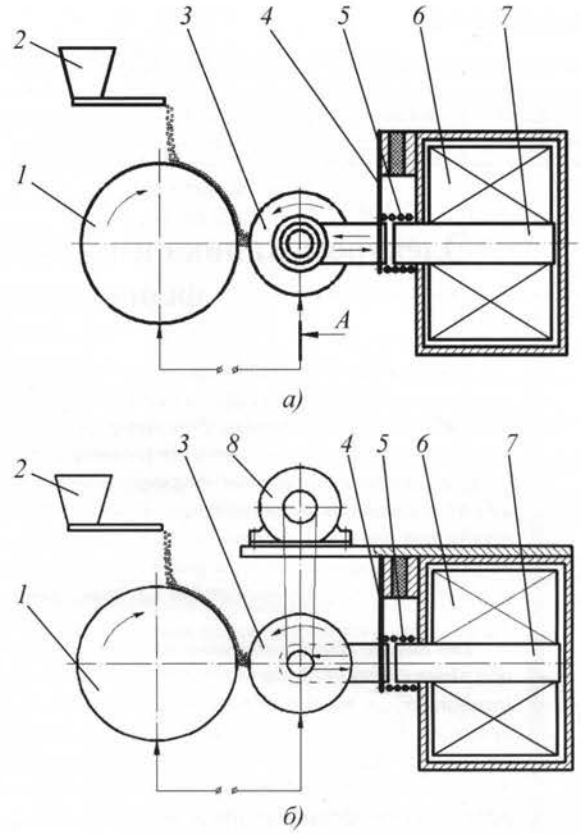


Рис. 2. Устройство с осциллирующим самовращающимся (*а*) и принудительно вращающимся (*б*) наконечником:
1 – обрабатываемая деталь; *2* – дозирующее устройство; *3* – полюсный наконечник; *4* – гибкая металлическая пластина; *5* – пружина; *6* – электромагнитная катушка; *7* – сердечник; *8* – электродвигатель

Перемещение рабочей поверхности полюсного наконечника может быть как результатом его вращения при импульсном трибомеханическом взаимодействии с формируемым участком покрытия (рис. 2, *а*), так и принудительным при использовании привода от электродвигателя (рис. 2, *б*).

Принудительное вращение при проскальзывании поверхности заготовки относительно поверхности полюсного наконечника в момент импульсного механического воздействия на формируемый участок покрытия обеспечивает сглаживание его неровностей. Для устройств, реализующих импульсное механиче-

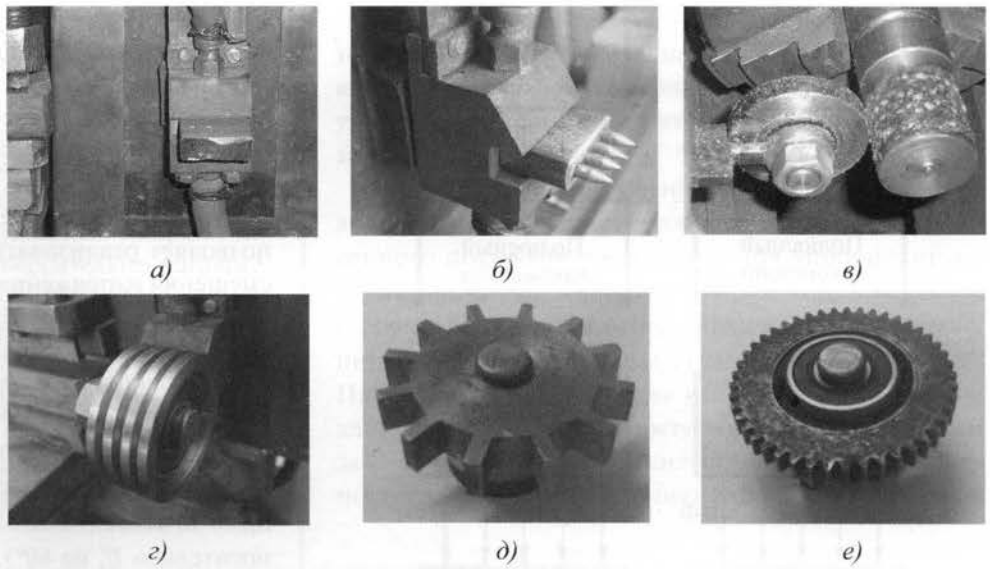


Рис. 3. Конструкции полюсных наконечников:
а, б – для устройств, не реализующих вращение; *в, г* – реализующих самовращение; *д, е* – принудительное вращение

ское воздействие полюсного наконечника без его вращения, применяют наконечники призматической формы (рис. 3, *а*, *б*). В оборудовании, обеспечивающем кроме импульсного механического воздействия полюсного наконечника дополнительное его самовращение, используют наконечники цилиндрической формы (рис. 3, *в*, *г*), в том числе и с прерывистой рабочей поверхностью (рис. 3, *д*, *е*). Для установок, позволяющих кроме импульсного механического воздействия наконечника осуществлять его принудительное вращение, применяют наконечники цилиндрической формы (рис. 3, *в*, *г*).

Выступы и пазы на рабочей поверхности полюсного наконечника способствуют концентрации магнитного потока и энергии разрядного тока. Гладкая поверхность полюсного наконечника в конструкции с принудительным вращением обеспечивает увеличение сплошности наносимого покрытия за счет сглаживания выступов на его поверхности. Поперечные пазы увеличивают количество ферропоршка, транспортируемого и удерживаемого в рабочем зазоре, что повышает толщину наносимого покрытия. Продольные пазы на поверхности вращающегося наконечника способствуют концентрации магнитного потока, повышают количество порошка, удерживаемого в рабочем зазоре, увеличивают концентрацию энергии разрядного тока, способствуют повышению производительности, стабильности процесса расплавления порошка и последующего переноса капель расплава на поверхность детали.

Для повышения стойкости полюсного наконечника и качества формирования покрытий в электромагнитном поле необходимо учитывать направление электрического тока и магнитной индукции (рис. 4), а также фазовые сдвиги напряжений, питающих электромагнитную катушку и сварочный трансформатор.

Наибольший перенос порошка и производительность процесса [4] обеспечиваются при подключении установки по схеме, согласно которой электрический ток и магнитная индукция имеют направление от полюсного наконечника к детали (рис. 4, *б*).

Высокая стабильность процесса переноса капель расплава ферропорошка на формируемый участок покрытия достигается в случае, когда после завершения электрических разрядов магнитная индукция в рабочем зазоре имеет минимально возможное значение, так как создаются наиболее благоприятные условия для очистки рабочего зазора под действием вибрации и вращения полюсного наконечника от продуктов эрозии в твердой фазе и от части зерен ферропорошка, не участвовавших в разрядах. Повысить производительность упрочнения и качество покрытия можно в случае, когда магнитная индукция будет уменьшаться от момента начала к моменту завершения электрических разрядов. Электрические разряды должны завершаться к моменту начала импульсного механического воздействия полюсного наконечника на формируемый участок поверхности детали. Максимальная магнитная индукция должна быть близка к значению, при котором наблюдается наибольший перенос материала ферропорошка.

Оборудование для электромагнитного упрочнения

Для изучения влияния фазового угла смещения между напряжением U_k, питающим электромагнитную катушку для создания вибрации полюсного наконечника и переменного магнитного потока, и напряжением U_t, питающим сварочный трансформатор, предло-

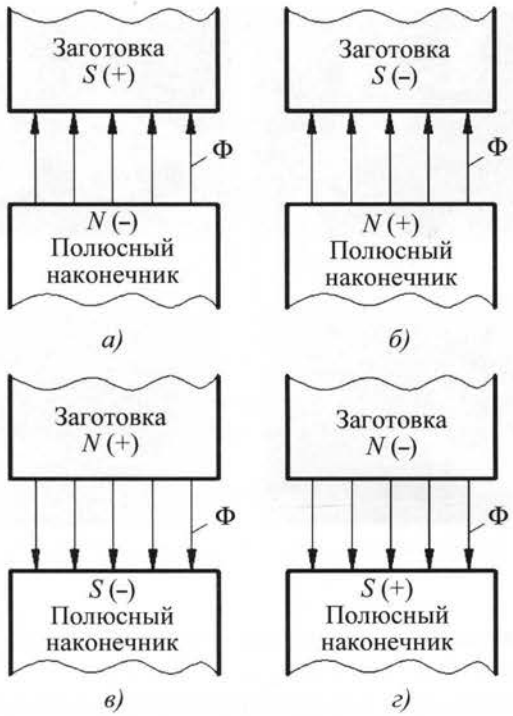


Рис. 4. Схемы взаимного расположения детали и полюсного наконечника при электромагнитном упрочнении:
N, *S* – магнитная полярность, (+), (–) – электрическая полярность; Ф – поток магнитной индукции

жена принципиальная электрическая схема (рис. 5). Источником технологического тока служит сварочный аппарат ТДМ 205, подключаемый к однофазному напряжению в 220 В. Предохранители *FU1...FU4* защищают установку от высокой перегрузки, а тепловое реле *PT* – от незначительной длительной перегрузки. Контакторы *K1–K4* и реле *P1* и *P2* обеспечивают различные варианты смещения напряжений U_k от U_t. Лампочки *L1–L3* показывают, к какой из фаз подключен сварочный трансформатор. Диоды *VD1* и *VD2* обеспечивают однополупериодное напряжение питания.

Предложенная электрическая схема (см. рис. 5) позволяет реализовать шесть возможных вариантов смещения напряжения цепи технологического тока U_t относительно напряжения электромагнитной катушки U_k по схеме (см. рис. 4, *б*) максимального переноса капель расплава ферропорошка на формируемый участок покрытия (без фазового смещения, со смещением 180°, с опережением U_t относительно U_k на 120°, с отставанием U_t относительно U_k на 120°, с опережением U_t относительно U_k на 60°, с отставанием U_t относительно U_k на 60°).

На установке для упрочнения деталей в пульсирующем электромагнитном поле с вибрацией полюсного наконечника, подключенной по принципиальной электрической схеме (см. рис. 5), было упрочнено по пять предварительно взвешенных образцов для каждого варианта фазового смещения (рис. 6) на одинаковых режимах упрочнения: разрядный ток до 100 А; магнитная индукция в рабочем зазоре 0,6 Т; окружная скорость вращения образца 0,3 м/с; рабочий зазор 1,5 мм; зернистость применяемого ферропорошка марки ФБ-1 – 200...400 мкм; подача ферропорошка в рабочий зазор 17 г/мин [4, 5]. Порядок чередования фаз в трехфазной симметричной системе напряжений определяли с помощью указателя последовательности чередования фаз (в простейшем исполнении он состоит из двух одинаковых ламп накаливания и конденсатора [6]).

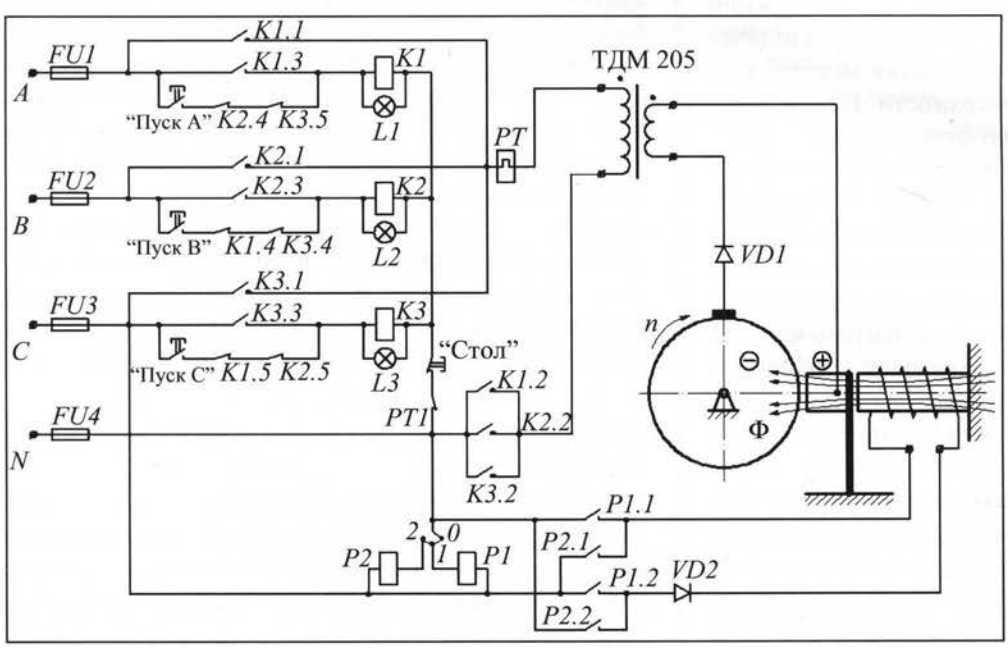


Рис. 5. Принципиальная электрическая схема установки для упрочнения поверхности детали ферропорошками в электромагнитном поле

Упрочнение поверхностей в электромагнитном поле

Максимальное приращение массы как образцов, так и полюсных наконечников происходит при упрочнении по схеме 2 (см. рис. 6), обеспечивающей режим работы установки со смещением напряжения цепи технологического тока относительно напряжения цепи электромагнитной катушки на 180°. Однако при этом процесс идет нестабильно, с сильным разогревом поверхностей детали и полюсного наконечника, отсутствует очистка рабочего зазора от продуктов эрозии в твердой фазе и от части зерен ферропорошка, не участвовавших в разрядах. Покрытие образуется пористое, а его соединение с основой слабое из-за неполного проплавления ферропорошка. В результате зерна ферропорошка налипают как на рабочую поверхность полюсного наконечника, так и на деталь, уменьшая рабочий зазор, что приводит к короткому замыканию.

Минимальное приращение массы детали при малой пористости и максимальной сплошности нанесенного покрытия достигается при упрочнении по схеме 3 (см. рис. 6), когда напряжение, питающее сварочный трансформатор, опережает напряжение, питающее электромагнитную катушку, на угол в 120°. Процесс упрочнения также нестабилен. Увеличение длины дуги приводит к росту температуры в рабочем зазоре, а в результате – к сильному разогреву поверхности детали и оплавлению рабочей поверхности

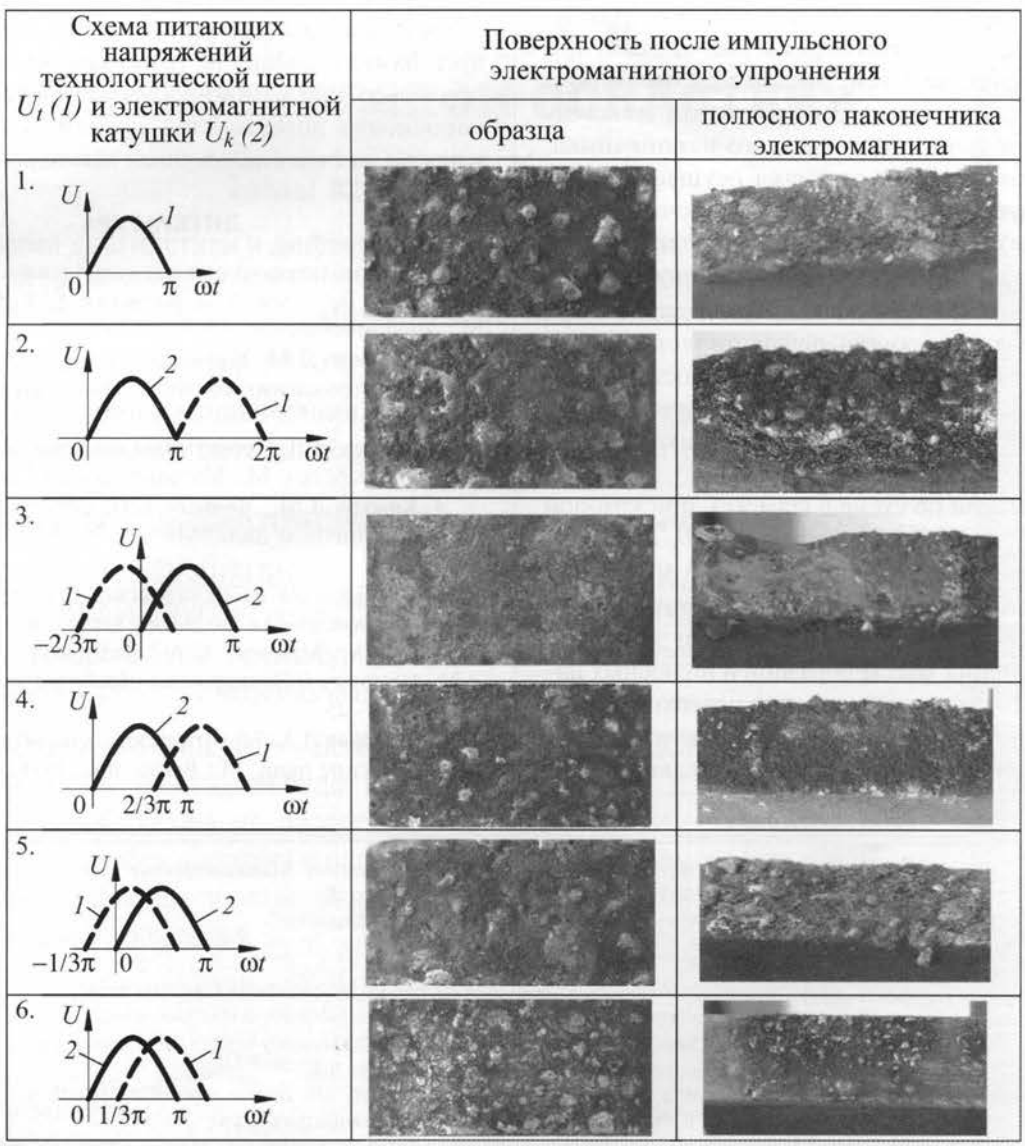


Рис. 6. Результаты упрочнения поверхностей в пульсирующем электромагнитном поле при вибрации полюсного наконечника: ω – угловая частота переменного тока, t – время

полюсного наконечника. Оплавление поверхности полюсного наконечника увеличивает рабочий зазор и снижает количество порошка, удерживаемого в нем.

При упрочнении по схеме 5 (см. рис. 6), когда напряжение U_t, питающее сварочный трансформатор, опережает напряжение U_k, питающее электромагнитную катушку, на угол в 60°, процесс более стабилен, но приращение массы детали незначительно по сравнению с предыдущим вариантом. Сильный разогрев полюсного наконечника значительно снижает его ресурс и приводит к высокому тепловложению в деталь, что может вызвать ее коробление.

Рассмотренные варианты вследствие нестабильности процесса упрочнения, низкой производительности и больших тепловложений в деталь не могут быть рекомендованы к практическому применению.

При упрочнении по схемам 1, 4 и 6 (см. рис. 6) процесс протекает гораздо более стабильно. Максимальное приращение массы образца наблюдается при упрочнении по схеме 1 (см. рис. 6) при отсутствии фазового смещения. При этом происходит незначительный нагрев детали и полюсного наконечника. Перенос расплава зерен порошка осуществляется крупными плотными каплями. При упрочнении по схеме 4 (там же), когда напряжение U_t, питающее сварочный трансформатор, отстает от напряжения U_k, питающее электромагнитную катушку, на угол в 120°, перенос расплава порошка осуществляется более мелкими каплями, что повышает сплошность покрытия. При этом несколько снижается приращение массы образцов, а у полюсных наконечников приращение массы увеличивается.

При упрочнении по схеме 6 (там же), при которой напряжение U_t отстает от напряжения U_k на угол в 60°, перенос расплава осуществляется мелкими каплями, что значительно увеличивает сплошность и уменьшает шероховатость покрытия, при этом снижаются приращения массы образцов и полюсных наконечников. Низкая эрозия рабочей поверхности полюсного наконечника способствует незначительному изменению рабочего зазора, что значительно повышает стабильность процесса упрочнения (стойкость полюсного наконечника максимальна).

Вывод

Технологический процесс формирования поверхности в электромагнитном поле по варианту, при котором напряжение, питающее сварочный трансформатор, отстает от напряжения, питающего электромагнитную катушку, на угол в 60°, можно рекомендовать для упрочнения поверхностей с последующей механической обработкой поверхности до первоначального размера, оставляя после обработки только диффузионный слой. Технологический процесс по варианту, при котором напряжение U_t отстает от напряжения U_k на угол в 120°, рекомендуется для восстановления и упрочнения поверхностей деталей изношенных на 0,3 мм. Технологический процесс по схеме 1 (отсутствует фазовое смещение напряжений) целесообразно применять при комбинированном восстановлении и упрочнении поверхностей деталей со значительным износом до 2 мм с дальнейшей наплавкой проволоки.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Технологические** основы управления качеством машин / А.С. Васильев, А.М. Дальский, С.А. Клименко и др. М.: Машиностроение, 2003. 256 с.

2. **Акулович Л.М.** Термомеханическое упрочнение деталей в электромагнитном поле. Новополоцк: ПГУ, 1999. 240 с.

3. **Хейфец М.Л.** Проектирование процессов комбинированной обработки. М.: Машиностроение, 2005. 272 с.

4. **Кожуро Л.М., Чемисов Б.П.** Обработка деталей машин в магнитном поле. Минск: Наука и техника, 1995. 232 с.

5. **Оптимизация** технологических параметров формирования износостойких покрытий электромагнитным способом / Ж.А. Мрочек, С.А. Кадников, Л.М. Кожуро, Л.М. Акулович // Электронная обработка материалов. 1991. № 2. С. 22–25.

6. **Бессонов Л.А.** Теоретические основы электротехники. Электрические цепи. М.: Высш. шк., 1978. 528 с.

Ордена Трудового Красного Знамени ОАО "Издательство **"Машиностроение"**,
107076, Москва, Стромынский пер., 4.
Учредитель ООО "Издательство Машиностроение".
E-mail: utp@mashin.ru.
Web-site: www.mashin.ru.
Телефоны редакции журнала: (495) 268-40-77, 269-54-96; факс: (495) 268-85-26, 269-48-97.
Дизайнер *Подживотов К.Ю.*
Технический редактор *Тупталов С.Ю.*
Корректоры *Сажина Л.И., Сонюшкина Л.Е.*
Сдано в набор 25.12.07 г. Подписано в печать 14.02.08 г. Формат 60×88 1/8. Бумага офсетная. Печать офсетная.
Усл. печ. л. 6,86. Уч.-изд. л. 7,66. Заказ 153. Свободная цена.
Оригинал-макет и электронная версия подготовлены в ОАО "Издательство "Машиностроение".
Отпечатано в ООО "Подольская Периодика", 142110, Московская обл., г. Подольск, ул. Кирова, д. 15