ЕЖЕМЕСЯЧНЫЙ НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ И ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ ЖУРНАЛ

УПРОЧНЯЮЩИЕ ТЕХНОЛОГИИ И ПОКРЫТИЯ

№ 2 (38)
февраль
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. Охватывающее деформационное упрочнение маложестких валов 3

Чаус А.С. Перспективные направления развития литых быстрорежущих сталей и технологий их упрочнения 7

ОБРАБОТКА КОНЦЕНТРИРОВАННЫМИ ПОТОКАМИ ЭНЕРГИИ

Соколов Ю.В., Позняк И.Г., Садоха М.А. Плазменное напыление при производстве пресс-форм и кокилей 19

МЕХАНИЧЕСКАЯ УПРОЧНЯЮЩАЯ ОБРАБОТКА

Хейфец М.Л. Движение деформирующего элемента накатного инструмента в процессе поверхностной обработки деталей машин 23

КОНТРОЛЬ КАЧЕСТВА УПРОЧНЯЮЩЕЙ ОБРАБОТКИ

Цеханов Ю.А., Шейкин С.Е., Балаганская Е.А. Определение контактных давлений по микротвердости поверхностного слоя при деформирующем протягивании трубных заготовок 27

МЕТОДЫ НАНЕСЕНИЯ ФУНКЦИОНАЛЬНЫХ ПОКРЫТИЙ

Тарасов А.Н., Панфилов В.А., Павловский Н.Р. Универсальные плазменно-дуговые покрытия деталей ЭРД МТ из магнитомягких сталей и сплавов 32

Мельников П.С. Оксидирование алюминия и его сплавов с одновременной защитой катода от растворения в кислой среде 38

ХИМИЧЕСКАЯ, ХИМИКО-ТЕРМИЧЕСКАЯ И ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА

Химухин С.Н., Муромцева Е.В. Электродный материал из белых комплексно-легированных чугунов 42

Цырлин Э.С. Ионное азотирование прецизионных деталей машин . . . 47

НОРМАТИВНО-ТЕХНИЧЕСКИЕ ДОКУМЕНТЫ

Покрытия термодиффузионные цинковые. Общие требования и методы контроля. ГОСТ Р 9.316 54

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

№ 2 (38)
February
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. The wrap-around deformation strengthening of quill shafts . . . 3

Chaus A.S. Prospective ways of development of cast high-speed steels and technologies of their strengthening 7

PROCESSING BY CONCENTRATED STREAMS OF ENERGY

Sokolov Y.V., Poznyak I.G., Sadokha M.A. Plasma spraying in press-mould and chill-mould production 19

MECHANICAL STRENGTHENING PROCESSING

Kheifetz M.L. Movement of deforming element of rolling tool during superficial processing details of machines 23

QUALITY CONTROL OF STRENGTHENING PROCESSING

Tsekhanov Yu.A., Sheikin S.E., Balaganskaya E.A. Determination of the surface layer microhardness during deforming broaching of tube blanks 27

METHODS OF DEPOSITION OF FUNCTIONAL COATINGS

Tarasov A.N., Panfilov V.A., Pavlovsky N.R. Universal arc-plasmous coverings of components of electric propulsions of small traction from m-metals 32

Melnikov P.S. Oxidation of aluminium to its alloys with simultaneous protection of the cathode against dissolution in the sour environment 38

CHEMICAL, CHEMICO-THERMAL AND ELECTROCHEMICAL PROCESSING

Himuhin S.N., Muromtseva E.V. Electrode material made of white complex-alloyed cast iron 42

Tsirlin E.S. The ionic nitriding of precision details 47

NORMATIVE-TECHNICAL DOCUMENTS

Thermodiffusion zinc coatings. General requirements and control methods. GOST R 9.316 54

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)*

Охватывающее деформационное упрочнение маложестких валов

Приведены доказательства низкой эффективности локальных методов деформирования при упрочнении маложестких валов. Для отделочно-упрочняющей обработки длинномерных изделий типа валов предложено использовать осесимметричную схему нагружения изделий. Выявлены проблемы, которые необходимо решать для эффективного использования охватывающего деформационного упрочнения маложестких валов.

Proofs of low efficiency of local methods of deformation are resulted at strengthening quill shafts. For furnish-strengthening operations of lengthy products such as shaft it is offered to use axis symmetry scheme of loading products. Problems which are necessary to solve are revealed for an effective utilization of wrap-around deformation strengthening of quill shafts.

В теории и технологии обработки металлов давлением широко известны и используются методы осесимметричного деформирования, которые реализованы в размерно-упрочняющих процессах калибрования, волочения, редуцирования. При этом в качестве деформирующего инструмента применяется матрица в виде жесткого кольца.

Обычно размерно-упрочняющие технологические процессы применяют в условиях крупносерийного и массового производств для изготовления гладких стержневых (или бухтовых) изделий (рис. 1), которые используют на машиностроительных предприятиях в качестве эффективных заготовок для длинномерных деталей машин, а также при получении деталей ограниченной длины на станках-автоматах и автоматических линиях. Массовость выпускаемой продукции определила стабильность технологии изготовления холоднотянутого проката и послужила стимулом к выпуску специализированного оборудования.

На рис. 2 представлены технологические возможности методов обработки, условно разделенные на отделочные (*1*, *2*), упрочняющие (*3*, *4*) и размерные (*5*, *6*).

Пластическое деформирование при осесимметричном нагружении имеет в некоторых случаях явные преимущества по сравнению с локальными методами поверхностной пластической обработки:

• высокая производительность процесса за счет высоких скоростей деформирования;

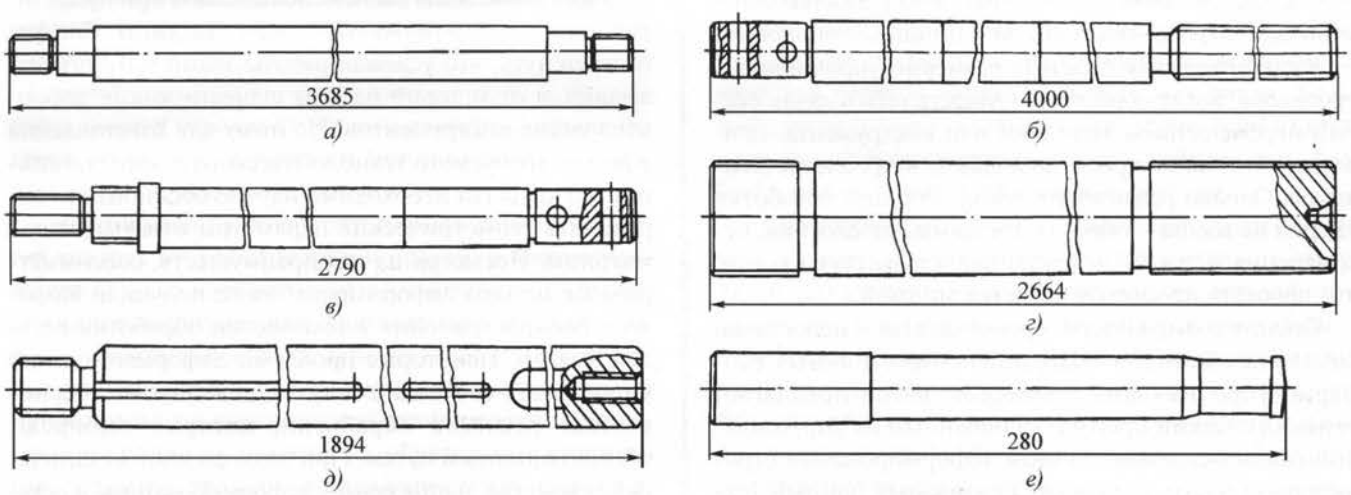


Рис. 1. Детали, для изготовления которых целесообразно использовать размерно-упрочняющие технологические процессы: *а* – штанга (сталь 3Х13); *б* – шпиндель верхний (сталь 12Х13); *в* – шпиндель нижний (сталь 12Х13); *г* – вал трансмиссионный (сталь 40Х13); *д* – рабочий вал насоса ЭЦВ8-40 (сталь 40Х13); *е* – пуансон для вытяжки полюсов "Орион" (сталь Х12)

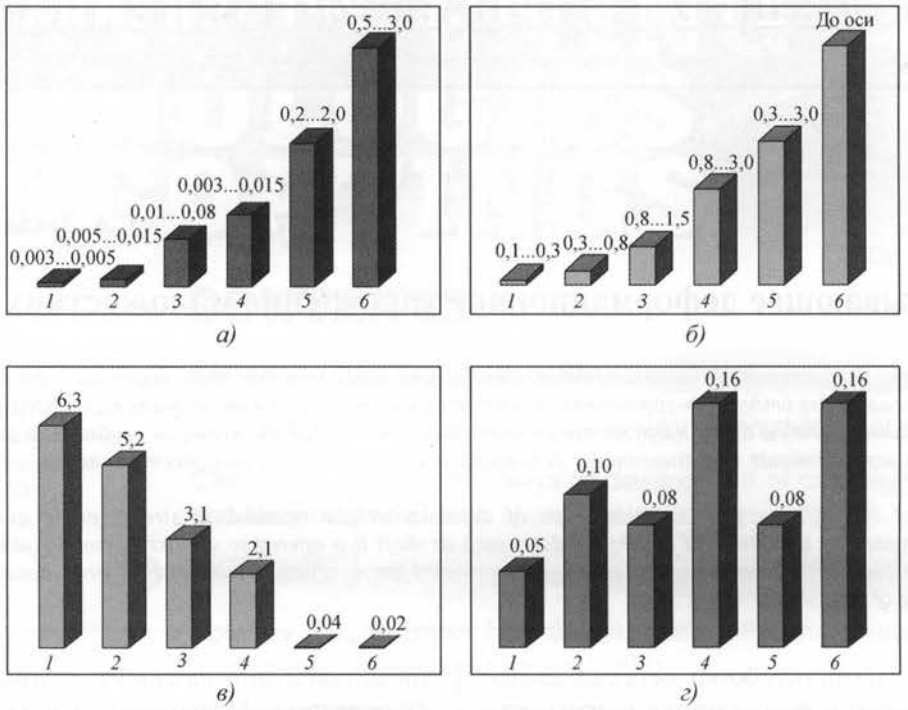


Рис. 2. Основные технологические показатели деформационных методов упрочнения:
а – абсолютное изменение диаметра заготовки, мм; *б* – глубина упрочненного слоя, мм; *в* – условная продолжительность обработки, мин, при размерах заготовки $D = 40$ и $L = 1000$ мм; *г* – параметр шероховатости Ra_{min}, мкм; *1* – алмазное выглаживание; *2* – обкатывание шариком; *3* – центробежная обработка шариком; *4* – обкатывание роликом; *5* – дорнование; *6* – калиброванием

• обеспечение стабильности диаметрального размера по длине заготовки и значительное уменьшение погрешности исходного размера;

• получение заданного размера за один проход при припусках, превышающих на порядок и более припуски, устанавливаемые для поверхностного пластического деформирования;

• шероховатость упрочненных поверхностей соизмерима с шероховатостью при финишных процессах.

Кинематическая простота размерно-упрочняющих процессов, когда обработка осуществляется лишь осевым перемещением заготовки или инструмента, привлекает внимание проектировщиков и производственников. Однако реализовать такой принцип обработки удается не всегда – обрывы, трещины, расслоения, искривления и другие дефекты свидетельствуют о том, что простота процессов является мнимой.

Оценив возможности, преимущества и недостатки локальных методов ППД и осесимметричных размерно-упрочняющих процессов, автор предлагает технологический процесс, основанный на упругопластическом осесимметричном деформировании ограниченной части заготовки. Реализовать данный технологический процесс можно двумя способами: с применением охватывающего деформирования по схеме сжатия (рис. 3, *а*) и по схеме растяжения заготовки (рис. 3, *б*). В качестве деформирующего инструмента при этом используют кольцевой индентор-матрицу. Деформирующие инструменты (фильеры, волоки, протяжки) состоят из трех основных зон: рабочей (имеющей форму усеченного конуса), калибрующей (цилиндрической) части и выходной части (в виде обратного конуса).

Указанные зоны были использованы при проектировании геометрии охватывающей матрицы. Следует подчеркнуть, что условия работы такой матрицы отличаются от условий работы существующих деформирующих инструментов. Поэтому для изготовления изделий требуемого технологического и эксплуатационного качества необходимо научно обоснованно определить геометрические параметры охватывающей матрицы. Несмотря на ряд преимуществ, осесимметричные методы деформирования не получили широкого распространения в технологии обработки деталей машин. Некоторые проблемы деформационного упрочнения связаны с отсутствием научно обоснованных режимов обработки, которые выбирают обычно опытным путем. При этом физико-механические свойства, напряженно-деформированное и остаточное состояния обрабатываемого материала фактически не являются управляемыми характеристиками технологического процесса.

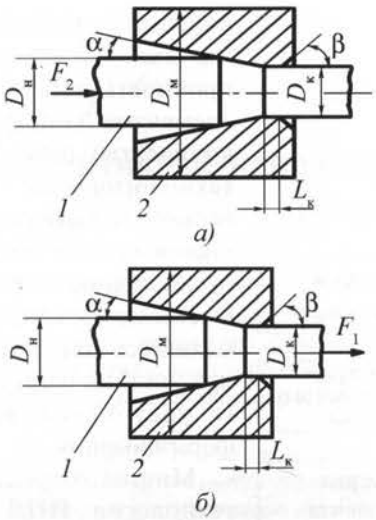


Рис. 3. Технологические схемы охватывающего деформирования по схеме сжатия (*а*) и растяжения (*б*) заготовки:
1 – заготовка; *2* – матрица; α и β – рабочий и выходной углы матрицы соответственно; F_1 и F_2 – силы деформирования; $D_н$ и $D_к$ – начальное и конечное значение диаметра заготовки; $L_к$ – длина калибрующей зоны инструмента; $D_м$ – диаметр матрицы

Для изготовления упрочненных изделий, которые бы соответствовали заданным технологическим и эксплуатационным требованиям, необходимо комплексное исследование технологического процесса (от напряженно-деформированного состояния в очаге деформации до сертификации готовой продукции). На рис. 4 представлена структурно-логическая схема достижения цели исследования.

В ранее выполненных работах осесимметричную задачу, как правило, решали методом усреднения осевых напряжений по сечению очага деформации. При этом принимали следующие допущения: радиальные и осевые напряжения рассматривали как главные, а очаг деформации выделяли плоскими или сферическими сечениями на входе и выходе из матрицы. Задачу осесимметричного деформирования решали также энергетическим методом при аналогичном выделении очага деформации.

Эти допущения не препятствовали решению многих важных вопросов теории и практики деформирования. Однако методы анализа, основанные на вышеупомянутых допущениях, принципиально исключают возможность выявления действительного очага малых упругопластических деформаций, распределения напряжений по сечению, его зависимости от параметров процесса, влияния на образование внутренних дефектов, трещин, отслаивания покрытия и т.д.

Для ответа на эти и другие подобные вопросы необходимо располагать данными о напряженно-деформированном состоянии в очаге деформации – величину компонент тензора напряжений и деформаций и закон их распределения по сечению обрабатываемого изделия.

Поскольку упрочняющие процессы основаны на использовании пластических деформаций, величины которых соизмеримы с упругими, то для их определения целесообразно использовать теорию малых упругопластических деформаций. Известные в литературе попытки решения подобных задач основаны на значительных упрощениях, которые не дают точных (приближенных к реальным значениям) решений, результаты носят, скорее, качественный характер и использовать их, например, для сертификации изделий не представляется возможным.

Выше отмечено, что для установления законов распределения контактных давлений нельзя использовать только методы теории упругости или пластического течения. В литературе приведены результаты исследований, где вопреки указанному все же использовались данные методы. Однако законы распределения так и не установлены. Более того, их нельзя определить использованными методами. Следовательно, необходимо установить законы распределения контактных давлений, деформаций и напряжений для случая, когда свойства материала детали существенно изменяются в зависимости от создаваемого давления, причем инструмент представляет собой сложное по форме тело.

В результате анализа теории и технологии деформационных способов упрочнения можно сделать следующие **выводы.**

Известные методы поверхностного пластического деформирования осуществляют, в основном, локальными инденторами. При этом требуется на предшествующей операции обеспечить высокое качество обработанного поверхностного слоя. Локальным методам упрочнения свойственны неоднородность деформации, отслаивание покрытия, слабое изменение физико-механических свойств обрабатываемого материала. Большинство деформирующих методов упрочнения отличается низкой производительностью, особенно при обработке маложестких длинномерных деталей.

Заготовки-прутки, полученные холодным деформированием, широко используются во многих отраслях машиностроения для изготовления деталей типа валов, осей, штанг и для обработки разнообразных деталей на станках-автоматах и автоматических линиях. Анализ работы таких изделий показал, что большинство возникающих дефектов связано с изнашиванием, коррозией, усталостной прочностью, разрушением и искривлением.

Основной причиной низкой работоспособности деталей, прошедших упрочнение, являются растягивающие остаточные напряжения. Остаточные напря-

Рис. 4. Структурно-логическая схема достижения цели исследования

жения сжатия, сформированные в поверхностных слоях детали, оказывают в некоторых случаях положительное влияние на снижение изнашивания, коррозии, трещинообразования. Величина и характер распределения таких напряжений существенно зависят от параметров и условий деформирования.

Остаточные напряжения, физико-механические свойства и качество поверхности деталей машин зависят от напряженно-деформированного состояния в очаге формоизменения. Однако определение действительного поля напряжений и деформаций в очаге не является решенной задачей, хотя и существуют некоторые данные, полученные аналитическими, численными и экспериментальными методами.

С развитием вычислительной техники выдвигаются на первое место численные методы расчета, среди которых метод конечных элементов по праву является ведущим. В настоящее время с помощью метода конечных элементов получены данные по расчету на прочность деталей машин и элементов конструкций, но количество работ в области технологической механики весьма ограничено. Имеющиеся данные получены при существенных ограничениях. Особенно интересна и сложна механика материала в зонах приложения нагрузки и в очаге упругопластического деформирования.

Многие вопросы теории и технологии ППД не могут быть решены из-за отсутствия информации об объемном распределении напряжений, деформаций и перемещений в очаге формоизменения. Для использования появившихся возможностей современной вычислительной техники необходимо создание математической модели охватывающего поверхностного пластического деформирования.

Сложность механики образования остаточных напряжений при упругопластическом деформировании является, видимо, причиной отсутствия до настоящего времени математического аппарата для их вычисления, а трудность экспериментального определения объемного остаточного напряженного состояния привела к сравнительно ограниченному количеству детальных исследований в этой области.

Таким образом, известные и широко используемые производственниками и исследователями локальные методы упрочнения деталей машин, на взгляд автора, в значительной степени исчерпали свои резервы, и особенно остро это проявляется при обработке длинномерных и маложестких стержневых изделий.

В связи с вышеизложенным была поставлена цель работы – создание теоретической базы, технологии и оборудования для охватывающего поверхностного пластического деформирования деталей машин, основанного на упругопластическом осесимметричном нагружении ограниченной части заготовки.

(Продолжение следует.)

УДК 669.14.018.25:620.181

А.С. Чаус *(Словацкий технический университет, Трнава, Словакия)*

Перспективные направления развития литых быстрорежущих сталей и технологий их упрочнения*

Рассмотрены закономерности формирования структуры и свойств быстрорежущих сталей стандартного химического состава при ускоренной кристаллизации и модифицировании расплава на стадии первичной кристаллизации, а также при гидродинамическом выдавливании инструмента из литых заготовок. Приведены сведения о системах легирования быстрорежущих сталей специального химического состава, описаны закономерности трансформации структуры этих сталей при последующей термической и химико-термической обработке.

The regularities of both the structure and properties formation in high-speed steels of standard chemical composition upon rapid cooling and modification of the melt at the stage of primary solidification as well as upon hydrodynamic extrusion of the tools from cast work-pieces are discussed. The data on the alloying systems of the high-speed steels of special chemical composition are introduced and the regularities of the structure transformations in these steels during further heat treatment and chemico-thermal processinh are described.

Введение

Для изготовления литого инструмента обычно применяют сплавы, химический состав которых не отличается от состава стандартных быстрорежущих сталей [1] в соответствии с ГОСТ 19265–73, подвергаемых горячему пластическому деформированию. При этом литые быстрорежущие стали по твердости и теплостойкости имеют преимущество (хотя и незначительное) перед катаными, что обусловлено спецификой литой структуры – повышенной степенью легированности твердого раствора, достигаемой за счет более высокой скорости охлаждения небольших литых заготовок по сравнению с крупными металлургическими слитками [1].

Более существенно литые быстрорежущие стали превосходят деформированные по износостойкости. Это обусловлено тем, что пространственно разветвленная сетка эвтектических карбидов в структуре литой стали более эффективно по сравнению с одиночными карбидами в структуре деформированной стали предохраняет матрицу от абразивно-окислительного изнашивания в условиях сухого трения скольжения [2].

Однако литые стали именно из-за наличия грубой сетки эвтектических карбидов по границам зерен матрицы уступают деформированному материалу аналогичного химического состава по ударной вязкости [3], что главным образом препятствует использованию более дешевого литого инструмента. Поэтому с точки зрения повышения надежности и долговечности литого инструмента очень важную роль играет целенаправленное изменение морфологии и характера распределения эвтектических карбидов в структуре литой быстрорежущей стали в целях улучшения ее ударной вязкости.

В современной практике для решения этой проблемы используют: ускоренное охлаждение отливок в процессе кристаллизации [4]; модифицирование сталей стандартного базового состава [5–11]; изменение базовой системы легирования и создание сталей нового структурного класса [12–15]; рафинирующий процесс электрошлакового переплава [16]; суспензионное литье с введением гетерогенных зародышей кристаллизации [17]; магнитную обработку расплава [18]. Другими эффективными технологическими приемами являются горячее пластическое деформирование [19], термическая (прежде всего гомогенизирующий отжиг) [20] и химико-термическая [21] обработка. С учетом вышеизложенного в настоящей работе рассмотрены перспективные направления развития литых быстрорежущих сталей и эффективные способы улучшения их структуры и свойств.

Ускоренная кристаллизация отливок из быстрорежущей стали в кокиле, охлаждаемом в жидком азоте

Известно, что в заготовках инструмента, охлаждаемых при затвердевании с критической скоростью, формируется мартенситная структура, что позволяет сразу же после литья проводить только отпуск, за которым следует финишная механическая обработка – шлифование. Однако на практике такая технологическая схема является достаточно труднореализуемой из-за невозможности получения необходимых твердости и теплостойкости при литье в песчаные, кера-

*Работа выполнена при финансовой поддержке по проекту VEGA № 1/4109/07.

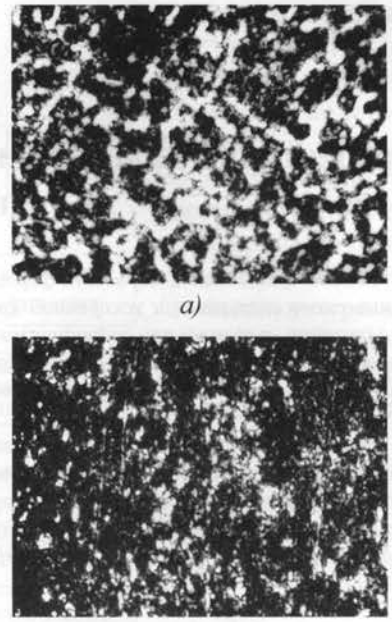
мические, а при массивных отливках – и в металлические формы.

Кроме того, имеются сведения, что даже при литье в кокиль относительно небольших заготовок ударная вязкость литого металла, подвергнутого только отпуску, ниже в сравнении с металлом, прошедшим полный цикл термической обработки. Однако ранее выполненные исследования показали, что одним из способов повышения ударной вязкости стали Р6М5 является кристаллизация расплава из жидкотвердого состояния при охлаждении подогретого (до температуры 20, 300 и 600 °С) графитового кокиля не на открытом воздухе, а в жидком азоте от температуры 1280...1360 °С [22].

После охлаждения стали в жидком азоте в ее структуре независимо от температуры подогрева кокиля отсутствуют продукты промежуточного распада аустенита и наблюдается преимущественно мартенсит, а также небольшое количество остаточного аустенита [4]. Поскольку быстрому охлаждению подвергается сталь, находящаяся в начальный момент еще в жидкотвердом состоянии, это вызывает значительные изменения в характере протекания эвтектической кристаллизации и отражается на количестве, морфологии и распределении эвтектической составляющей. С точки зрения эффективности измельчения структуры металлической основы и эвтектики, а также формирования пониженной карбидной неоднородности литой быстрорежущей стали наилучшие условия кристаллизации обеспечиваются при заливке жидкого металла в графитовый кокиль, подогретый до t = 300 °С [22]. Структурно обособленные первичные карбиды компактной формы практически равномерно распределены по всему сечению шлифа (рис. 1).

Вследствие благоприятных структурных изменений ударная вязкость стали Р6М5 после литья и двухкратного отпуска при t = 560 °С возрастает до 0,185 МДж/м^2 против 0,08 МДж/м^2 для случая охлаждения кокиля на воздухе, а прочность на изгиб – до 2700 МПа против 1600 МПа.

Предложенный способ литья обеспечивает не только однородное распределение и сильное измельчение эвтектических карбидов, но также более высокую степень легированности металлической основы. Теплостойкость после дополнительного отпуска при t = 620 °С в течение 4 ч составляет соответственно 56,5 и 53 HRC, что связано с более высокой степенью насыщения твердого раствора углеродом и легирующими элементами после охлаждения отливок в жидком азоте и более интенсивным вторичным твердением стали при отпуске [4]. В целях повышения теплостойкости до 58 HRC отпуск рекомендуется проводить при температуре 580 °С.



а)

б)

Рис. 1. Структура (×350) стали Р6М5 после кристаллизации в кокиле с охлаждением на воздухе (*а*) и в среде жидкого азота (*б*)

Стойкостные испытания выявили высокую надежность быстроохлажденных литых режущих пластин, период стойкости которых благодаря существенному повышению ударной вязкости, прочности и теплостойкости литого материала (несмотря на ухудшение износостойкости) увеличился с 69 мин при охлаждении заготовок на воздухе до 130 мин при охлаждении в жидком азоте [4]. Важно, что предложенный способ в случае небольших заготовок (например, режущих пластин для оснащения сборных фрез) позволяет принципиально отказаться от традиционной схемы термической обработки и исключить из нее отжиг и закалку [4, 22].

Модифицирование расплава быстрорежущих сталей стандартного химического состава

Эффективным и простым приемом повышения качества литого металла является модифицирование, но по сравнению со стандартными литейными сплавами для улучшения структуры и свойств быстрорежущих сталей использовалось ограниченное число модификаторов. В целях расширения номенклатуры модификаторов для литых быстрорежущих сталей была выполнена теоретическая оценка поверхностной активности многих элементов на базе таких критериев, как разность между температурой плавления, поверхностной энергией, удельной теплотой сублимации, энтропией в стандартном состоянии, статистическим обобщенным моментом, полным потен-

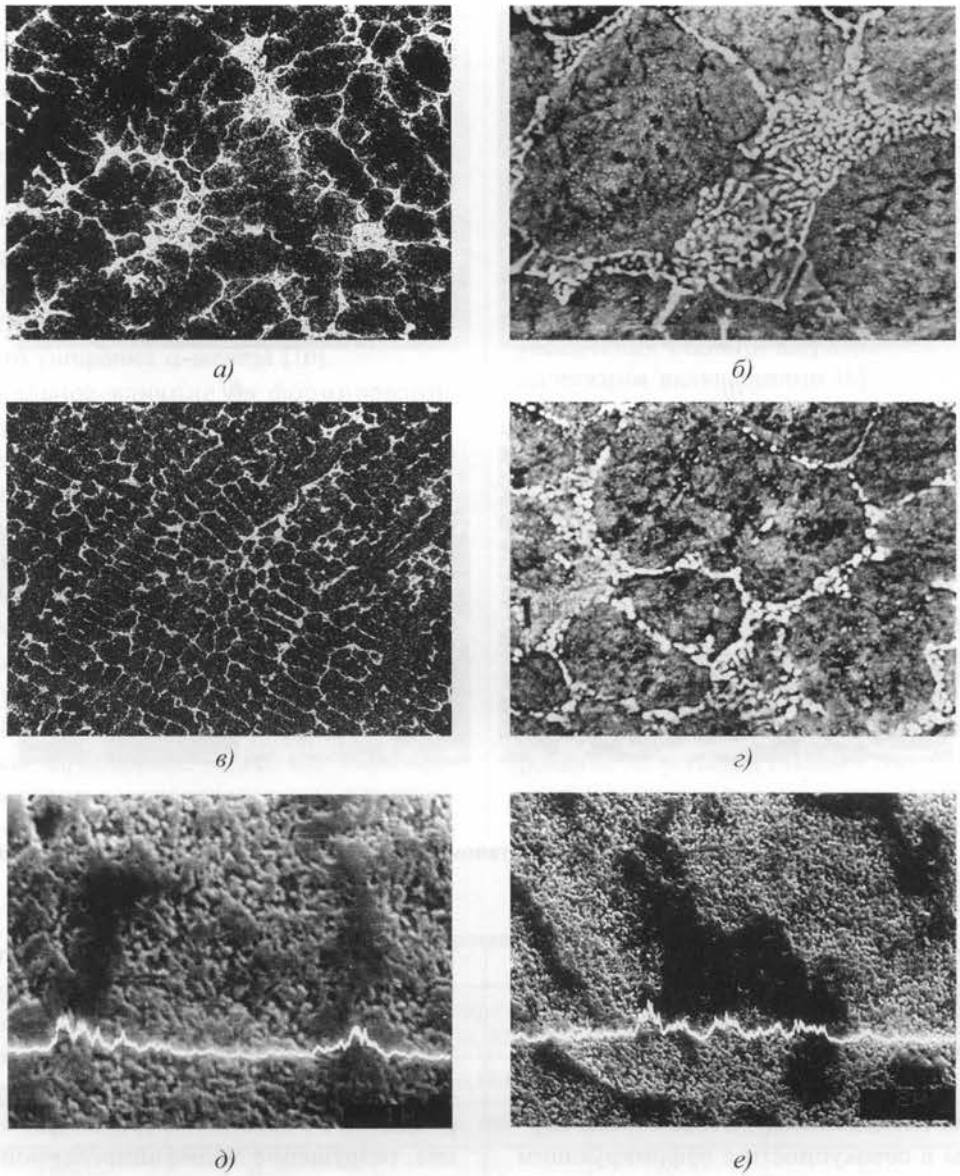


Рис. 2. Структура базовой стали Р6М5К5 (*а*, *б*) и стали, модифицированной висмутом (*в*–*е*):
а, *в* – оптический микроскоп; *б*, *г*–*е* – растровый микроскоп; *а*, *в* – ×200; *б*, *г*, *е* – ×900; *д* – ×4000

циальным барьером электронов железа и модификатора соответственно [5, 11]. Ряды активности, построенные с учетом этих критериев, показали, что теоретически наиболее перспективными поверхностно-активными модификаторами являются Bi, Ca, Sr, Sn, Sb, Cd, Mg, инактивными – Ti, Zr, Hf, Nb, Ta и B.

Экспериментальная оценка модифицирующего эффекта элементов была выполнена с установлением корреляционных связей между структурными параметрами и механическими свойствами сталей при массовой (объемной) доле добавок от 0,05 до 1,2 %.

Механизм влияния *поверхностно-активных элементов* (ПАЭ) проиллюстрирован на примере висмута (рис. 2). Формирование типичной дендритной структуры (рис. 2, *в*) при введении висмута объясняется его сегрегацией на определенных атомно-кристаллографических плоскостях зарождающихся кристаллов. Барьерным эффектом объясняется и существенное измельчение первичных зерен металлической основы, что подтверждается типичным для поверхностно-активного элемента концентрационным профилем распределения висмута в междендритном пространстве (рис. 2, *д*). Помимо этого, висмут оказывает прямое модифицирующее воздействие и на эвтектику, карбиды которой также подвергаются барьерному эффекту с его стороны (рис. 2, *е*). Как следствие, у модифицированной стали формируется очень тонкая эвтектика с благоприятной морфологией карбидов (рис. 2, *г*).

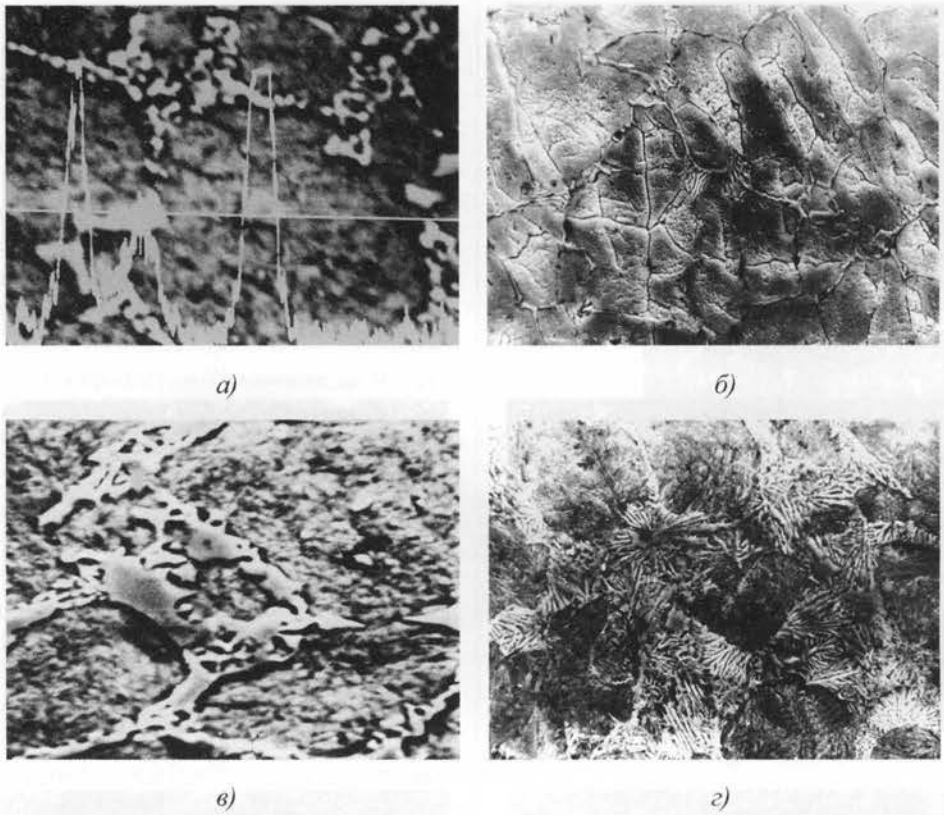


Рис. 3. Структура (×900) стали Р6М5, модифицированной титаном (*а*), и стали Р6М5К5, модифицированной бором (*б–г*): *а*, *в*, *г* – после термической обработки; *б* – после литья

Поскольку давление паров висмута является самым низким среди металлов [11], это способствует более интенсивной дегазации и рафинированию стали за счет пузырькового механизма обработки расплава [7]. Высокую чистоту стали подтверждают результаты металлографических исследований. Особенности первичной структуры в совокупности с рафинирующим эффектом наследуются после полной термической обработки и определяют высокий уровень механических характеристик модифицированных сталей. Прежде всего, следует отметить повышенные показатели ударной вязкости (до 0,17...0,19 МДж/м^2 по сравнению с 0,10...0,11 МДж/м^2 у базовых сталей Р6М5К5 и Р6М5 соответственно), что обусловлено в первую очередь высокой степенью дисперсности структуры и чистоты сталей, модифицированных висмутом. Однако особую роль в повышении ударной вязкости играет и изменение состава эвтектических карбидов под влиянием висмута: за счет уменьшения степени их легированности [11] происходит сглаживание различия коэффициентов термического расширения матрицы и карбидов, что снижает вероятность зарождения микротрещин при литье и термической обработке.

Очень важным моментом с точки зрения объяснения высокой ударной вязкости стали является поведение висмута на завершающей стадии термической обработки. Вследствие диффузионного перемещения висмута при температуре аустенитизации происходит "очистка" границ зерен, в результате чего его распределение после термической обработки становится однородным и не превышает уровня фона [7]. Как следствие, разрушение модифицированной стали является более вязким по сравнению с немодифицированной сталью [6, 7, 11].

Заметное повышение износостойкости (на 20...30 % в сравнении с базовыми сталями) при модифицировании висмутом объясняется, с одной стороны, высокой степенью дисперсности и направленностью структуры, с другой – созданием эффекта внутренней смазки, что уменьшает интенсивность абразивного изнашивания стали в условиях сухого трения скольжения [2].

Модифицирующий эффект инактивных элементов связан с увеличением числа дополнительных центров кристаллизации [5], роль которых, как показано на примере титана, выполняют его карбиды (рис. 3, *а*). Измельчение структуры основы и карбидной составляющей наряду с рафинирующим эффектом вызывает повышение ударной вязкости стали до 0,15...0,16 МДж/м^2, что подтверждают фрактографические исследования [10]. По мере увеличения добавки

титана этот эффект ослабевает, что связано с возрастанием в структуре стали объемной доли избыточных карбидов высокой твердости. С одной стороны, это оказывает положительное влияние на износостойкость, но с другой – способствует снижению твердости и особенно теплостойкости стали (при введении 0,6 % титана в сталь Р6М5К5 соответственно на 1 и 4 HRC) за счет связывания углерода в карбидах TiC и одновременного обеднения матрицы углеродом, что подтверждают результаты измерения микротвердости матрицы и физического уширения α-железа [10].

Самое радикальное влияние на формирование структуры быстрорежущей стали оказывает бор, который по температуре плавления и поверхностной энергии относится к ПАЭ, а по другим критериям является сильным инактивным модификатором [8]. По мере увеличения концентрации бора в стали резко возрастает объемная доля избыточных фаз и при термической обработке происходит существенное изменение их морфологии (рис. 3, *б–г*), обусловленное изменением фазового состава, а именно, исчезновением карбида M_6C (М – металл) и появлением в структуре сплавов карбоборида $M_{23}(B, C)_6$. Одновременно зафиксировано перераспределение легирующих элементов между избыточными фазами и металлической основой, а также внутри самих фаз, что оказывает существенное влияние на служебные свойства сплавов [8]. Бор вызывает наиболее сильное повышение твердости (на 1,5 HRC), теплостойкости (на 2,5 HRC после дополнительного отпуска при 620 °С в течение 4 ч) и износостойкости (на 20...35 %) быстрорежущих сталей типа Р6М5 и Р6М5К5, а с другой стороны, способствует некоторому ухудшению их ударной вязкости за счет формирования грубой карбоборидной сетки по границам зерен твердого раствора и увеличения степени загрязненности стали неметаллическими включениями [8].

Аналогичные исследования были проведены и для других вышеперечисленных добавок, что позволило разработать ряд новых модифицированных сталей для литого инструмента с улучшенными служебными характеристиками (табл. 1).

Разработка специальных быстрорежущих сталей для литого режущего инструмента

Как видно по приведенным данным, модифицирование не устраняет полностью сетку эвтектических карбидов, присутствие которой обусловлено самой природой быстрорежущей стали. Поэтому особый

Таблица 1

Характеристики модифицированных быстрорежущих сталей

Источник	Базовая сталь	Элементы	Ударная вязкость, МДж/м^2	Твердость, HRC	Теплостойкость*, HRC	Износостойкость**
ГОСТ 19265–73	Р6М5	–	0,110	63,0	58,0	1,0
ГОСТ 19265–73	Р6М5К5	–	0,100	65,5	61,0	1,0
А. с. 908927	Р6М5К5	B, Al	0,070	66,5	63,0	1,6
А. с. 914648	Р6М5К5	Bi	0,180	65,5	60,0	1,3
А. с. 1109464	Р6М5К5	Zr, Hf, Cu	0,170	65,5	61,0	1,3
А. с. 1109466	Р6М5	B, Al, Ge, Bi	0,095	66,0	63,0	2,1
А. с. 1113423	Р6М5	B, Ti, Nb, Al, РЗМ	0,140	64,0	59,5	1,6
А. с. 1122743	Р6М5	Ti, Bi	0,190	63,0	58,0	1,5
А. с. 1122746	Р6М5	Sb	0,250	62,5	58,0	1,0
А. с. 1126624	Р6М5	Cd	0,200	64,0	60,5	1,4
А. с. 1457428	Р6М5	Ta, Sb	0,310	63,5	60,0	1,2
А. с. 1463793	Р6М5К5	Nb, Al	0,140	66,0	61,5	1,5
А. с. 1463797	Р6М5	B, Al, Ti, Nb, Bi, Sb	0,200	64,5	61,5	1,3
А. с. 1583462	Р6М5	Sr	0,270	64,0	60,5	1,2

*Оценивали измерением твердости при 20 °С после дополнительного отпуска при 620 °С в течение 4 ч.

**Оценивали сравнением с базовыми сталями, износостойкость которых принимали за единицу.

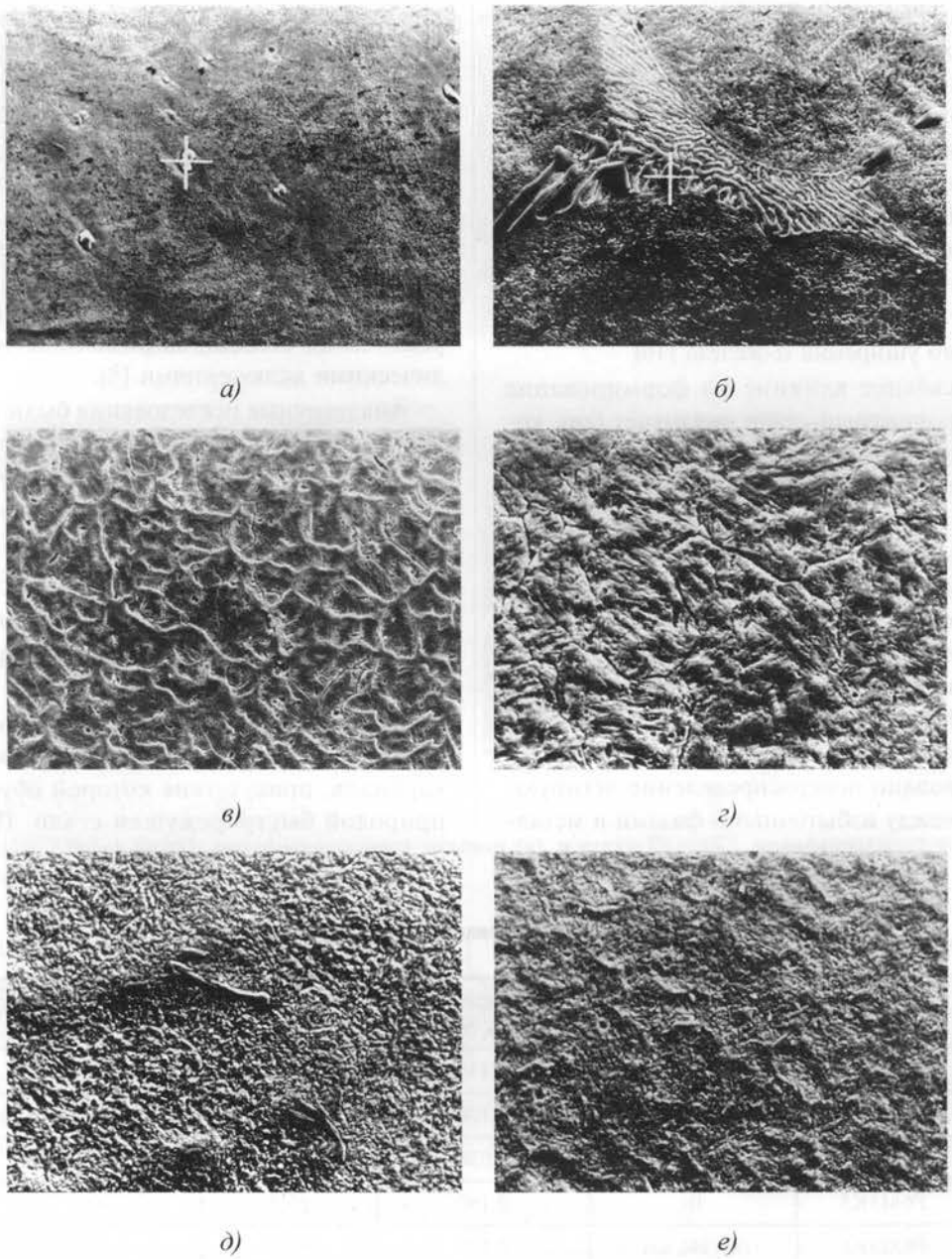


Рис. 4. Структура стали типа 11М5Ф после литья (*а–в*), закалки (*г*) и отпуска (*д*, *е*):
а, *б*, *г*, *д* – литье в керамическую форму; *в*, *е* – в кокиль; *а*, *в*, *д*, *е* – ×400; *б*, *г* – ×1000

интерес представляет использование безвольфрамовой стали типа 11М5Ф (табл. 2), которая относится к сталям заэвтектоидного класса [12, 15]. Эту сталь, особенно после литья в кокиль, по сравнению со сталями ледебуритного класса отличает значительно меньшая карбидная неоднородность – объемная доля эвтектических карбидов, как правило, на базе карбида M_2C (типа V_2C), не превышает 1 % при кристаллизации металла в кокиле и 5 % – в керамической форме (рис. 4, *а–в*). После закалки от температур в интервале 1140...1180 °С в структуре сталей сохраняются мелкие и однородные по размеру действительные аустенитные зерна (рис. 4, *г*).

Характер изменения твердости стали в зависимости от температуры аустенитизации [12] показал, что максимальную твердость отпущенной стали (63...65 HRC) обеспечивает закалка от 1180 °С. Установлено, что эвтектические карбиды не растворяются при аустенитизации и эвтектика сохраняет после полной термической обработки первоначальную морфологию [12, 15]. Важно подчеркнуть, что избыточных карбидов очень мало и после термической об-

Таблица 2

Химический состав стали типа 11М5Ф

Сталь 11М5Ф	Содержание элементов, %											
	Fe	C	Si	Mn	P	Cr	Cu	Mo	W	Bi	Ti	V
Немодифицированная	87,7	1,02	0,29	0,37	0,046	4,22	0,21	5,08	0,037	–	0,01	1,63
Модифицированная	86,3	1,03	0,32	0,46	0,045	4,29	0,21	5,09	0,037	0,007	0,23	1,65

Примечание. Стали содержат по 0,029 % S и 0,171 % Ni.

Таблица 3

Механические свойства стали типа 11М5Ф в сравнении с Р6М5

Сталь	Условия кристаллизации	Твердость, HRC	Теплостойкость*, HRC	Ударная вязкость, Дж/см^2
11М5Ф	В керамической форме	64	59	0,090
	То же + модифицирование	63	58	0,110
	В кокиле	65	60	0,180
Р6М5	В керамической форме	64	59	0,035
	В кокиле		60	0,100

*Оценивали измерением твердости при 20 °С после дополнительного отпуска при 620 °С в течение 4 ч.

работки (рис. 4, *д*), они практически отсутствуют в структуре стали кокильного литья (рис. 4, *е*).

Как следствие, после окончательной термической обработки сталь 11М5Ф при всех используемых в эксперименте способах литья значительно превосходит Р6М5 по ударной вязкости.

Благодаря тому, что заэвтектоидные вторичные карбиды типа M_2C (V_2C) и M_3C (Fe_2MoC) легко растворяются в аустените при нагреве под закалку, сталь 11М5Ф, несмотря на более низкую общую степень легированности, не уступает по твердости и теплостойкости стали Р6М5 (табл. 3). Промышленные стойкостные испытания фасонных фрез подтвердили перспективность стали 11М5Ф заэвтектоидного класса для изготовления литого инструмента [12].

Что касается экономнолегированных материалов, следует отметить, что на практике неоднократно предпринимались попытки замены вольфрама в составе быстрорежущей стали хромом. Однако такие стали не нашли широкого применения из-за пониженной теплостойкости, обусловленной специфическим влиянием хрома. Исходя из этого, повышенный теоретический и практический интерес представляло использование в системе легирования стали бора, который растворяется в карбиде хрома $Cr_{23}C_6$ и наиболее эффективно повышает теплостойкость быстрорежущей стали.

При выборе системы легирования высокохромистой быстрорежущей стали в качестве основы сплава была выбрана сталь Х12, которая широко распространена при производстве штампов холодного деформирования [1]. Поскольку к литым материалам обычно предъявляют повышенные требования по сопротивлению абразивному изнашиванию, то в систему легирования стали помимо бора также были включены ванадий и титан, образующие с углеродом особо твердые фазы внедрения [14]. Следует отметить, что с точки зрения формирования структуры для литых быстрорежущих сталей разного класса особый интерес представляют первичные карбиды МС, ибо они способствуют измельчению первичных зерен за счет создания дополнительных центров кристаллизации. Кроме того, легирование высокобористых сталей титаном благоприятным образом сказывается на их структуре. Из основных легирующих элементов быстрорежущих сталей наряду с ванадием использовали молибден [14], который способствует образованию эвтектических карбидов более тонкого строения. Добавки легирующих элементов вводили в расплав базовой стали в расчетных количествах по схеме, представленной в табл. 4.

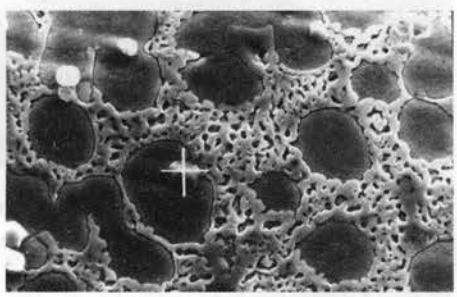
Эвтектика в структуре этих сталей, как правило, образуется на базе карбоборида $M_{23}(C, B)_6$, наряду с которым после литья зафиксированы и другие избыточные фазы – МС, M_6C и M_3C (Fe_2MoC), количественное соотношение между которыми зависит от состава сплава [14, 15]. По мере увеличения степени легированности сплавов бором объемная доля эвтектики, образованной на базе карбоборида $M_{23}(C, B)_6$ возрастает, причем доминирующее влияние на ее морфологию при любых принятых в сплавах соотношениях молибдена и бора оказывает суммарная добавка ванадия и титана [14]. При введении данных элементов в расплав в суммарном количестве 2 % формируется, как это показано на примере сплава плавки 4,

Таблица 4

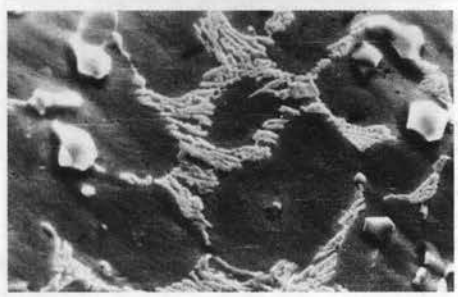
Схема легирования высокохромистой быстрорежущей стали

Элемент	Номер плавки											
	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12
B	0,2	0,2	0,2	0,6	0,6	0,6	1,0	1,0	1,0	0,6	1,0	1,4
V + Ti	2,0	4,0	6,0	2,0	4,0	6,0	2,0	4,0	6,0	3,0	3,0	3,0
Mo	4,0	2,0	0	4,0	2,0	0	4,0	2,0	0	3,0	3,0	3,0
W	0	0	0	0	0	0	0	0	0	3,0	3,0	3,0

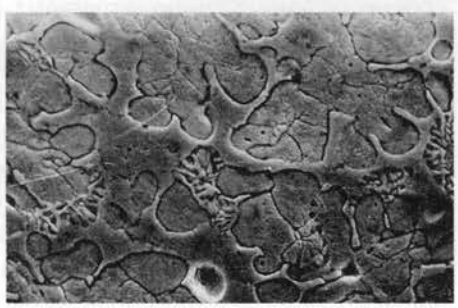
Примечания: 1. Указаны расчетные количества легирующих элементов в % мас.
2. В сталях плавок 10–12 титан вводили лишь в качестве модификатора.



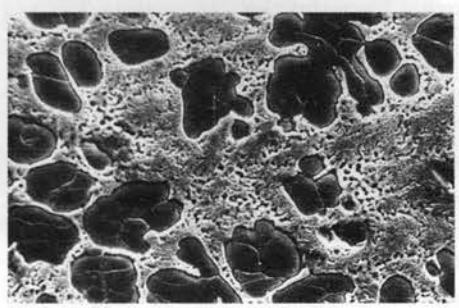
а)



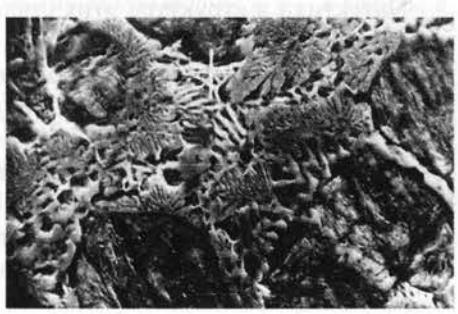
б)



в)



г)



д)

е)

Рис. 5. Структура высокохромистой быстрорежущей стали (на базе Х12) после литья (*а–г*) и полной термической обработки (*д*, *е*): *а* – плавка 4; *б* – плавка 5; *в*, *д* – плавка 10; *г*, *е* – плавка 12; *а–г* – ×1000; *д* – ×2000; *е* – ×400

Таблица 5

Механические свойства цементуемой стали в сравнении с Р6М5

Сталь	Износостойкость (скорость потери массы), мг/ч	Твердость, HRC	Теплостойкость, HRC	Ударная вязкость, МДж/м^2
Цементованная	36,4	67...69	64	0,70 / 0,20*
Р6М5	76,2	64	60	0,10

*В числителе приведены данные для ферритной сердцевины инструмента, в знаменателе – для инструмента в целом.

эвтектика с сотовой морфологией (рис. 5, *а*), а при большей суммарной добавке – эвтектика специфического стержневого типа, представленная, в частности, в структуре сплава плавки 5 (рис. 5, *б*).

Результаты определения твердости сталей плавок 1–9, не содержащих вольфрама после закалки от температур 1100, 1150, 1200, 1220 и 1250 °С и традиционного отпуска при 560 °С, а также результаты определения теплостойкости после дополнительного отпуска при 620 °С в течение 4 ч показали, что сплавы обладали пониженной теплостойкостью, уступая по этому показателю стандартным быстрорежущим сталям, но значительно превосходили их по износостойкости [14]. Поэтому в целях повышения теплостойкости система легирования сталей была скорректирована.

Во-первых, для улучшения баланса между содержанием углерода и сильными карбидообразующими элементами ограничили верхний предел добавок V и Mo, а Ti использовали лишь в качестве модификатора. Во-вторых, довели содержание доли B до 1,4 % и применили легирование W в количестве до 3 % (плавки 10–12) [14, 15]. Это позволило получить сталь с высокой износостойкостью и удовлетворительной для данного класса материалов теплостойкостью при твердости 66...67 HRC. Удовлетворительные значения теплостойкости (60 HRC после дополнительного отпуска при 620 °С в течение 4 ч) и особенно высокие показатели износостойкости (скорость потери массы при изнашивании 34 мг/ч взамен 76 мг/ч у стали Р6М5) обусловлены как дополнительным легированием карбоборида $M_{23}(C, B)_6$ вольфрамом и повышенным содержанием в нем ванадия, так и наличием в структуре сплава борида CrB_4. Структура сталей оптимизированного состава после литья и термической обработки представлена соответственно на рис. 5, *в–е*. Модифицирование высокохромистой быстрорежущей стали титаном и висмутом повышает их ударную вязкость с 0,05...0,06 до 0,08...0,09 МДж/м^2 [14].

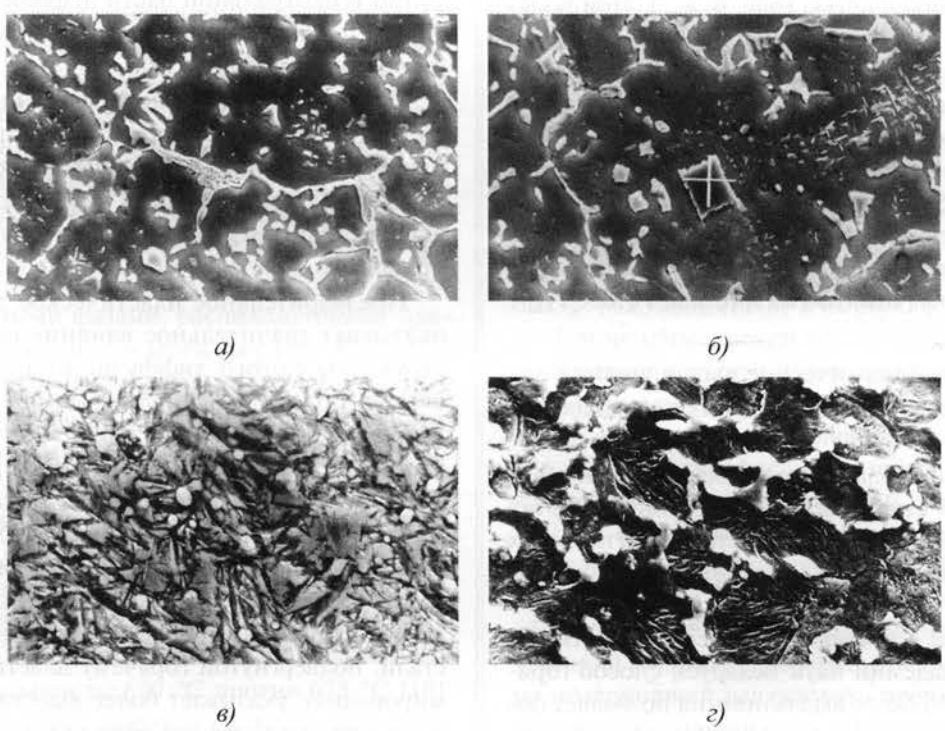


Рис. 6. Структура быстрорежущей стали (на базе Р6М5) после литья (*а*, *б*), цементации и полной термической обработки – науглероженный слой (*в*, *г*):
а, *б* – ×1000; *в*, *г* – ×2000

Характерной особенностью первичной структуры литой цементуемой быстрорежущей стали ферритно-карбидного класса [13, 15, 21, 23] является высокая степень дисперсности ферритной основы, что объясняется не только барьерным эффектом со стороны разорванной карбидной сетки, образованной тугоплавкими карбидами МС, но и тем, что часть из них оказывает прямое инокулирующее воздействие на расплав (рис. 6, *а*, *б*). Избыточные фазы после литья представлены преимущественно карбидами МС и незначительным количеством карбида M_6C. Карбиды МС являются более компактными по сравнению с M_6C, в результате чего общая объемная доля карбидов в структуре сплавов уменьшается.

В процессе цементационной выдержки при 950 °С в среде природного газа формируются слои толщиной от 1,4 до 2,3 мм с концентрацией углерода в них 1,3...1,6 %. Наблюдается сильная фрагментация и сфероидизация карбидов, вследствие чего карбидная сетка по границам зерен металлической основы практически исчезает [21].

При последующей термической обработке, режимы которой были оптимизированы [23], происходит окончательное формирование структуры и свойств сплава. При этом за счет варьирования химического состава сплавов достигается разная степень растворения избыточных карбидов [15, 21, 23], что позволяет получать в поверхностном слое структуру с различной карбидной неоднородностью (рис. 6, *в*, *г*). При получении заданных структурных параметров обеспечивается приоритетное улучшение либо ударной вязкости, либо износостойкости.

После термической обработки по данным режимам разработанная цементуемая сталь превосходит литую сталь Р6М5 по всем показателям, что отражено в табл. 5. Стойкость литых фасонных призматических резцов, подвергнутых цементации, примерно в 4 раза выше стойкости обычных литых из стали Р6М5 [21].

Горячее гидродинамическое выдавливание режущих инструментов из литых заготовок

Для расширения области применения разработанной цементуемой стали была предпринята попытка изготовления тонколезвийного инструмента из литых заготовок методом горячего гидродинамического выдавливания.

Разработанный в Физико-техническом институте Национальной академии наук Беларуси способ горячего гидродинамического выдавливания позволяет получать высокоточные заготовки металлорежущего инструмента из высоколегированных сталей и сплавов с пониженной технологической пластичностью. Это особенно актуально при изготовлении инструментов с тонкой режущей кромкой из литых заготовок, которые могут быть получены утилизацией отходов инструментального производства при их переплаве.

Горячее гидродинамическое выдавливание инструмента проводили в лаборатории пластичности Физико-технического института НАН Беларуси (температура деформации 1150 °С). Из цилиндрических отливок диаметром 28 мм получали концевые шпоночные фрезы диаметром 10 мм с углом подъема зубьев 45°. В качестве инструментального материала использовали цементованную быстрорежущую сталь следующего химического состава, % мас.: 0,86 С; 3,99 Cr; 6,21 W; 5,02 Mo; 3,48 V; 0,74 Ti; 1,49 Nb.

В структуре стали в исходном состоянии перед горячей пластической деформацией, а именно после литья и отжига, на фоне ферритной матрицы зафиксированы выделения избыточных фаз как первичного, так и вторичного происхождения [19].

После горячего гидродинамического выдавливания появляется явно выраженная полосчатость в расположении первичных и вторичных карбидов (рис. 7, *а*). В результате пластического деформирования происходит дробление первичных карбидов МС и любые признаки наличия карбидной сетки в структуре стали исчезают. О рекристаллизации металлической основы свидетельствуют мелкие равноосные зерна феррита (см. рис. 7, *а*), границы которых, особенно в центральной части деформированной заготовки, подчеркиваются нитевидными выделениями вторичных карбидов [19].

После цементационной выдержки слабые признаки полосчатости карбидов сохраняются лишь в самом центре заготовки. На других участках сечения сердцевины текстурированность карбидной фазы, являющаяся следствием пластического деформирования, полностью исчезает (рис. 7, *б*).

Предварительное пластическое деформирование оказывает значительное влияние на формирование структуры самого диффузионного слоя. В первую очередь об этом свидетельствует большее количество карбидов, образующихся при цементации в науглероженном слое после проведения предшествующей операции горячего гидродинамического выдавливания (рис. 7, *в*), нежели без нее [19]. Установлено, что объемная доля карбидной составляющей в слое литой стали составляет 24, а у деформированной – 31 %. Кроме того, на ускорение диффузионных процессов в стали, подвергнутой горячему пластическому деформированию, указывает более высокая степень насыщения поверхностного слоя углеродом – 1,6...1,8 % (против 1,3...1,6 %), достигаемая на стадии химико-термической обработки при одинаковых температурно-временных параметрах цементации [19].

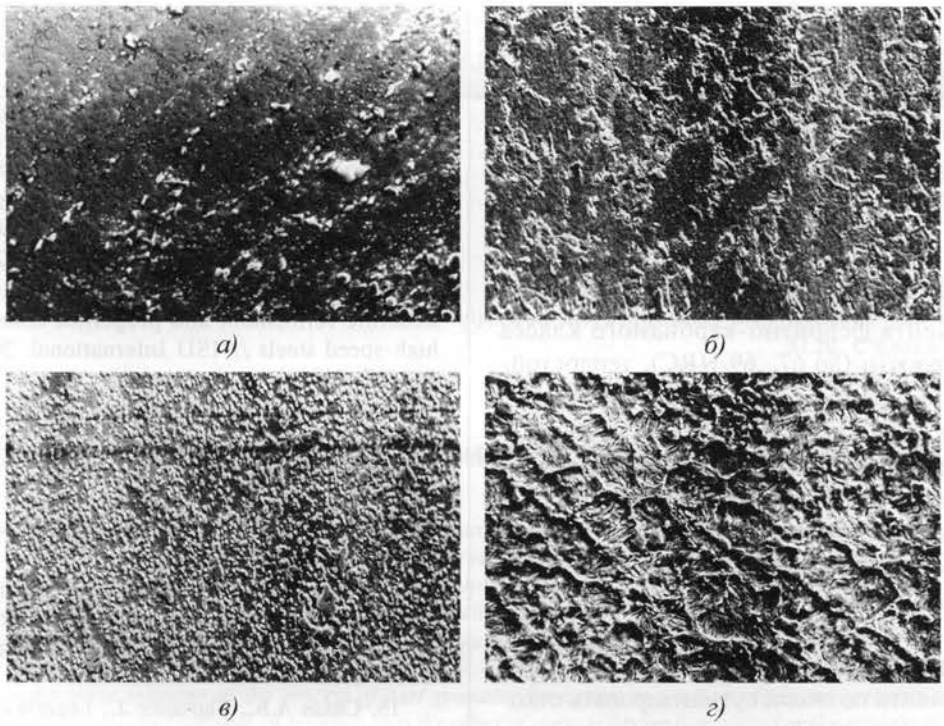


Рис. 7. Структура (×400) цементуемой быстрорежущей стали (на базе Р6М5) после горячего гидродинамического выдавливания (*а*), цементации (*б*, *в*) и полной термической обработки:
б – сердцевина; *в*, *г* – науглероженный слой

В отличие от сердцевины и промежуточной зоны, в поверхностном слое выдавленного инструмента после цементации формируется структура, являющаяся типичной для катаной быстрорежущей стали – на фоне металлической основы наблюдаются равномерно распределенные, структурно обособленные карбидные частицы (см. рис. 7, *в*).

Структура науглероженного поверхностного слоя после окончательной термической обработки – закалки и отпуска – представлена отпущенным мартенситом и карбидными фазами, расположенными преимущественно по границам зерен твердого раствора в виде сетки. Карбидная сетка образована отдельными, коагулированными частицами карбидов МС и эвтектическими колониями, как правило, со скелетообразной морфологией на базе карбида M_6C (рис. 7, *г*).

Механические испытания показали, что по сравнению с литым у выдавленного инструмента после цементации и термической обработки по аналогичным режимам при равной твердости (69 HRC) и износостойкости (34,5...36,0 мг/ч) зафиксирована более высокая теплостойкость: 690 °С против 675 °С [19]. Несомненно, что более высокая концентрация углерода в поверхностном слое деформированного металла способствует как более полному насыщению твердого раствора этим элементом, так и более интенсивному вторичному твердению стали, что прежде всего сказывается на ее теплостойкости.

В связи с отсутствием возможности изготовления стандартных образцов из заготовок инструмента, получаемых горячим гидродинамическим выдавливанием, ударную вязкость материала не определяли. Однако с учетом предполагаемого благоприятного влияния горячего пластического деформирования на этот показатель ожидалось, что ударная вязкость не должна быть ниже, чем в случае литой цементованной быстрорежущей стали, а именно 0,20 МДж/м^2 [21].

Тем не менее, результаты стойкостных испытаний показали, что фрезы, изготовленные методом горячего гидродинамического выдавливания, не продемонстрировали такого подавляющего преимущества, какое имели литые фасонные призматические резцы, изготовленные из цементуемой быстрорежущей стали [21]. Период стойкости экспериментальных фрез оказался выше всего лишь на 15...30 % по сравнению с усредненным показателем для стандартных фрез, обычно находящихся в эксплуатации в среднем в течении 40 мин до их переточки. Основной причиной, не позволившей реализовать преимущества инструментального материала и технологии, явилась в данном случае ослабленная конструкция тонкой режущей кромки фрезы, что создавало предпосылки для ее микровыкрашивания.

Выводы

1. Для промышленности предложены новые модифицированные быстрорежущие стали на базе сталей Р6М5 и Р6М5К5, обладающие улучшенным комплексом свойств, которые могут быть выбраны с учетом номенклатуры и условий эксплуатации конкретных инструментов.

2. Разработана быстрорежущая сталь для цементуемого инструмента ферритно-карбидного класса повышенной твердости (до 67...69 HRC), теплостойкости (до 675 °С) и износостойкости (в 2 раза выше, чем стали Р6М5).

3. В целях экономии вольфрама разработана система легирования литой высокохромистой быстрорежущей стали повышенной износостойкости и предложена к использованию в литом варианте низколегированная быстрорежущая сталь типа 11М5Ф заэвтектоидного класса, не содержащая вольфрам.

4. Использование литейной технологии при изготовлении инструмента позволяет утилизировать отходы быстрорежущих сталей. Применение новых разработанных инструментальных материалов для литого инструмента и технологий их обработки обеспечивает повышение стойкости инструмента в 1,5...4 раза.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Гелин Ф.Д., Чаус А.С.** Металлические материалы. Минск: Дизайн ПРО, 1999. 352 с.

2. **Чаус А.С.** Влияние модифицирования и легирования на износостойкость литых быстрорежущих сталей // Трение и износ. 1999. Т. 20. № 3. С. 325–332.

3. **Перспективы** использования быстрорежущих сталей для изготовления литого металлорежущего инструмента. Особенности структуры и свойств литых и деформированных сталей / А.С. Чаус, М. Легерска, Ф.И. Рудницкий и др. // Литье и металлургия. 2004. № 2. С. 90–97.

4. **Чаус А.С., Рудницкий Ф.И.** Структура и свойства быстроохлажденной быстрорежущей стали Р6М5 // МиТОМ. 2003. № 4. С. 3–7.

5. **Чаус А.С., Рудницкий Ф.И.** Влияние модифицирования на структуру и свойства литых W–Mo быстрорежущих сталей // МиТОМ. 1989. № 2. С. 27–32.

6. **Чаус А.С., Рудницкий Ф.И., Мургаш М.** Структурная наследственность и особенности разрушения быстрорежущих сталей // МиТОМ. 1997. № 2. С. 9–11.

7. **Чаус А.С.** Модифицирующий эффект висмута в литых быстрорежущих сталях // Изв. НАН РБ. Сер. физико-технических наук. 2000. № 2. С. 10–17.

8. **Чаус А.С.** О механизме влияния бора в литых вольфраммолибденовых быстрорежущих сталях // Физика металлов и металловедение. 2001. Т. 91. № 5. С. 36–46.

9. **Чаус А.С.** Использование модификаторов на базе РЗМ для улучшения структуры и свойств литых W–Mo быстрорежущих сталей // МиТОМ. 2004. № 10. С. 12–17.

10. **Чаус А.С.** Модифицирование литых вольфраммолибденовых быстрорежущих сталей ниобием, цирконием и титаном // МиТОМ. 2005. № 2. С. 16–21.

11. **Chaus A.S.** Application of bismuth for solidification structure refinement and properties enhancement in as-cast high-speed steels // ISIJ International. 2005. Vol. 45. No. 5. P. 1297–1306.

12. **Чаус А.С.** О перспективе использования низколегированной безвольфрамовой быстрорежущей стали 11М5Ф для литого инструмента // МиТОМ. 1998. № 8. С. 15–20.

13. **Чаус А.С.** Структура и свойства литой цементуемой быстрорежущей стали // Изв. вузов. Черная металлургия. 1998. № 11. С. 40–43.

14. **Чаус А.С., Мургаш М.** Особенности структуры и свойств комплексно-легированной литой высокохромистой инструментальной стали // Металлы. 2000. № 5. С. 67–76.

15. **Chaus A.S., Chovanec J., Legerská M.** Development of high-speed steels for cast metal-cutting tools // Solid State Phenomena. 2006. Vol. 113. P. 559–564.

16. **Murgaš M., Chaus A.S., Pokusa A., Pokusová M.** The electroslag remelting of high-speed steel using a magnetic field // ISIJ International. 2000. Vol. 40. No. 10. P. 980–986.

17. **Зубов Л.А., Мандрик Е.А.** Суспензионное литье быстрорежущей стали // Литейное производство. 1974. № 11. С. 41–42.

18. **Чаус А.С., Мургаш М.** Кинетика фазовых превращений при кристаллизации быстрорежущей стали в магнитном поле // Физика металлов и металловедение. 1998. Т. 85. № 6. С. 127–131.

19. **Чаус А.С.** Трансформация структуры быстрорежущей стали при гидродинамическом выдавливании инструмента из литых заготовок // Физика металлов и металловедение. 2002. Т. 94. № 6. С. 99–107.

20. **Геллер Ю.А.** Инструментальные стали. М.: Металлургия, 1983. 527 с.

21. **Чаус А.С., Латышев И.В.** Влияние ванадия, титана и ниобия на формирование структуры литой W–Mo быстрорежущей стали // Физика металлов и металловедение. 1999. Т. 88. № 5. С. 50...57.

22. **А.с. 1281594 СССР.** Способ обработки литого инструмента из быстрорежущей стали / Е.И. Бельский, А.С. Чаус, В.Ф. Соболев и др. // Открытия. Изобретения. 1987. № 1. С. 88.

23. **А.с. 1474179 СССР.** Быстрорежущая сталь / А.С. Чаус, В.Б. Левитан, К.С. Будровский, В.В. Сушко // Открытия. Изобретения. 1989. № 15. С. 97.

УДК 621.793.74

Ю.В. Соколов, *д-р техн. наук*, **И.Г. Позняк**, *аспирант*
(Белорусский национальный технический университет, Минск);
М.А. Садоха, *канд. техн. наук*
(УП "Институт БЕЛНИИЛИТ", Минск)

Плазменное напыление при производстве пресс-форм и кокилей

Предложено устройство для снятия внутренних напряжений в процессе формообразования геометрии детали плазменным напылением на металлическую модель без ее предварительного нагрева. Показано, что снижение напряжений достигается за счет размещения модели на подвижной части магнитопровода электромагнитной системы и нагружения ее внешней силой, обеспечивающей резонансный режим вибрации модели и, как следствие, развитие релаксационных процессов в оболочке детали при ее "наращивании".

A device for stress relieving in the process of part geometry formation by method of plasma spraying on metal mold without its previous heating is offered. It is shown that the effect of stress relieving is achieved at the expense of mold position on the moving element of the magnetic core of the electromagnetic system and its loading by imposed force that provides resonant vibration mode and, as a consequence, the relaxation process development in the part envelope during its build-up.

Технологический процесс формования деталей плазменным напылением применяют для изготовления матриц пресс-форм и кокилей, имеющих сложную конфигурацию формообразующей полости [1–3].

Процесс осуществляется поэтапно. На металлическую модель с нанесенным противоадгезионным покрытием напыляют слой необходимого по свойствам материала (так называемую оболочку – рабочий слой изделия), несущий впоследствии основные эксплуатационные нагрузки. Последующим технологическим приемом (заливкой оболочки металлом или напылением менее твердого и износостойкого материала) наносится конструкционный слой по размерам, близким к посадочным размерам детали в плиту пресс-формы или кокиля. На заключительном этапе модель извлекают из напыленной оболочки, формообразующая полость которой точно копирует конструктивные элементы модели и состояние ее поверхности.

Перед напылением металлическую модель нагревают до температуры 700...800 °С [1, 2]. Нагрев обеспечивает, с одной стороны, свободное извлечение модели из напыленной оболочки детали после охлаждения за счет различия *коэффициентов термического расширения* (КТР) материалов модели и детали (по условию КТР материала модели должен быть больше КТР материала детали), а с другой – снижение уровня внутренних напряжений, развивающихся при "наращивании" оболочки и являющихся причиной или преждевременного отделения оболочки от модели при достижении критической толщины слоя, или нарушения ее сплошности. Однако нагрев модели приводит и к увеличению ее размеров по сравнению с реально заданными, что лимитирует размерную точность получаемых деталей. Снизить влияние внутренних напряжений на ход формирования структуры оболочки детали и КТР материалов модели и детали на размерную точность рабочей полости форм можно путем устранения операции предварительного нагрева модели.

Цель проведенных исследований заключалась в разработке способа снятия внутренних напряжений в оболочке детали в процессе ее формирования на модели без предварительного нагрева последней.

Для реализации поставленной цели было предложено устройство [4], содержащее двухполюсную электромагнитную систему *1* (рис. 1), полюсные наконечники *2* и *3* которой замкнуты подвижной частью магнитопровода *7*. Подвижная часть магнитопровода выполнена в форме траверсы из ферромагнитного материала. Устройство снабжено вращающимся вокруг своей оси столом *6*, кинематически связанным с траверсой. Стол *6* закреплен на траверсе посредством

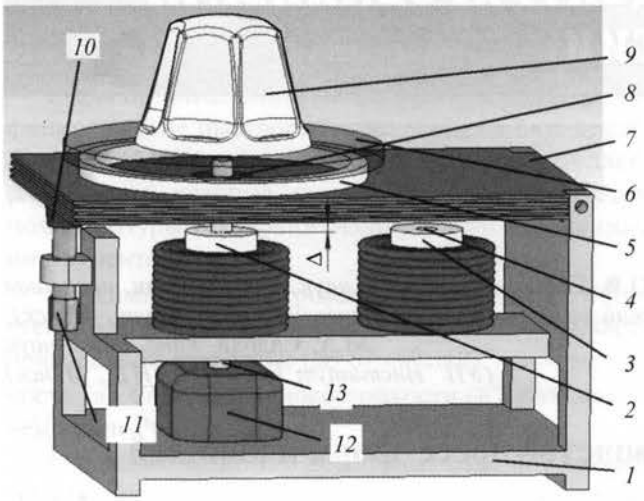


Рис. 1. Устройство для снятия внутренних напряжений в формообразующих деталях

опор *5* качения-скольжения и связан с приводом *12* своего вращения через канал *4*, выполненный в одном из полюсных наконечников *2* или *3*.

Вал *13* вращающегося стола *6* связан с магнитопроводом *7* посредством подшипниковой опоры *8*. На столе *6* устройства размещают модель *9* сложной пространственной формы и от привода *12* задают вращение столу *6* вокруг оси с частотой 30 мин$^{-1}$.

В электромагнитную систему подают сетевое напряжение 220 В с номинальным током 10 А. С помощью гаечно-винтового механизма *11* через упругий элемент *10* модель нагружают внешней силой путем разрыва контакта между магнитопроводом и полюсным наконечником *2*. Упругий элемент обеспечивает нагружение модели колебаниями требуемой частоты. Изменяя зазор Δ между подвижной частью магнитопровода и полюсным наконечником *2* и измеряя амплитудочастотомером значения частот, строят резонансную характеристику, по которой определяют интервал резонансных частот рабочего режима нагружения модели и номинальный зазор, при котором он достигается.

На модель-подложку из стали 45 с карбидным противоадгезионным покрытием, полученным термодиффузионной обработкой в хромсодержащей смеси, напыляли порошки ПР-НД42СР (NiCuBSi) и ПР-10Р6М5 (FeWMoCr), выпускаемые по ТУ 14-1-3997–85 и ТУ 14-1-3851–84 соответственно. Первый состав рекомендован производителем для исправления дефектов чугунного литья и восстановления чугунных пресс-форм, второй – для изготовления формообразующего инструмента, восстановительного ремонта и упрочнения штамповой оснастки. Перед напылением поверхность подложки полировали до Ra = 0,032...0,060 мкм. Полирование обусловлено спецификой процесса формообразования [2].

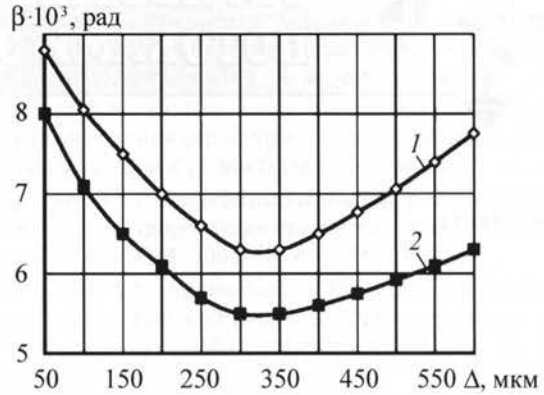


Рис. 2. Зависимость физического уширения β от зазора Δ между подвижной частью магнитопровода и полюсным наконечником при напылении порошков:
1 – FeWMoCr; *2* – NiCuBSi

Напыление проводили в дуге аргоноаммиачной плазмы при мощности дуги 32 кВт, дистанции напыления 0,12 м, расходе порошка 40 г/мин [5]. Зазор Δ между подвижной частью магнитопровода *7* и полюсным наконечником *2* изменяли в диапазоне 50...600 мкм. Установлено, что независимо от значения Δ под действием знакопеременного магнитного поля, прикладываемого во время магнитной стабилизации, происходит снятие в напыленных покрытиях внутренних напряжений, возникающих вследствие термических условий напыления, о чем свидетельствуют данные рентгеноструктурного анализа (рис. 2). При этом максимальный эффект достигается в случае зазора 300...350 мкм, при котором обеспечивается резонансный режим вибрации подложки и, как следствие, развитие релаксационных процессов в покрытиях. Последнее подтверждается результатами электронно-микроскопических исследований.

В покрытиях NiCuBSi, полученных в интервале резонансных частот вибрации подложки, прослеживается формирование совершенной блочной структуры (рис. 3) при заметной пористости (напыление проводили без оплавления покрытий). О факте раз-

Рис. 3. Электронная микрофотография покрытия NiCuBSi, напыленного при резонансном режиме вибрации подложки (×40 000)

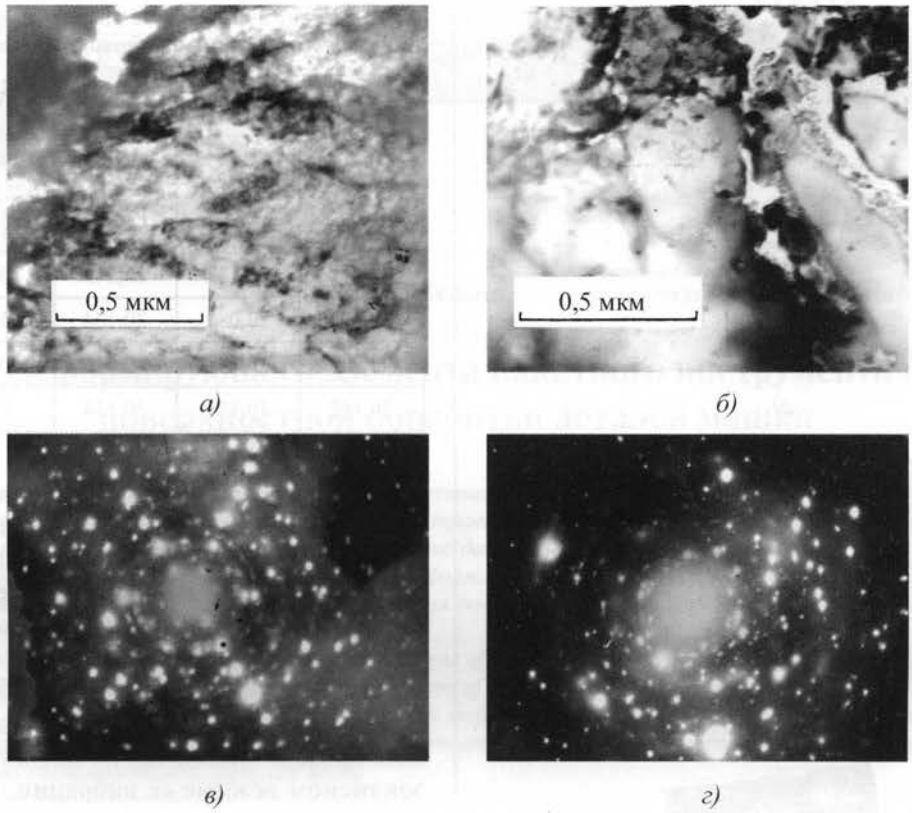


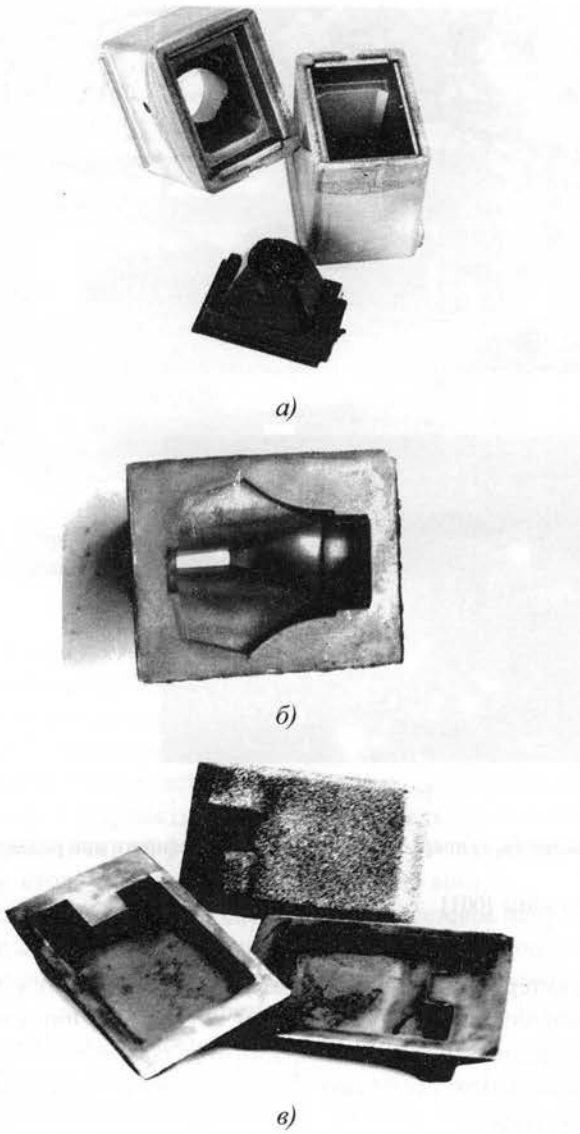
Рис. 4. Электронные микрофотографии (*а*, *б*) и картины микродифракции (*в*, *г*) покрытия FeWMoCr, напыленного при резонансном режиме вибрации подложки:
а, *в* – мартенсит, ось зоны [111]; *б*, *г* – остаточный аустенит, ось зоны [001]

вития разупрочняющих процессов, определяющих уровень внутренних напряжений в покрытиях, дополнительно свидетельствует и толщина наращиваемого слоя покрытия. Если при напылении порошка на неподвижную подложку коробление покрытия наблюдалось уже при толщине слоя ≈0,3...0,5 мм, то напыление в режиме резонансной частоты вибрации подложки обеспечивало (при прочих равных условиях) наращивание слоя толщиной не менее 2...3 мм (в зависимости от геометрии подложки).

Следует отметить, что во всех случаях толщина наращиваемого слоя покрытия FeWMoCr была меньше, чем слоя NiCuBSi. Вероятной причиной этого являются структурные превращения в материале покрытия в момент его формирования. Данные электронно-микроскопического и рентгеноструктурного анализа показывают, что при резонансном режиме вибрации структура покрытия FeWMoCr является типичной для закаленной стали – мартенсит, остаточный аустенит, карбиды. На рентгенограмме присутствуют также дифракционные линии, принадлежащие фазе $FeO{\cdot}Fe_2O_3$, что свидетельствует об окислении железа при напылении. По морфологическому типу мартенсит может быть классифицирован как реечный, для которого характерно объединение узких кристаллов-реек с почти параллельными границами в пакете. Образование мартенсита такой морфологии связано, очевидно, с высокими степенью легирования и деформацией аустенита.

На рис. 4, *а* представлена электронная микрофотография участка фольги с реечным мартенситом с шириной пластин примерно 0,1...0,2 мкм. Ось зоны мартенсита [111]. О высокой степени его дисперсности свидетельствует распределение рефлексов по окружности, диаметр которой соответствует межплоскостным расстояниям мартенсита. Диспергирование мартенсита объясняется закалкой аустенита из жидкого состояния. В других участках фольги наблюдается структура остаточного аустенита (рис. 4, *б*). Ось зоны аустенита [001]. Структура остаточного аустенита – фрагментированная, плотность дислокаций во фрагментах невелика.

Размерная точность получаемой оболочки детали (формообразующей полости матрицы) при напылении порошка на холодную модель является важнейшей характеристикой изготовляемой оснастки. Ее оценку проводили методом сопоставления размеров напыленной оболочки размерам модели, выполнен-



а)

б)

в)

Рис. 5. Матрицы пресс-форм и кокилей для производства изделий из пластмасс (*а*), отливок из сплавов на основе цинка (*б*) и алюминия (*в*)

ной в форме цилиндра. Напыляли порошок NiCuBSi. Результаты измерений приведены в таблице.

По данным таблицы видно, что соответствие размеров рабочей полости матриц пресс-форм и кокилей является удовлетворительным и обеспечивает возможность получения отливок с требуемыми параметрами точности.

На рис. 5 представлены примеры матриц пресс-форм и кокилей для производства изделий из пластмасс, отливок из сплавов на основе цинка и алюминия.

Размерное соответствие диаметров формообразующей модели и напыленной оболочки детали

Диаметр модели, мм		Диаметр полости матрицы d_3, мм	Отклонение диаметра $\Delta = d_3 - d_1$, мм	Относительное отклонение $\frac{\Delta}{d_1} \cdot 100\,\%$
исходный d_1	конечный d_2			
20,151	20,122	20,143	0,008	0,040
20,113	20,080	20,104	0,009	0,045
20,045	20,011	20,040	0,005	0,025
20,162	20,123	20,154	0,008	0,040

Таким образом, установлено, что фактором, лимитирующим размерную точность рабочей полости матриц пресс-форм и кокилей, изготовляемых плазменным напылением, является предварительный нагрев формообразующей модели, который обеспечивает снижение уровня внутренних напряжений, развивающихся при наращивании "оболочки" детали.

Предложенное устройство позволяет осуществлять процесс напыления на холодную модель при резонансном режиме ее вибрации, что обеспечивает развитие релаксационных процессов в оболочке в ходе ее формирования. Этим приемом достигается удовлетворительное соответствие размеров модели и формообразующей полости детали.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Дмитрович А.М., Логинов И.З.** Прогрессивный метод изготовления технологической оснастки плазменным напылением. Минск: БелНИИНТИ, 1980. 32 с.

2. **Соколов Ю.В., Кочан Г.В.** Технологические аспекты процесса изготовления матриц пресс-форм напылением и пути его совершенствования. Минск: БелНИИНТИ, 1990. 28 с.

3. **Технология** изготовления матриц литейных форм / Ю.В. Соколов, М.А. Садоха, Ф.А. Чахович и др. // Литейное производство. 1996. № 1. С. 9–12.

4. **Пат. 8644 РБ.** Устройство для снятия внутренних напряжений в формообразующих деталях / Ю.В. Соколов, Г.И. Залужный, В.А. Хлебцевич, Д.А. Попок. Опубл. в офиц. бюл. "Изобретения. Полезные модели. Промышленные образцы". № 3 от 30.06.2006.

5. **Соколов Ю.В., Садоха М.А.** Общий подход к расчету тепловых режимов при плазменном формообразовании // Перспективы развития поверхностного и объемного упрочнения сплавов: сб. науч. тр. / под ред. Л.Г. Ворошнина. Минск, 2004. С. 93–98.

УДК 621.923

М.Л. Хейфец *(Полоцкий государственный университет, Беларусь)*

Движение деформирующего элемента накатного инструмента в процессе поверхностной обработки деталей машин

Рассмотрены кинематика и динамика деформирующего элемента накатного инструмента для поверхностной упрочняющей обработки. Определены различные траектории движения площадки контакта деформирующего элемента по обрабатываемой поверхности. Изучено движение деформирующего элемента по шероховатой поверхности. Исследована устойчивость движения деформирующих элементов различной формы. Даны рекомендации по проектированию накатного инструмента для поверхностной упрочняющей обработки.

The kinematics and dynamics of deforming element of rolling tool for superficial strengthening processing are considered. Various trajectories of movement of a platform of contact of deforming element on the processing surface are determined. Movement of deforming element on a rough surface is investigated in view of influence of factor of friction. Stability of movement of deforming elements of various form are investigated. Recommendations on designing of rolling tools for superficial strengthening processing are given.

Введение

Образование поверхностей деталей машин пластическим деформированием – одно из наиболее простых и эффективных направлений улучшения качества, стойкости и прочности поверхностного слоя. В процессе поверхностной пластической обработки деформирующий элемент, обладающий множеством степеней свободы, получает стохастические импульсы от столкновений с микровыступами обрабатываемой поверхности, в результате чего элемент помимо движения подачи приобретает вращательное движение.

Кинематика и динамика деформирующего элемента

Рассмотрим движение вращения, представив, что в деформирующем элементе жестко закреплена точка O, лежащая на его оси симметрии, но не совпадающая с центром масс S (рис. 1). Так как деформирующий элемент находится в потенциальном поле силы тяжести $\overline{G}$, силы прижима $\overline{P}$, то его можно рассматривать как симметричный неуравновешенный волчок [1].

Если ввести координаты таким образом, чтобы среди них были углы вращения вокруг вертикальной оси и вокруг оси деформирующего элемента, то такие циклические координаты сведут задачу с тремя степенями свободы к задаче с одной степенью свободы [2].

Принимаем следующие обозначения:

$\overline{e}_x, \overline{e}_y, \overline{e}_z$ – орты неподвижной системы координат в точке O;

$\overline{e}_1, \overline{e}_2, \overline{e}_3$ – орты связанной с элементом подвижной системы координат, направленные по осям инерции тела в точке O;

I_1, I_2, I_3 – моменты инерции элемента в точке O;

$\overline{e}_N$ – орт оси $\overline{e}_z \times \overline{e}_3$, называемой линией узлов.

Чтобы перевести неподвижный репер $(\overline{e}_x, \overline{e}_y, \overline{e}_z)$ в подвижный $(\overline{e}_1, \overline{e}_2, \overline{e}_3)$, необходимо выполнить три поворота: на угол прецессии φ вокруг оси $\overline{e}_z$, при этом $\overline{e}_z$ остается на месте, а $\overline{e}_x$ переходит в $\overline{e}_N$; на угол нутации θ вокруг оси $\overline{e}_N$, при этом $\overline{e}_z$ переходит в $\overline{e}_3$, а $\overline{e}_N$ остается на месте; на угол собственного вращения ψ вокруг оси $\overline{e}_3$, при этом $\overline{e}_N$ переходит в $\overline{e}_1$, а $\overline{e}_3$ остается на месте. Углы φ, ψ, θ, изменяющиеся в пределах $0 < \varphi < 2\pi$, $0 < \psi < 2\pi$, $0 < \theta < \pi$, называются углами Эйлера [1].

Потенциальная энергия деформирующего элемента массой m

$$\Psi = mgz_0 = mgR\cos\theta,$$

где g – ускорение потенциального поля,

z_0 – высота центра тяжести над точкой O,

R – расстояние от центра тяжести до точки касания элемента с поверхностью.

Кинетическая энергия задается формулой

$$\Xi = (I_1\omega_1^2 + I_2\omega_2^2 + I_3\omega_3^2)/2 =$$
$$= (\theta^2 + (\varphi')^2\sin\varphi)I_1/2 + (\psi' + \varphi'\cos\theta)^2 I_3/2,$$

где ω_1, ω_2, ω_3 – скорости вращения относительно орт $\overline{e}_1, \overline{e}_2, \overline{e}_3$.

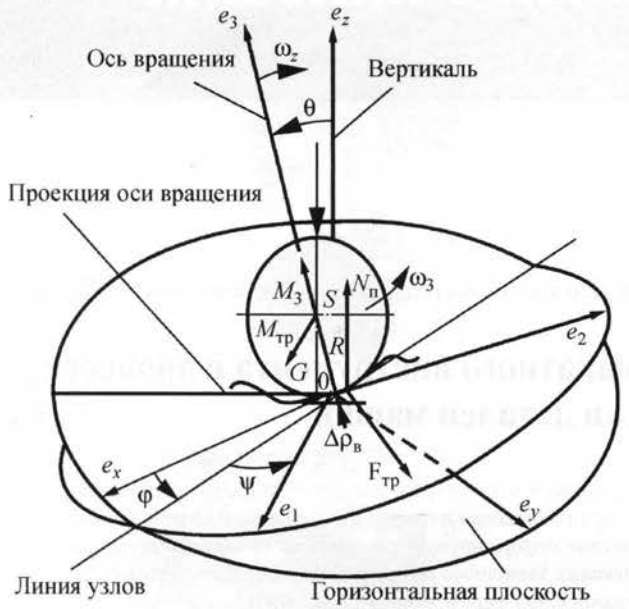


Рис. 1. Система координат и расчетная схема кинематики и динамики деформирующего элемента

Выразив производные φ' и ω' через проекции кинетического момента на вертикаль $M_z = \partial(\Xi - \Psi)/\partial\varphi'$ и на ось вращения тела $M_3 = \partial(\Xi - \Psi)/\partial\psi'$, получим полную энергию системы

$$E_п = mgR\cos\theta + (\theta_1')^2/2 + \\ + (M_z - M_3\cos\theta)^2/(2I_1\sin^2\theta) + M_3^2/(2I_3). \quad (1)$$

Исключим из рассмотрения слагаемое $M_3^2/(2I_3)$, не влияющее на уравнение при изменении θ. Для изучения полученной одномерной системы выразим

$$\varphi' = (M_z - M_3\cos\theta)/(I_1\sin^2\theta), \quad (2)$$

$$\psi' = M_3/I_3 - (\cos\theta)\varphi. \quad (3)$$

Заменим $\cos\theta = u$, обозначая $M_z/I_1 = a$, $M_3/I_1 = b$, $2E_п/I_1 = \alpha$, $2mgR/I_1 = \beta$, чтобы получить закон сохранения энергии (1) в виде:

$$(u')^2 = (\alpha - \beta u)(1-u)^2 - (a - bu)^2 = f(u), \quad (4)$$

а зависимости изменения углов (2) и (3):

$$\varphi' = (a - bu)/(1 - u^2),$$

$$\psi' = (I_1/I_3)b - u\varphi'.$$

Вследствие того, что $f(u)$ – полином третьей степени (см. формулу (4)), а действительному движению отвечают только такие постоянные a, b, φ, β, при которых $(u')^2 \geq 0$, то $f(u)$ имеет два вещественных корня u_1, u_2 на отрезке $-1 \leq u \leq 1$ и один при $u > 1$. В результате этого наклон оси деформирующего элемента θ меняется периодически между двумя предельными значениями θ_1 и θ_2, а движение оси вращения элемента имеет качественно разный характер в случаях: $u^* > u_2$, $u_1 < u^* < u_2$, $u^* = u_2$ и $u^* = u_1$, где $u^* = a/b = M_z/M_3$.

В первом случае $u_2 < u^*$, т.е. $\varphi' > 0$ при всех u в интервале $u_1 \leq u \leq u_2$. Направление оси колеблется между θ_1 и θ_2, иначе говоря, ось перемещается, совершая прецессию в одну и ту же сторону положительного направления угла φ, описывает кривую типа синусоиды.

Во втором случае $u_1 < u^* < u_2$, $\varphi' > 0$ при $u = u_1$ и $\varphi' < 0$ при $u = u_2$, следовательно, движение имеет петлеобразный характер.

В третьем случае $\varphi' = 0$ при $u_2 = u^*$ и ось движется по кривой с остриями. Подобное движение при $u_1 = u^*$ будет иметь место, если в начальный момент деформирующий элемент вращается относительно своей оси симметрии в фиксированном положении $\varphi = \varphi_0$. Причем $\varphi_0' = 0$, $\theta = \theta_0 = \theta_1$, $\theta_0' = 0$, а при остальных значениях $\theta < \theta_0$ скорости φ' и θ' не могут одновременно равняться нулю.

Исследуем устойчивость вращения деформирующего элемента. Для этого рассмотрим случай, при котором ось вращения вертикальна $\theta = 0$, а угловая скорость постоянна, тогда проекция кинетического момента $M_z = M_3 = I_3\omega_3$.

Разложим эффективную потенциальную энергию системы

$$E_{эф} = mgR\cos\theta + (M_z - M_3\cos\theta)^2/(2I_1\sin\theta)$$

в ряд Макларена по степеням θ

$$E_{эф} = (I_3^2\omega_3^2/(8I_1) - mgR/2)\theta^2 + \ldots = A\theta^2 + \ldots.$$

Если $A > 0$, то положение равновесия $\theta = 0$ одномерной системы устойчиво, а если $A < 0$, то неустойчиво [2]. Следовательно, условие устойчивости имеет вид:

$$\omega_3 > 2\sqrt{mgRI_1}/I_3. \quad (5)$$

При выполнении условия (5) ось вращения устойчива относительно таких возмущений, которые изменяют значения не только θ, но и M_z, M_3.

Согласно условию устойчивости (5) скорость вращения должна быть достаточно велика, что встречается крайне редко в технологических задачах. Кроме того, процессы трения и тепловые процессы, ведущие к росту коэффициентов трения скольжения и качения [3, 4], вызывают снижение скорости вращения деформирующего элемента.

Движение деформирующего элемента по шероховатой поверхности

Исследуем влияние силы трения $\overline{F}_{тр}$ (см. рис. 1) на движение деформирующего элемента, так как одним из эффектов воздействия $\overline{F}_{тр}$ является приближение оси вращения элемента к вертикали [5]. Для этого рассмотрим деформирующий элемент, вращающийся вокруг своей оси без начальной скорости центра масс S, причем ось вращения элемента составляет с вертикалью угол θ.

Кинематический момент $\overline{M}_3 = I_3\overline{\omega}_3$ элемента относительно S в начальный момент направлен вдоль оси вращения. Деформирующий элемент касается опорной площадки в точке D, а сила трения $\overline{F}_{тр}$ направлена в сторону, противоположную скорости точки D. Момент $\overline{M}_{тр}$ силы трения относительно центра масс направлен перпендикулярно плоскости, проходящей через S и $\overline{F}_{тр}$

$$\overline{M}_{тр} = \overline{M}_1 + \overline{M}_2,$$

где $\overline{M}_1$ и $\overline{M}_2$ – составляющие $\overline{M}_{тр}$ в перпендикулярном и параллельном M_3 направлениях соответственно.

По теореме об изменении кинетического момента [1, 5] скорость точки на конце вектора $\overline{M}_3$ равна скорости аналогичной точки $\overline{M}_{тр}$. Следовательно, $\overline{M}_3$, уменьшаясь по величине вследствие наличия составляющей $\overline{M}_2$, стремится занять вертикальное положение в результате наличия $\overline{M}_{тр}$. Поэтому вектор $\overline{M}_3$, а вместе с ним и ось вращения деформирующего элемента под влиянием трения стремятся занять вертикальное положение.

Перейдем к изучению движения деформирующего элемента при наличии трения по протяженной плоской шероховатой поверхности. Рассмотрим две системы координат $(\overline{e}_1, \overline{e}_2, \overline{e}_3)$ (см. рис. 1): неподвижную с началом в точке O, и поступательно движущуюся с началом в центре масс элемента S и осями, параллельными соответствующим осям неподвижной системы.

Реакцию поверхности представим в виде суммы:

$$\overline{R}_п = \overline{N}_п + \overline{F}_{тр}, \qquad (6)$$

где $\overline{N}_п$ – нормальная составляющая $\overline{R}$.

Если $\overline{\omega}$ – угловая скорость элемента, а $\overline{v}_S$ – скорость его центра масс S, то $\overline{v}_D$ – скорость точки D, в которой элемент касается поверхности, вычислим по формуле:

$$\overline{v}_D = \overline{v}_S + \overline{\omega}\cdot\overline{SD}. \qquad (7)$$

Силу трения скольжения представим в виде:

$$\overline{F}_{тр} = -k_{тр} N_п \overline{e}_D,$$

где $k_{тр}$ – коэффициент трения;

$\overline{e}_D$ – единичный вектор, направленный вдоль вектора скорости точки D.

По теореме о движении центра инерции [1, 5]:

$$m\,d\overline{v}_D/d\tau = m\overline{g} + \overline{R}. \qquad (8)$$

Из теоремы об изменении кинетического момента во времени τ $\overline{M}_S = I\omega$ для движения относительно центра масс S получаем

$$I\,d\overline{\omega}/d\tau = \overline{SD}\times\overline{R}_п. \qquad (9)$$

Уравнения (8) и (9) в скалярной форме запишем в виде:

$$m\,d^2 x_S/d\tau^2 = F_{тр\,x};\; m\,d^2 y_S/d\tau^2 = F_{тр\,y};\quad m\,d^2 z_S/d\tau^2 = -mg + N_п = 0; \qquad (10)$$

$$I\,d\omega_x/d\tau = RF_{тр\,y};\; I\,d\omega_y/d\tau = -RF_{тр\,x};\quad d\omega_z/d\tau = 0, \qquad (11)$$

где x_S, y_S, z_S – координаты центра масс S в неподвижной системе с началом в точке O;

$F_{тр\,x}$, $F_{тр\,y}$ – проекции $\overline{F}_{тр}$ на $\overline{e}_x$ и $\overline{e}_y$ соответственно;

ω_x, ω_y, ω_z – проекции $\overline{\omega}$ на $\overline{e}_x, \overline{e}_y, \overline{e}_z$.

Проекции сил на вертикаль показывают (см. формулы (10)), что нормальная реакция поверхности вне зависимости от того, скользит деформирующий элемент по поверхности или нет, равна силам потенциального поля, таким как прижим и вес. Проекция угловой скорости на вертикаль (см. формулу (11)) при этом остается постоянной.

Если в начальный момент имеет место скольжение, то $v_D \neq 0$. Продифференцируем по времени τ формулу (7) и, воспользовавшись равенствами (6), (8) и (9), получим

$$d\overline{v}_D/d\tau = (R^2/I + 1/m)\overline{F}_{тр}.$$

Преобразуем, подставив $\overline{v}_D = v_D\overline{e}_D$ и $\overline{F}_{тр} = -k_{тр}mg\overline{e}_D$,

$$\overline{e}_D\,dv_D/d\tau + v_D\,d\overline{e}_D/d\tau = -(1 + mR^2/I)k_{тр}\,g\overline{e}_D. \qquad (12)$$

Так как $\overline{e}_D$ – единичный вектор, то производная перпендикулярна ему и равна нулю, т.е. $d\overline{e}_D/d\tau = 0$, следовательно, сила трения $\overline{F}_{тр}$ неизменна по величине и направлению.

Скорость точки D в соответствии с формулой (12) изменяется во времени

$$v_D(\tau) = v_D(0) - (1 + mR^2/I)k_{тр}\,g\tau. \qquad (13)$$

Обозначим через δ_D постоянный угол, который составляют векторы $\overline{v}_D$ и $\overline{e}_x$, тогда из выражений (10) и (11) получим:

$$x_S(\tau) = x_S(0) + x'_S(0)\tau - k_{тр}\,g(\cos\delta_D)\tau^2 2;\quad y_S(\tau) = y_S(0) + y'_S(0)\tau - k_{тр}\,g(\sin\delta_D)\tau^2/2; \qquad (14)$$

$$\omega_x(\tau) = \omega_x(0) - Rk_{тр}mg(\sin\delta_D)\tau/I;\quad \omega_y(\tau) = \omega_y(0) + Rk_{тр}mg(\cos\delta_D)\tau/I. \qquad (15)$$

Следовательно, если в начальный момент векторы скоростей центра масс S и точки D непараллельны,

то на стадии движения со скольжением при зафиксированном прямолинейном движении центра S точка касания D деформирующего элемента с поверхностью движется по параболе, описанной формулами (14), и вращается относительно центра S со скоростями, рассчитываемыми по формулам (15). Такое движение согласно выражению (13) происходит до момента

$$\tau = \mathrm{v}_D(0)/(k_{\text{тр}}\, g(1+mR^2/I)),$$

пока скольжение не прекратится и не начнется стадия качения деформирующего элемента.

Качение и вращение деформирующего элемента на шероховатой поверхности происходит по траектории согласно полученным зависимостям (2) и (3) в соответствии с изменениями коэффициента трения $k_{\text{тр}}$ между деформирующим элементом и обрабатываемой поверхностью.

Устойчивость движений деформирующего элемента

Исследуем устойчивость движения деформирующего элемента, закрепленного в центре масс S, находящегося под действием сил потенциального поля и реакций закрепления по главным осям инерции. Главный момент внешних сил относительно S в этом случае равен нулю.

Рассмотрим оси координат $(\bar{e}_x, \bar{e}_y, \bar{e}_z)$, скрепленные с движущимся элементом (см. рис. 1) и являющиеся главными осями инерции для точки S. Динамические уравнения Эйлера для деформирующего элемента имеют вид [6]:

$$I_x\omega_x' + (I_z - I_y)\omega_z\omega_y = 0,\ I_y\omega_y' + (I_x - I_z)\omega_x\omega_z = 0,\ I_z\omega_z' + (I_y - I_x)\omega_y\omega_x = 0. \quad (16)$$

Пусть $\omega_y = \omega_z = 0$, $\omega_x = \omega_0 = \text{const}$ являются решениями уравнений (16). Если величины ω_y и ω_z остаются малыми с течением времени τ при сообщении элементу незначительных вращений в виде малых начальных угловых скоростей ω_{0y} и ω_{0z}, то вращение вокруг главной оси инерции считают устойчивым. Если величины ω_y и ω_z неограниченно возрастают, то вращение – неустойчиво [7].

Предположив, что вращение вокруг $\bar{e}_x$ устойчиво, отбросив малые второго порядка, после дифференцирования (16) получаем:

$$\omega_y'' + \alpha\omega_y = 0,\ \omega_z'' + \alpha\omega_z = 0, \quad (17)$$

где $\alpha = \omega_0^2(I_x - I_z)(I_x - I_y)/I_yI_z$.

При $\alpha < 0$ решения уравнений (17) запишем

$$\omega_y = C_1\exp(\sqrt{|\alpha|}\tau) + C_2\exp(-\sqrt{|\alpha|}\tau),$$

$$\omega_z = C_3\exp(\sqrt{|\alpha|}\tau) + C_4\exp(-\sqrt{|\alpha|}\tau),$$

а при $\alpha > 0$ решения имеют вид

$$\omega_y = C_5\cos(\sqrt{\alpha}t) + C_6\sin(\sqrt{\alpha}t),$$

$$\omega_z = C_7\cos(\sqrt{\alpha}t) + C_8\sin(\sqrt{\alpha}t),$$

где C_1–C_8 – постоянные интегрирования.

Это значит, что при $\alpha > 0$ вращение вокруг главной оси инерции $\bar{e}_x$ устойчиво. Условие $\alpha > 0$ может выполнятся в двух случаях: при $I_x > I_z$ и $I_x > I_y$ или $I_x < I_z$ и $I_x < I_y$. Следовательно, вращение вокруг главной оси инерции $\bar{e}_x$ является устойчивым, если момент инерции относительно этой оси $\bar{e}_x$ наибольший или наименьший.

При $\alpha < 0$ вращение неустойчиво: при $I_y < I_x < I_z$ или $I_y > I_x > I_z$, т.е. при среднем значении момента инерции относительно главной оси I_x в сравнении с I_y и I_z. Следовательно, устойчивы движения таких деформирующих элементов, момент инерции которых относительно оси вращения наименьший или наибольший. Предпочтительными, при прочих равных условиях, являются элементы с наибольшим моментом инерции, так как это дает больший собственный кинетический момент, и ось вращения оказывается более устойчивой к действию сил сопротивления [6].

Заключение

Исследование движений деформирующего элемента показало, что их вид и стабильность при возмущениях, вызванных взаимодействием с обрабатываемой поверхностью, зависят главным образом от формы, размеров и условий прижима элемента. Результаты исследований кинематики и динамики работы инструментов-накатников позволяют рассмотреть характер нагружения шероховатой поверхности при формировании параметров поверхностного слоя в процессе пластической деформации.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Добронравов В.В.** Основы аналитической механики. М.: Высшая школа, 1976. 264 с.

2. **Арнольд В.И.** Математические методы классической механики. М.: Наука, 1989. 472 с.

3. **Седов Л.И.** Механика сплошной среды. Т. 1. М.: Наука, 1970. 492 с.

4. **Седов Л.И.** Механика сплошной среды. Т. 2. М.: Наука, 1970. 568 с.

5. **Макеев А.П.** Теоретическая механика. М.: Наука, 1990. 416 с.

6. **Никитин Н.Н.** Курс теоретической механики. М.: Высшая школа, 1990. 607 с.

7. **Пановко Я.Г., Губанова И.И.** Устойчивость и колебания упругих систем: Современные концепции, парадоксы и ошибки. М.: Наука, 1987. 352 с.

УДК 621.774.01.8

Ю.А. Цеханов *(Воронежский государственный архитектурно-строительный университет),*
С.Е. Шейкин *(Институт сверхтвердых материалов им. В.Н. Бакуля НАН Украины),*
Е.А. Балаганская *(Воронежский ГТУ)*

Определение контактных давлений по микротвердости поверхностного слоя при деформирующем протягивании трубных заготовок

Предложена методика расчета контактных давлений по распределению микротвердости в пластически деформированном поверхностном слое при деформирующем протягивании, выполнена оценка ее точности, определены граничные условия применения.

The calculating methodic of contact pressures on spreading of microhardness in plastic-deformed surface layer during deforming broaching was proposed. The estimation of its precision was done and bounding conditions of applying were determined.

Деформирующее протягивание – процесс обработки отверстий в деталях машин методом холодного ступенчатого пластического деформирования. При применении этого процесса достигаются снижение трудоемкости обработки, повышение коэффициента использования металла, улучшение состояния поверхностного слоя. При этом наличие слоя деформационного упрочнения, формируемого в процессе обработки, повышает долговечность обработанных деталей.

Назначение технологических режимов деформирующего протягивания, как правило, проводят с учетом результатов расчета инструмента на прочность и требований к состоянию поверхностного слоя. Одним из наиболее важных технологических параметров процесса деформирующего протягивания, который необходим для проведения указанных выше расчетов, является контактное давление в зоне взаимодействия инструмента и обрабатываемой заготовки. В работе [1] приведена методика определения среднего контактного давления, основанная на экспериментальном измерении осевой силы протягивания и протяженности контакта поверхности инструмента (по образующей) с обрабатываемой заготовкой. С ее помощью получены основные зависимости среднего контактного давления от технологических режимов процесса деформирующего протягивания. Однако методика не позволяет получить картину распределения контактных давлений по протяженности поверхности контакта. Распределение напряжений в контактной зоне можно изучить на основании результатов исследования напряженно-деформированного состояния зоны пластического деформирования, непосредственно прилегающей к контактной поверхности.

Исследование напряженно-деформированного состояния деталей с бесконечной толщиной стенки при деформирующем протягивании проводили многие авторы [2–6]. Наиболее точно такая задача решена методом линий скольжения по распределению микротвердости [6].

Вследствие малых углов конусности деформирующих элементов протяжек и применения высокоэффективных смазок, существенно снижающих трение на контактной поверхности, принята расчетная схема (рис. 1), соответствующая вдавливанию штампа

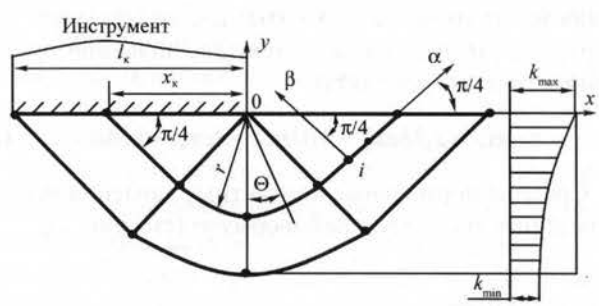


Рис. 1. Расчетная схема для исследования напряженного состояния в контактной зоне методом линий скольжения

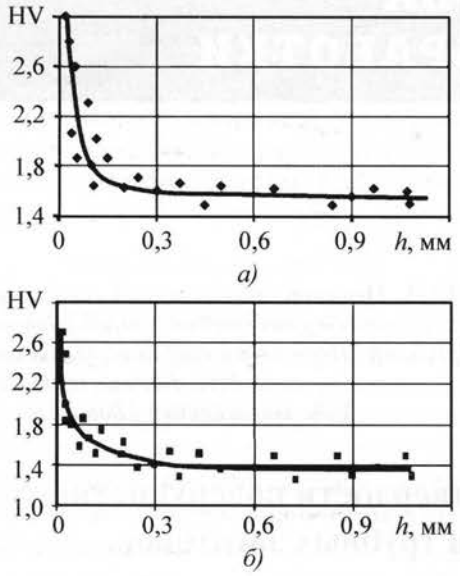


Рис. 2. Распределение микротвердости HV в поверхностном слое толщиной *h* деталей с бесконечной толщиной стенки после двух циклов деформирующего протягивания:
а – сталь 20; *б* – армко-железо

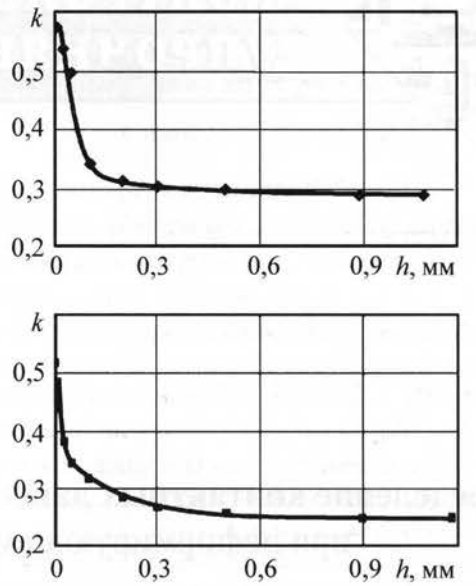


Рис. 3. Распределение постоянной пластичности *k* в поверхностном слое толщиной *h* деталей с бесконечной толщиной стенки после двух циклов деформирующего протягивания:
а – сталь 20; *б* – армко-железо

в пластически неоднородное полупространство с известным распределением интенсивности напряжений по глубине без учета трения [1]. При этом принято, что распределение интенсивности касательных напряжений по толщине пластически деформированного поверхностного слоя носит нелинейный характер и описывается полиномом третьей степени:

$$k = a(-y)^3 + b(-y)^2 + c(-y) + d. \qquad (1)$$

Как показало сравнение результатов расчета напряженного состояния, выполненного с помощью разработанной теоретической модели и с помощью точного, но сложного решения задачи для неоднородного пластического тела, полученного численным методом, погрешность не превышает 6 %, что приемлемо для инженерных расчетов. В результате получены выражения, позволяющие рассчитывать напряжения в различных областях поля линий скольжения. Для расчета контактных давлений в зоне взаимодействия инструмента с обрабатываемым изделием это выражение имеет вид ($x_к$ – текущее значение протяженности зоны контакта)

$$-\sigma_n = 2{,}33ax_к^3 + 3{,}07bx_к^2 + 4cx_к + 5{,}14d. \qquad (2)$$

Средние нормальные контактные давления можно определить по следующей формуле (см. рис. 1):

$$q = \frac{\int_0^{l_к} \sigma_n \, dx}{l_к} = 0{,}5225al_к^3 + 1{,}02bl_к^2 + 2cl_к + 5{,}14d. \qquad (3)$$

Сравним значения средних контактных давлений, полученные расчетом по распределению микротвердости по формуле (3), и значения, полученные расчетом на основании экспериментальных методик [1], при деформирующем протягивании деталей с бесконечной толщиной стенки с отверстием диаметром d_0 = 35 мм, натягом a = 0,1 мм из стали 20 и армко-железа. На рис. 2 приведены зависимости микротвердости от толщины слоя деформационного упрочнения после двух циклов деформирования, полученные экспериментально. Для расчета интенсивности напряжений используем следующую зависимость [7]:

$$\sigma_0 = 0{,}33\text{HV};$$

$$k = \sigma_0 / \sqrt{3}.$$

Распределение постоянной пластичности k по толщине пластически деформированного поверхностного слоя приведено на рис. 3. Аппроксимации этих графиков при обработке деталей из стали 20 и армко-железа соответственно имеют вид

$$y = -163{,}5x^3 + 314{,}64x^2 - 177{,}09x + 57;$$

$$y = -41{,}535x^3 + 88{,}818x^2 - 60{,}329x + 38.$$

Используя формулу (2), можно рассчитать значения контактных давлений σ вдоль по протяженности зоны контакта. На рис. 4 приведены расчетные эпюры контактных давлений. Видно, что характер полу-

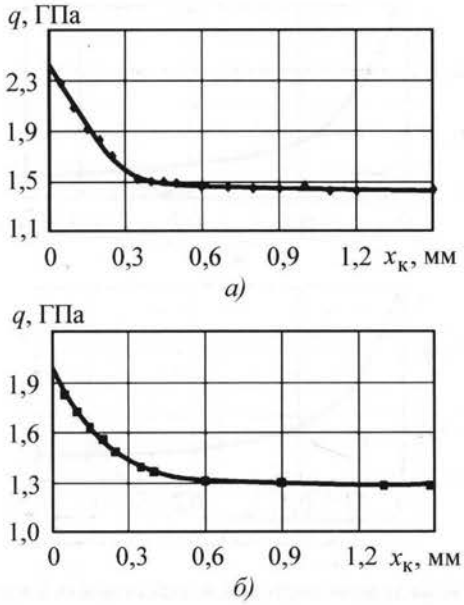


Рис. 4. Распределение контактных давлений q по протяженности контакта $x_к$:
а – сталь 20; *б* – армко-железо

ченных зависимостей одинаков. Контактные давления имеют максимальное значение в точке начала контакта инструмента и обрабатываемой поверхности. По мере удаления от указанной точки давления уменьшаются.

Средние контактные давления рассчитывали по формуле (3), а также согласно [1] по зависимости

$$q = \frac{Q\cos\eta}{\pi D_э l_к \sin(\alpha_и + \eta)}, \qquad (4)$$

где Q – осевая сила протягивания, определяемая непосредственным измерением;

$D_э = 2r_э$ – диаметр и радиус деформирующего элемента;

$\alpha_и$ – рабочий угол инструмента;

$\eta = \mathrm{arctg}\, f$ – угол трения (f – коэффициент трения по Кулону [1]).

Результаты расчетов: для стали 20 $q_{расч}$ = 150 и $q_{эксп}$ = 158 ГПа; для армко-железа $q_{расч}$ = 142 и $q_{эксп}$ = = 136 ГПА. Как видно, значения контактных давлений, полученные расчетом по предложенным зависимостям и по методике [1], удовлетворительно соответствуют друг другу.

В работе [8] установлено, что зона локальной пластической деформации в виде наплыва впереди зоны контакта инструмента и обрабатываемой поверхности образуется также и при деформирующем протягивании деталей с конечной толщиной стенки в случае, когда контактные давления меньше критических [1]. При изменении толщины стенки обрабатываемой

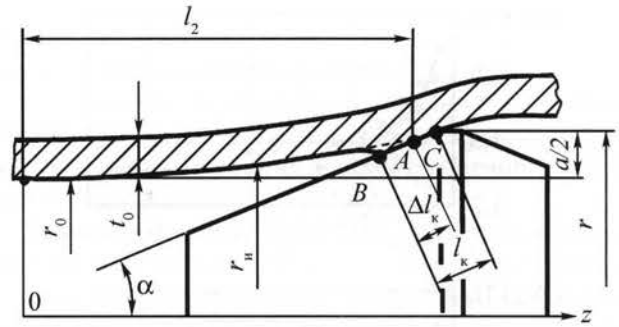


Рис. 5. Схема очага деформации при деформирующем протягивании

детали поверхность наплыва, меняя свои размеры, сохраняет геометрическое подобие (рис. 5). Это свидетельствует о том, что расчетная схема, соответствующая давлению штампа на пластически неоднородное полупространство, примененная для определения напряжений в локальной пластической области при деформирующем протягивании деталей с бесконечной толщиной стенки (рис. 1), может быть использована также при обработке деталей с конечной толщиной стенки. Последнее обстоятельство дает возможность применить положения, установленные в [5, 8], для определения контактных напряжений при обработке деталей с конечной толщиной стенки.

При обработке деталей с конечной толщиной стенки для формообразования заготовок с большими натягами протяженность контакта может достигать значительной величины. Например, при обработке заготовки из трубы 83×5 мм с натягом 2 мм протяженность контакта составляет 6 мм. В этом случае зона локальной пластической деформации не будет охватывать всю контактную зону, поэтому необходимо определить граничные условия применения разработанной модели.

При обработке деталей с конечной толщиной стенки, как показано в работе [9], начиная с некоторого значения натяга a^*, положение точки A (см. рис. 5) начала контакта инструмента с заготовкой остается неизменным при увеличении натяга a. При этом неизменным остается и профиль зоны внеконтактной деформации перед зоной контакта инструмента. Данное исследование выполнено теоретически с помощью энергетической вариационной модели мощности пластических деформаций без учета локальных пластических деформаций, когда $\Delta l_к \to 0$. Следовательно, если $a \to a^*$, то теоретически протяженность контакта стремится к нулю, что имеет свои физические ограничения и, прежде всего, в связи с тем, что уменьшение протяженности контакта приводит к увеличению контактных давлений. В этом слу-

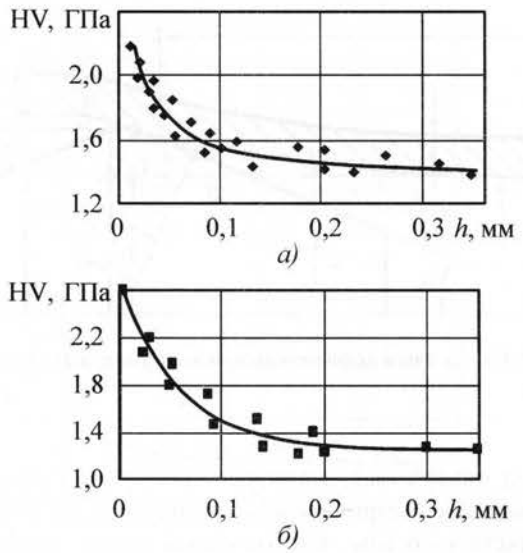


Рис. 6. Распределение микротвердости HV в поверхностном слое толщиной *h* деталей с конечной толщиной стенки после двух циклов деформирующего протягивания:
а – сталь 20; *б* – армко-железо

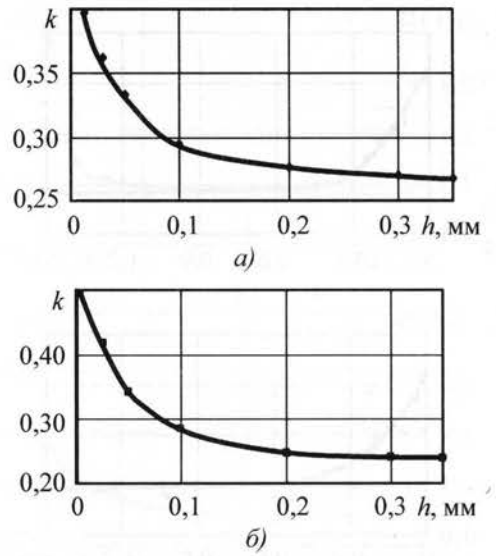


Рис. 7. Распределение постоянной пластичности *k* в поверхностном слое толщиной *h* деталей с конечной толщиной стенки после двух циклов деформирующего протягивания:
а – сталь 20; *б* – армко-железо

чае в силу малости протяженности контакта значение соответствует задаче Прандтля о давлении штампа на пластическое полупространство в условиях плоской деформации [4], причем под контактной поверхностью на всей ее длине возникает область локальной пластической деформации, описываемая указанной моделью [8].

При натягах $a < a^*$ теоретически протяженность контакта также стремится к нулю [9] и имеет место описанное выше явление. При $a > a^*$ с ростом натяга в общей контактной зоне кроме зоны локального пластического деформирования появляется и растет контактная зона, описываемая известной схемой контактного взаимодействия [1]. При этом с ростом натяга возможны уменьшение и исчезновение области локальной пластической деформации – $\Delta l_к \to 0$.

Натяг, определяющий граничные условия реализации указанной модели, можно рассчитать, используя выражение, которое описывает форму образующей внутренней поверхности изделия на участке внеконтактной деформации перед инструментом, где имеет место изгиб стенки детали [9]:

$$r_и = r_0 + \frac{3}{4}\frac{\operatorname{tg}\alpha}{l_2}z^2 - \frac{\operatorname{tg}\alpha}{8l_2^3}z^4, \qquad (5)$$

где $r_и$ – текущее значение радиуса отверстия на участке изгиба стенок детали перед инструментом;

z – расстояние от начала участка изгиба стенки;

l_2 – расстояние от точки начала внеконтактной деформации перед инструментом до начала контакта обрабатываемой детали с рабочей поверхностью инструмента, измеренное вдоль оси обрабатываемой детали (согласно [10] $l_2 = 0{,}61 t_0^{0{,}538} r_0^{0{,}462}$);

t_0 – исходная толщина стенки детали;

r_0 – исходный радиус отверстия в детали.

Подставив в формулу (5) значение $z = l_2$, получим

$$a^* = 2(r - r_0) = 2\left(r_0 + \frac{3}{4}\frac{\operatorname{tg}\alpha}{l_2}z^2 - \frac{\operatorname{tg}\alpha}{8l_2^3}z^4 - r_0\right) = \frac{5}{8}\operatorname{tg}\alpha l_2, \qquad (6)$$

где r – в данном случае радиус отверстия заготовки в теоретической точке контакта.

Величина a^* является технологическим ограничением по применимости формул (2) и (3). При $a \le a^*$ область локальной пластической деформации гарантированно существует под всей контактной поверхностью и описывается моделью для заготовок с бесконечной толщиной стенки [8].

Рассмотрим третий цикл (микрорельеф поверхности уже сформирован) деформирующего протягивания деталей из стали 20 и армко-железа с отверстием диаметром $d_0 = 35$ мм с толщиной стенки $t = 7$ мм, натягом $a = 0{,}1$ мм. Для указанных технологических режимов $a^* = 0{,}4$ мм, т.е условие $a \le a^*$ выполняется. В этом случае для определения параметров деформационного упрочнения можно использовать расчетную модель, разработанную для деталей с бесконечной толщиной стенки.

На рис. 6 и 7 приведены зависимости микротвердости HV и постоянной пластичности k от толщины поверхностного слоя для указанного случая обработки.

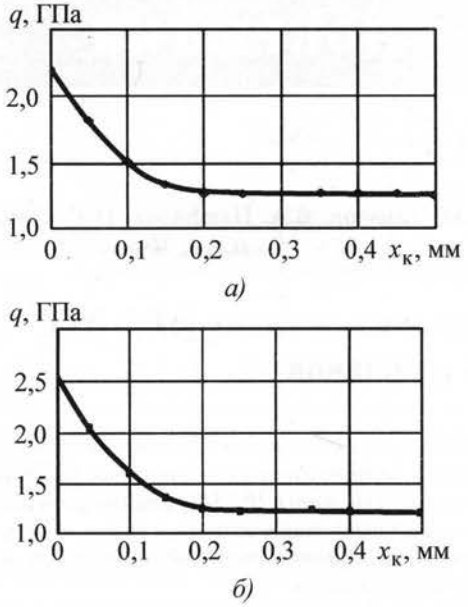


Рис. 8. Распределение контактных давлений *q* по протяженности контакта $x_к$ при деформирующем протягивании деталей с конечной толщиной стенки:
а – сталь 20; *б* – армко-железо

Аппроксимации (1) при обработке детали из стали 20 и армко-железа соответственно имеют вид

$$k = -1485x^3 + 1032{,}8x^2 - 226{,}74x + 43;$$

$$k = -2069{,}4x^3 + 1499{,}3x^2 - 346{,}7x + 50.$$

На рис. 8 приведены эпюры контактных давлений, полученные расчетным путем.

Средние контактные давления, рассчитанные по формулам (3) и (4): для стали 20 $q_{расч}$ = 149 и $q_{эксп}$ = = 158 ГПа; для армко-железа $q_{расч}$ = 131,3 и $q_{эксп}$ = = 139 ГПа. Видно, что контактные давления, рассчитанные по предложенным зависимостям и по методике [1], удовлетворительно соответствуют друг другу.

Таким образом, по результатам исследований можно сделать следующие **выводы:**

1) предложенный метод расчета контактных давлений по распределению микротвердости в поверхностном слое обеспечивает приемлемую для инженерных расчетов точность как в случае деформирующего протягивания деталей с конечной, так и бесконечной толщиной стенки;

2) определены граничные условия применения разработанной расчетной модели для случаев деформирующего протягивания деталей с конечной толщиной стенки;

3) при реализации расчетной модели распределение контактных давлений в зоне взаимодействия инструмента с обрабатываемым изделием при деформирующем протягивании деталей с конечной и бесконечной толщиной стенки имеет идентичный характер.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Розенберг О.А.** Механика взаимодействия инструмента с изделием при деформирующем протягивании. Киев: Наук. думка, 1981. 288 с.

2. **Проскуряков Ю.Г.** Дорнование отверстий. Москва – Свердловск: Машгиз, 1961. 192 с.

3. **Зайцев Д.Е., Дель Г.Д.** Напряженное состояние при дорновании // Станки и инструмент. 1972. № 1. С. 36–37.

4. **Цеханов Ю.А.** Напряженное состояние толстостенных труб при многоцикловом деформирующем протягивании // Проблемы прочности. 1992. № 6. С. 26–33.

5. **Розенберг О.А., Цеханов Ю.А., Шейкин С.Е.** Технологическая механика деформирующего протягивания. Воронеж: Воронеж. гос. технол. акад., 2001. 203 с.

6. **Цеханов Ю.А., Балаганская Е.А.** Пластичность поверхностного слоя толстостенных трубных заготовок при деформирующем протягивании // Кузнечно-штамповочное производство. Обработка материалов давлением. 1997. № 11. С. 4–6.

7. **Розенберг А.М., Хворостухин Л.А.** Твердость и напряжения в пластически деформируемом теле // Журнал технической физики. 1955. Т. 25. Вып. 2. С. 312–322.

8. **Розенберг О.А., Цеханов Ю.А., Шейкин С.Е.** О некоторых закономерностях упрочнения поверхностного слоя при деформирующем протягивании // Сверхтвердые материалы. 2005. № 4. С. 56–68.

9. **Немировский Я.Б., Цеханов Ю.А.** Применение вариационных принципов для анализа энергетических и кинематических параметров процесса деформирующего протягивания // Резание и инструмент в технологических системах. Харьков: НТУ "ХПИ", 2001. № 60. С. 154–159.

10. **К вопросу** использования алмазов для изучения контактного взаимодействия инструмента с деталью при деформирующем протягивании / А.М. Розенберг, О.А. Розенберг, Ю.А. Цеханов и др. // Сверхтвердые материалы. 1984. № 3. С. 39–43.

АНОНС

Читайте в следующем номере журнала:

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

А.Н. Тарасов, В.А. Панфилов, Н.Р. Павловский
(ОКБ "Факел", Калининград)

Универсальные плазменно-дуговые покрытия деталей ЭРД МТ из магнитомягких сталей и сплавов

Приведены результаты исследований по выбору защитных эрозионно-стойких покрытий с заданными оптимальными терморадиационными свойствами поверхности и магнитными характеристиками основы при изготовлении деталей магнитных систем электрических реактивных двигателей малой тяги (ЭРД МТ) и технологических источников плазмы (ТИП). Выбраны технологические схемы формирования покрытий плазменным напылением порошков интерметаллидов и химическим никелированием с предшествующей абразивно-струйной упрочняющей обработкой для повышения эрозионной стойкости деталей в потоках ионной плазмы.

The results of investigation carried out to select protective erosion-resistant coatings with given optimal optic radiant heating properties of the surface and magnetic characteristics of the basis when making components for the magnetic systems of electric propulsions of small traction and technological sources of plasma are considered. Technological schemes of coatings forming with the help of plasma sputtering of intermetallide powders and chemical nickel-plating after abrasive-jet strengthening processing for the enhancement of erosive resistance of components within the streams of ionic plasma are chosen.

Введение

Как показывает накопленный в ОКБ "Факел" опыт конструирования, изготовления и эксплуатации электрических реактивных двигателей и технологических источников плазмы, высокий ресурс достигается выбором марок сталей и сплавов для деталей магнитных систем, способов нанесения эрозионно-стойких барьерных покрытий и режимов вакуумной термической обработки [1–4].

В настоящее время при создании ЭРД нового поколения используют конструкторско-технологические решения с применением биметаллических магнитопроводов, каркасов и катушек из магнитомягкой стали 10880 (ГОСТ 10160–80) и пермендюров типа 18КХ, 27КХ, 49КФ, 49К2Ф (ТУ 14-1-4188–86) [5, 6]. При этом для повышения эрозионной стойкости в плазме, улучшения терморадиационных свойств предложен ряд новых технологических схем нанесения покрытий на сварные и паяные в вакууме магнитопроводы и другие детали магнитных систем анодных блоков двигателей и источников плазмы.

Материалы, методики, технологии

Тонкостенные магнитопроводы (рис. 1) и образцы – тороиды для измерения магнитных характеристик, диски для измерения терморадиационных характеристик, твердости и прочности покрытий – изготовляли из горячекатаных прутков и поковок из магнитомягких сталей и сплавов серийного производства завода "Электросталь". В табл. 1 приведены состав и свойства использованных материалов.

Отжиг и пайку проводили в вакуумных двухколпаковых электропечах при остаточном давлении $P = 0{,}1...0{,}01$ Па; для плазменного напыления порошков использовали установки типа УПН-3 с аргоновой плазмой; аргонодуговую сварку осуществляли на ста-

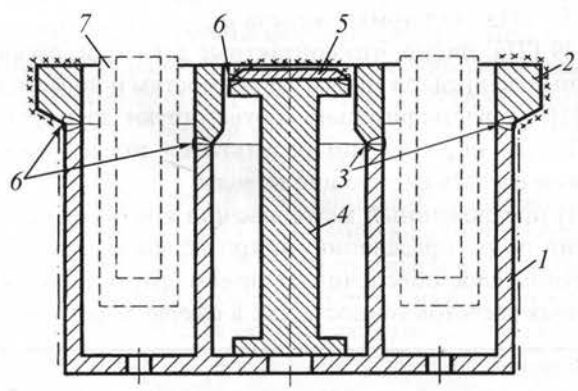


Рис. 1. Сварной магнитопровод ЭРД МТ из стали 10880 и пермендюра 49КФ с внутренним паяным каркасом из стали 10880 и пермендюра 18КХ с покрытием из химического никеля, нанесенным после абразивно-струйной обработки (—·—), и напылением интерметаллида титана (XXX):
1 – магнитопровод; *2* – кольцо 49КФ; *3, 6* – сварные швы; *4* – каркас-сердечник; *5* – паяная вставка

Таблица 1

Состав и свойства сталей и сплавов

Материал, заготовка	Массовая доля элементов, %					Температура Кюри $T_{Кюри}$, °С	Коэрцитивная сила H_c, А/м	Магнитная индукция* B_{2500}, Тл	Твердость, HB
	C	Co	Cr	Mn	Si				
Сталь 10880, пруток ∅ 60...130 мм	0,04	–	–	0,18	0,19	770	80	1,56	157
Сплав 18КХ, лист 12 мм	0,02	17,5	0,7	0,16	0,23	950	82	1,65	195
Сплав 27КХ, пруток ∅ 40 мм	0,01	27,0	0,5	0,24	0,18	970	102	1,70	214
Сплав 49КФ, пруток ∅ 90 мм	0,03	48,7	1,5	0,21	0,23	940	165	1,97	220
Сплав 49К2Ф, поковка 20 мм	0,02	48,4	1,8	0,19	0,20	950	165	2,02	225

*При напряженности магнитного поля 2500 А/м.

ционарных сварочных агрегатах типа ТИР-300. Химическое никелирование выполняли в стационарных ваннах, содержащих гипофосфат натрия, хлорид никеля, карбамид и активаторы по ОСТ 92-4924–84 при температуре ванны 90...95 °С и pH = 5,5...6,0. Абразивно-струйную обработку поверхностей проводили крупнокристаллическим карбидом кремния.

Для металлографического анализа использовали микроскопы ММР-4 и Neophot, микротвердость измеряли на приборе ПМТ-3.

Магнитные свойства определяли методом веберметра на установке У-505I, степень черноты E и коэффициент поглощения солнечной радиации A_s – на терморадиометре ТРМ-2. Шероховатость поверхностей

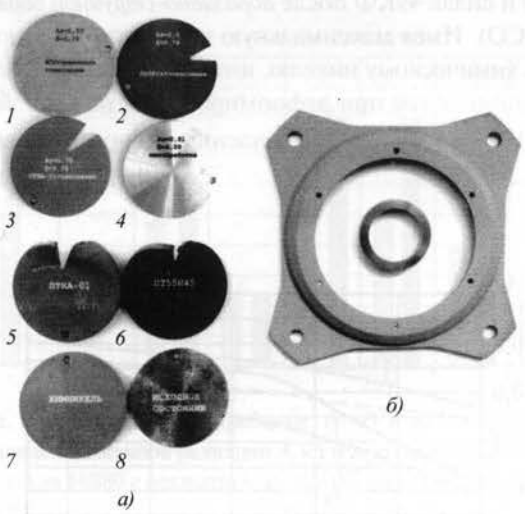


Рис. 2. Образцы из стали 10880 (*а*) с износостойкими покрытиями, имеющими оптимальные терморадиационные характеристики, и полюс наружный из сплава 49КФ после абразивно-струйной обработки, напыления и окислительного нагрева (*б*): *1–4* – до коррозионных и прочностных испытаний; *5–8* – после испытаний

после обработки по разным схемам устанавливали снятием профилограмм на профилографах-профилометрах модели Perthometer CNMO.

Коррозионную стойкость магнитомягких сталей и пермендюров определяли при выдержке в течение 288 ч в атмосфере при влажности 98 % над водным 10%-ным раствором хлорида натрия. Эрозионную стойкость покрытий оценивали измерением потери массы образцов после выдержки в потоке плазмы ЭРД энергией до 250 эВ. Склонность к хрупкому разрушению определяли путем загиба надрезанных образцов с покрытиями на оправках диаметром, равным 2,0...2,5 толщины образцов.

В табл. 2 приведены технологические схемы и условия нанесения покрытий различными способами, на рис. 2 показан внешний вид образцов после нанесения слоев по приведенным схемам до испытаний и после них.

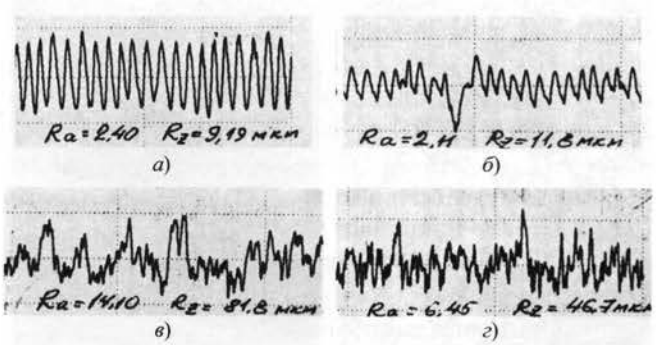


Рис. 3. Профилограммы поверхностей магнитомягких сталей и сплавов с покрытиями после различных видов обработки: *а* – химическое никелирование покрытия (Ni_3P) стали 10880; *б* – то же + шлифование + окисление; *в* – напыление ПТНА-01 на пермендюре 49КФ; *г* – напыление ПН55Т45 на стали 10880

Таблица 2

Виды покрытий на магнитомягкие материалы

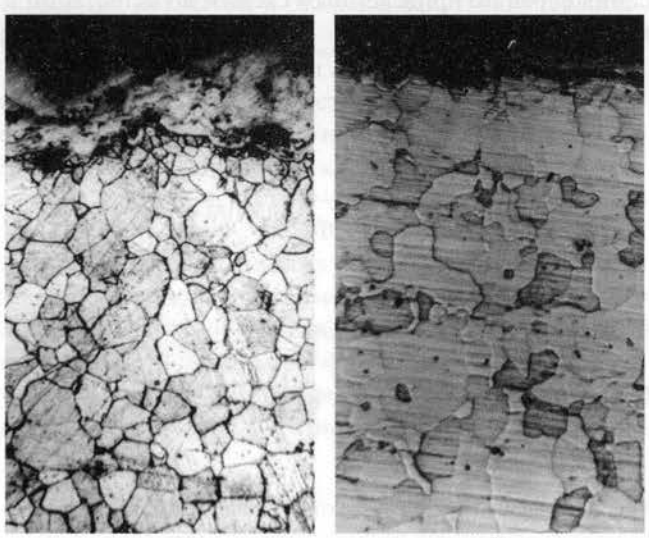
Материал; режим вакуумного отжига (p = 0,01 Па)	Состав покрытия; толщина слоя	Режим напыления*1	Микротвердость HV (слой/основа)*2
Сталь 10880; отжиг: t = 960 °С, τ = 4 ч, охлаждение до t = 600 °С со скоростью 50 °С/ч, далее произвольно	Порошок NiTi ПН55Т45 ($t_{пл}$ = 1250...1280 °С); 60...100 мкм	$I_д$ = 300...325 А $U_д$ = 45...50 В	145/560
Сплавы 27КХ, 18КХ; отжиг: t = 860 °С, τ = 3 ч, охлаждение до t = 400 °С со скоростью 100 °С/ч, далее произвольно	Порошок NiAl ПТНА-01 ($t_{пл}$ = 1290...1300 °С); 70...80 мкм	$I_д$ = 280...300 А $U_д$ = 47...53 В	230/427
Сплавы 49КФ, 49К2Ф; отжиг: t = 1060 °С, τ = 3 ч, охлаждение до t = 400 °С со скоростью 100 °С/ч, далее произвольно	1. Порошок NiAl ПТНА-01; 30...50 мкм. 2. Порошок NiTi ПН55Т45; 60...70 мкм		245/550

*1 Плазмообразующий газ Ar + N_2, расход газа 6...8 л/мин, расход порошка 1,0...1,2 кг/ч; L = 80...120 мм – дистанция напыления ($I_д$, $U_д$ – ток и напряжение дуги).

*2 После окислительного нагрева (t = 680 °С, τ = 20 мин) для повышения терморадиационных характеристик (твердость измерена при нагрузке P = 1 Н).

Результаты экспериментов и измерений

Исследования структуры и свойств поверхностных слоев, формирующихся при напылении на магнитомягкую сталь 10880 и пермендюры типа 49КФ плазменно-дуговым методом порошков системы никель–титан и никель–алюминий, показали, что шероховатость поверхности, толщина слоев, их твердость, прочность сцепления с основой, а также терморадиационные характеристики определяются не только химическим и гранулометрическим составом порошков, но также выбранными условиями и последовательностью технологических операций. На рис. 3 приведены типичные профилограммы поверхностей образцов после обработки поверхности разных видов. На рис. 4 показаны микроструктуры слоев и основы. В табл. 3 даны результаты измерений микротвердости и указаны терморадиационные характеристики поверхности. Установлено, что наиболее развитые по шероховатости и прочности связи с основой слои формируются при плазменном напылении порошка интерметаллида никель–титан на сталь 10880 и сплав 49КФ после *абразивно-струйной обработки* (АСО). Имея максимальную твердость, уступающую лишь химическому никелю, интерметаллидные слои не выкрашиваются при деформировании на угол загиба 160...180°; прочность их сцепления с основой превышает 55...60 МПа.



а) *б)*

Рис. 4. Микроструктура (×140) порошковых слоев, напыленных плазменно-дуговым методом:
а – ПНТ55Т45 на стали 10880; *б* – ПТНА-01 на сплаве 49КФ

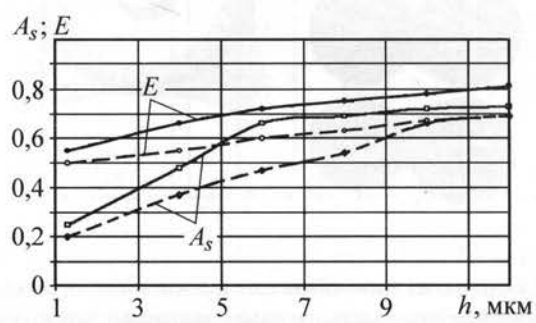


Рис. 5. Зависимость коэффициента поглощения солнечной радиации A_s и степени черноты E от шероховатости поверхности покрытий на стали 10880 до окисления (штриховые линии) и после окисления (сплошные линии)

Таблица 3

Свойства поверхностных слоев магнитомягких материалов для деталей ЭРД МТ в зависимости от условий обработки

Обработка, параметры	Параметр шероховатости, мкм	Толщина слоя, мкм	Микротвердость*2, HV	Терморадиационные характеристики	
				A_s	E
Сталь 10880, диски ∅ 5 мм					
Механическая обработка (токарная)	*Ra* 1,08...1,68	–	130...140	0,50...0,51	0,18...0,25
Механическая обработка + АСО (SiC)	*Ra* 7,05...7,50	–	240...260	0,62...0,65	0,43...0,48
Механическая обработка + Ni_3P (20 мкм)	*Ra* 2,11...2,49	18...24 (Ni_3P)	640...650	0,45...0,48	0,44...0,54
Механическая обработка + АСО + плазменное напыление ПН55Т45	*Ra* 6,45...6,50	60...70 (NiTi)	530...545	0,60...0,65	0,52...0,53
Механическая обработка + АСО + плазменное напыление ПТНА-01	*Rz* 13,02...14,01	50...70 (NiAl)	415...418	0,43...0,45	0,44...0,46
Механическая обработка + АСО + плазменное напыление ПН55Т45 + окисление*1	*Ra* 6,56...6,70	60...70 (NiTi)	540...565	0,81...0,85	0,79...0,81
Пермендюр 49КФ, лист 3,5 мм					
Механическая обработка (токарная, фрезерная)	*Ra* 1,17...1,34	–	345...360	0,48...0,52	0,16...0,21
Механическая обработка + АСО (SiC)	*Ra* 6,01...6,55	–	340...380	0,63...0,66	0,41...0,45
Механическая обработка + АСО + окисление*1	*Ra* 6,0...6,50	–	340...360	0,80...0,85	0,75...0,80
Механическая обработка + АСО + плазменное напыление ПТНА-01	*Rz* 11,4...12,0	50...60	424...431	0,65...0,67	0,50...0,54
Механическая обработка + АСО + плазменное напыление ПТНА-01 + окисление*1	*Rz* 10,87...11,84	50...60	418...423	0,74...0,76	0,52...0,55

*1 Режим окисления: t = 680 °С, τ = 20 мин.

*2 Микротвердость (при P = 0,5 Н) слоя при химическом никелировании, плазменном напылении, абразивно-струйной обработке и основы при отсутствии покрытия.

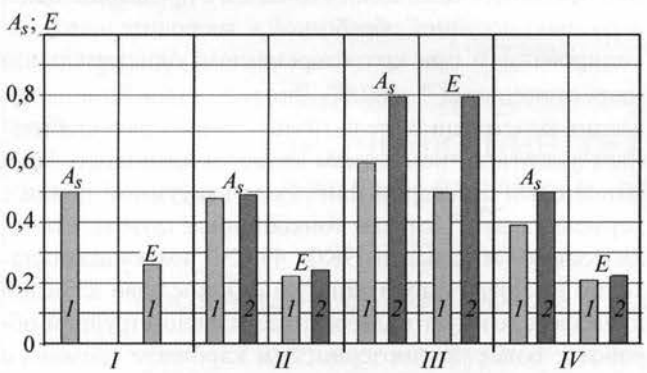


Рис. 6. Влияние схемы обработки (*I–IV*) на коэффициент поглощения солнечной радиации A_s и степень черноты E поверхности стали 10880 с покрытием до окисления (*1*) и после окисления (*2*):

I – механическая обработка (до *Ra* = 1,6 мкм); *II* – механическая обработка + химическое никелирование (20 мкм); *III* – механическая обработка + абразивно-струйная обработка + напыление NiTi (80 мкм); *IV* – механическая обработка + абразивно-струйная обработка + химическое никелирование (24 мкм)

Менее высокую твердость имеют слои, напыленные порошком системы никель–алюминий, представляющим собой макрогранулы никеля с тонким слоем алюминия. При напылении порошком ПТНА-01 поверхностный слой имеет плавные микронеровности большей глубины на мягкой основе стали 10880 и его терморадиационные свойства ниже, чем при напылении порошком ПН55Т45 после окислительного нагрева при t = 680 °С. На рис. 5 и 6 показано влияние шероховатости и разброс значений коэффициентов A_s и E после различных видов обработки поверхности (во всех случаях образцы подвергали токарной обработке).

Установлено, что упрочненные слои плазменного напыления порошками на основе интерметаллида никель–титан и плакированные слои никель–алюминий на стали 10880 и пермендюрах 49КФ, 49К2Ф имеют высокую коррозионную стойкость во влажных атмосферах на уровне 2–3 балла стандартной шкалы. Максимальной коррозионной стойкостью обладают дета-

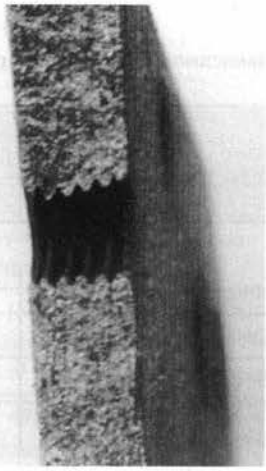


Рис. 7. Макроизлом полюса из пермендюра 49КФ с напыленным покрытием NiTi при ударном изгибе

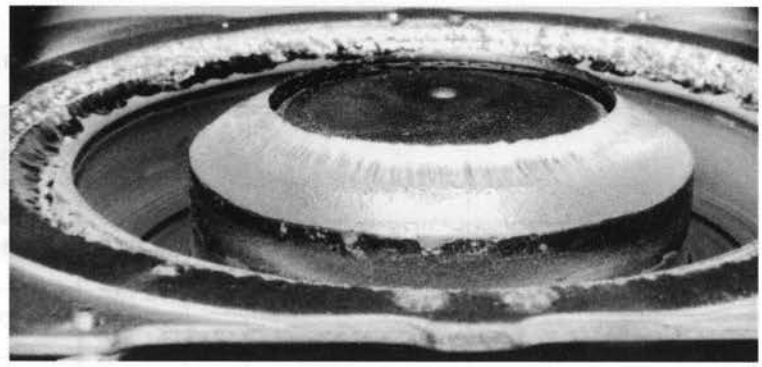


Рис. 8. Рельеф фрагментов ионно-плазменного износа торцов магнитопровода, полюса и катушек с напылением интерметаллида NiTi (время испытаний 3500 ч)

ли из стали 10880 с покрытием из химического никеля на уровне 1–2 балла шкалы по ГОСТ 9.904–82. Наиболее хрупкую и крупнозернистую основу имеют детали магнитопроводов из поковок сплава 49КФ (рис. 7). Вместе с тем наличие на поверхности вязких напыленных слоев из интерметаллидов титана обеспечивает высокие эксплуатационные свойства биметаллических изделий в условиях термоциклирования и в потоках плазмы ЭРД МТ и ТИП.

Ускоренные и длительные ресурсные испытания деталей магнитных систем в составе двигателей малой тяги показали, что упрочненные поверхностные слои толщиной 25...30 мкм имеют высокие эксплуатационные свойства. При сохранении магнитной индукции основного металла в пределах B_{2500} = = 1,61...1,99 Тл (при напряженности поля 2500 А/м) слои не выкрашиваются при загибе на угол 160°, имеют термостойкость в пределах 1450...1500 термоциклов при нагреве до t = 500 °С и охлаждении в жидком азоте при t = –196 °С. Скорость эрозии в плазменной струе энергией 220 эВ не превышает 0,02 мкм/ч при потере массы не более $11 \cdot 10^{-6}$ г/см^2.

На рис. 8 показан характер ионно-плазменного износа деталей магнитной системы плазменной струей одного из ЭРД МТ в процессе длительных ресурсных испытаний.

Результаты измерений свойств и определения эрозионной стойкости в потоках ионной ксеноновой плазмы при циклических нагревах на базе $6 \cdot (10^3...10^7)$ циклов показали эффективность поверхностной обработки биметаллических паяных и сварных магнитопроводов из пермендюров и магнитомягкой стали, изготовленных по схемам [7–9] для повышения ресурса ЭРД МТ и ТИП. Были определены оптимальные технологии получения тонкостенных деталей магнитных систем с обеспечением высоких магнитных свойств основы, износостойкости и лучших терморадиационных характеристик в зависимости от реальных рабочих температур деталей, входящих в отдельные конструктивные элементы магнитопроводов анодных блоков двигателей и источников плазмы.

Так, поверхности цилиндрических сварных магнитопроводов из сплавов 49КФ, 49К2Ф и из стали 10880 (см. рис. 1), катушек, полюсов наружных и внутренних (см. рис. 8), испытывающих зонный плазменный разогрев до t = 700...780 °С, необходимо подвергать плазменно-дуговому напылению интерметаллидами никель–титан. Наружные поверхности магнитопроводов и полюса наружные из стали 10880, а также полюса внутренние для формирования покрытий класса истинных поглотителей при соотношении A_s/E = 0,8...0,9 целесообразно напылять порошками никель–алюминий или покрывать химическим никелем с предварительной абразивно-струйной обработкой и заключительным оксидированием при кратковременном окислительном нагреве при t = 660...680 °С. Для всех видов биметаллических конструкций сталь 10880 – пермендюр стабильным защитным покрытием является химникель Ni_3P, наносимый до сварки или после вакуумной пайки с пермендюрами. Цельные тонкостенные шунты, катушки полюсов из сплавов 49КФ, 49К2Ф, имеющих достаточно высокую коррозионную стойкость во влажной атмосфере, следует подвергать абразивно-струйной обработке более крупнозернистым карбидом кремния с последующим кратковременным окислительным нагревом, что обеспечивает получение поверхностей истинных поглотителей с высоким соотношением A_s/E.

Выводы

Покрытия и защитные барьерные слои на биметаллических деталях магнитных систем ЭРД МТ и ТИП, изготовленных из магнитомягкой стали 10880 и

железокобальтовых пермендюров 18КХ, 27КХ, 49КФ, 49К2Ф, можно формировать плазменно-дуговым напылением порошков систем никель–титан, никель–алюминий, а также нанесением слоев химического никеля по поверхностям, предварительно подвергнутым АСО.

Применение заключительного оксидирования, проводимого в процессе стабилизирующего отпуска при температурах ниже точки Кюри, позволяет получать поверхности с оптимальными терморадиационными свойствами при разных видах поверхностной обработки. При этом эрозионная стойкость в ионной плазме для слоев с напылением интерметаллидов не хуже, чем при двухслойном напылении с нанесением тонкого наружного слоя Al_2O_3 [3–5], имеющего повышенные пористость и хрупкость.

Разработанные технологии применимы при изготовлении идентичных деталей в приборостроении, электротехнике, в специальном машиностроении.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Морозов А.И.** Физические основы космических электрореактивных двигателей. М.: Атомиздат, 1978. 328 с.

2. **Tarasov A.N., Murashko V.M., Panfilov V.A.** Main directions of application of new materials and technologies in the manufacture of electric reactive engines // Welding International. 2006. № 20 (3). S. 240–242.

3. **Тарасов А.Н., Нятин А.Г., Шевченко П.Р.** Исследование барьерных покрытий с оптимальными терморадиационными свойствами для ЭРД МТ и ТИП // Перспективные материалы. 2001. № 6. С. 88–93.

4. **Тарасов А.Н., Мурашко В.М., Нятин А.Г.** Структура самоорганизующихся слоев при воздействии плазмы СПД малой тяги на оснастку вакуумных испытательных стендов // Перспективные материалы. 2000. № 2. С. 57–62.

5. **Тарасов А.Н., Мурашко В.М., Павловский Н.Р.** Биметаллические сварные и паяные магнитопроводы ЭРД МТ из пермендюра и магнитомягкой стали // Тр. XXXVI Уральск. сем. "Механика и процессы упрочнения". Екатеринбург. 2006. С. 277–279.

6. **Молотилов Б.В.** Прецизионные сплавы. М.: Металлургия, 1983. 439 с.

7. **Тарасов А.Н., Панфилов В.А., Павловский Н.Р.** Магнитомягкие биметаллы в технологии ЭРД МТ // Тр. XXXVI Рос. шк. "Наука и технологии". М., 2006. С. 458–464.

8. **Патент ПР.** Способ изготовления и вакуумной термической обработки паяных деталей из железокобальтовых сплавов, пол. реш. № 2006115324/02. 21.03.06. М.К.И. С 21 Д 1/78 (авт. Тарасов А.Н. и др.).

9. **Пат. РФ.** Электрический реактивный двигатель малой тяги и способ изготовления и термической обработки биметаллических магнитопроводов пол. реш. № 2006141967/06, 29.12.06, М.К.И. С21Д1/78 (авт. Тарасов А.Н. и др.).

10. **Полож. реш. по заявке на патент № 2006115324/02 МКИ С 21 D 1/78.** Способ изготовления и вакуумной термической обработки паяных деталей из железокобальтовых сплавов / Тарасов А.Н. и др. 21.03.06.

11. **Полож. реш. по заявке на патент № 2006141967/06 МКИ С 21 D 1/78.** Электрический реактивный двигатель малой тяги и способ изготовления и термической обработки биметаллических магнитопроводов / Тарасов А.Н. и др. 29.12.06.

Уважаемые читатели!

Продолжается подписка

на научно-технический и производственный журнал

"УПРОЧНЯЮЩИЕ ТЕХНОЛОГИИ И ПОКРЫТИЯ"

Журнал входит в перечень изданий 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.

П.С. Мельников *(Казань)*

Оксидирование алюминия и его сплавов с одновременной защитой катода от растворения в кислой среде

Предложены состав электролита и рекомендации по выбору режима оксидирования алюминия и его сплавов с одновременной защитой алюминиевого катода от растворения. Показана возможность применения алюминиевых катодов взамен свинцовых.

The structure of electrolit and the recommendation at the choice of a oxidation mode of aluminium and its alloys with simultaneous protection of the aluminium cathode against dissolution are offered. Thus the opportunity of application of aluminium cathodes instead of lead is shown.

Алюминий имеет плотность 2,7 г/см^3, температуру плавления около 660 °С, высокую тепло- и электропроводность. Хорошие литейные свойства, способность к механической обработке и достаточно легко образует сплавы со многими металлами. Кроме того, он стоек в атмосферном воздухе, пресной воде и водяном паре. На воздухе алюминий покрывается тонким слоем оксида, предохраняющим металл от дальнейшего окисления, а в холодной и горячей воде на нем формируется пленка труднорастворимого гидроксида. Органические кислоты и жиры на него практически не действуют, но неорганические кислоты и щелочи, особенно при повышенной температуре, значительно растворяют его.

Это объясняется тем, что стандартный потенциал алюминия равен –1,69 В и в ряду напряжений он находится намного левее водорода. В силу этого алюминий в кислой среде разряжает ионы водорода, а сам растворяется. В щелочной же среде он образует алюминаты, например $KAl(OH)_4$.

Устойчивость оксидных пленок, возникших естественным путем, можно повысить за счет нанесения на алюминий и его сплавы искусственного слоя оксида химическим или электролитическим способом.

Для этого на многих предприятиях в России и за рубежом применяют анодирование и в большей степени в кислых электролитах с использованием постоянного тока и свинцовых катодов, считающихся нерастворимыми; при этом загружаемые в электролит детали являются анодом.

При анодном оксидировании алюминия и его сплавов в растворе серной кислоты формирование оксидов происходит до тех пор, пока скорость его образования превышает скорость растворения. В основном механизм осаждения оксида сводится к непрерывному проникновению атомарного кислорода в кристаллическую решетку алюминия. При этом толщина пленки увеличивается почти в прямой зависимости от напряжения тока в электролизере. Процесс самопроизвольно прекращается при уменьшении числа пор в оксиде до минимума.

На предприятиях авиационной промышленности и в настоящее время используют в большей степени серно-кислый электролит, содержащий 150...170 г/л H_2SO_4. Осаждение оксида ведут при напряжении 10...12 В, температуре 13...20 °С в течение 1...1,5 ч. В качестве катода применяют чистый листовой свинец при соотношении площадей катодной и анодной поверхностей, равном 1:2, и плотности загрузки 1 дм^2/л.

Такой состав электролита и режим электролиза позволяют получать на аноде качественные оксидные пленки, обеспечивающие коррозионную стойкость деталей в легких и средних условиях эксплуатации и обеспечивают их поверхности необходимую электроизоляцию.

Имея ряд преимуществ перед остальными процессами, анодирование в серной кислоте не лишено существенных недостатков. К основным из них следует отнести значительную пористость оксидных пленок, содержащих помимо Al_2O_3 до 15 % серы и водорода. Кроме того, свинцовые катоды, хотя и считаются нерастворимыми, в процессе электролиза покрываются сульфатом свинца, который не только снижает электропроводность катода, но и загрязняет электролит ионами свинца, ухудшая тем самым качество оксидных пленок.

Следует напомнить о том, что все соли свинца крайне ядовиты и отравление ими может привести к смертельному исходу. Вместе с этим свинец имеет высокую плотность и потому не может обеспечить в электролизере равное соотношение между площадями анодной в катодной поверхностей.

В целях закупоривания пор в оксидном покрытии применяют раствор, содержащий 90...100 г/л $K_2Cr_2O_7$ и 18...20 г/л Na_2CO_3. При температуре 90...95 °С и времени выдержки 10...15 мин он не только обеспечивает зарастание пор, но и придает поверхности деталей декоративный вид, окрашивая пленку в соло-

менно-желтый цвет, который сохраняется длительное время при воздействии теплоты и солнечных лучей. Однако применение такого наполнителя в свою очередь ухудшает условия труда, пагубно влияя на слизистые оболочки организма человека.

В работе [1] автором показана возможность замены анодного оксидирования алюминия и его сплавов на химическое и предложен для практического использования раствор, содержащий более 10 г/л $KMnO_4$ и 1...2 г/л KOH. При комнатной температуре в течение 1...2 ч он обеспечивает получение качественных оксидных пленок с толщиной до 5 мкм, имеющих окраску от золотистой до светло-коричневой. Однако такие пленки пригодны для защиты деталей при складском хранении и в легких условиях эксплуатации и в большей степени применимы при изготовлении сувениров или украшений. Такие пленки совершенно беспористы и по этой причине не могут иметь большой толщины. Следует отметить, что приведенный состав раствора может быть использован и при оксидировании таких металлов, как цинк, кадмий, олово, железо, и коррозионно-стойкой стали.

Ход исследования

Эксперименты проводили на обычной лабораторной установке, включающей: электролизер, изготовленный из винипласта; выпрямитель постоянного тока напряжением до 50 В; термостат, обеспечивающий нагрев до t = 200 °С; ванну для наполнения пленок; ванну для промывки образцов в проточной холодной воде. Образцами служили пластины размером 25×50 мм (толщиной 0,5...1,0 мм), изготовленные из чистого алюминия, а также из сплавов АМц и АМг.

В процессе исследования основное внимание было уделено поведению алюминия и его сплавов как на аноде, так и на катоде в растворе серной кислоты (10...50 г/л) при напряжении тока на выпрямителе 10...30 В и температуре электролита 13...20 °С. Время выдержки в рабочем растворе составляло 60...120 мин, соотношение площадей анодной и катодной поверхностей – 1:1, а их общая площадь – 1 дм^2 на 1 л серно-кислого раствора.

Как и следовало ожидать, алюминий и его сплавы на катоде с первых минут электролиза уже при 10 В подвергались растворению с бурным выделением пузырьков газа, и температура электролита в течение одного часа возросла от 15 до 20 °С. Осмотр катодных и анодных образцов невооруженным глазом показал, что на поверхности первых имеется явное разъедание металла, а химический анализ установил наличие в растворе ионов алюминия. Поверхность анодных образцов почти не изменилась, но несколько потеряла первоначальный блеск.

После электролиза катодные и анодные образцы промыли в воде и поместили для наполнения в раствор перманганата калия (10 г/л). После наполнения в течение 1 ч при комнатной температуре поверхность анодных образцов приобрела золотистый оттенок, а катодных – коричневатый, причем неравномерный. Толщина оксидного слоя на первых составила 8...10 мм, на вторых – 2...3 мкм. В результате испытаний на изнашивание установлено, что износостойкость анодных пленок выше, чем катодных (в первом случае ученической резинкой, служившей рабочим элементом установки, было произведено от 50 до 70 возвратно-поступательных движений, а во втором – от 7 до 10). На основании этого был сделан вывод о том, что пленка на образцах с большей износостойкостью получена электролитическим путем, а на образцах с меньшей износостойкостью – химическим в растворе перманганата калия.

С учетом того, что для эксплуатация в жестких условиях корпусные детали электрических соединителей, изготовленные из алюминиевых сплавов, после анодирования подвергают электролитическому кадмированию и что катод в гальванотехнике в основном предназначен для осаждения на нем металлопокрытий, следующая серия экспериментов была направлена на изучение поведения алюминиевого катода в серно-кислом растворе при введении в электролит добавки в виде сульфата какого-либо металла. Был выбран медный купорос $CuSO_4$ как наиболее дешевый и недефицитный. Кроме того, он хорошо растворим в воде и разбавленных кислотах.

После растворения сульфата меди в количестве 10 г/л, тщательно перемешав электролит, загрузили в него на катодную и анодную штанги алюминиевые образцы с одинаковой площадью поверхности и подключили постоянный ток напряжением 10 В. Температура раствора в начале электролиза составляла 15 °С. С первых минут электролиза на катоде началось выделение меди розоватого цвета и незначительного количества пузырьков газа. На аноде было отмечено едва заметное газовыделение.

Через 1 ч катод и анод извлекли из электролита и осмотрели невооруженным глазом. У обоих образцов признаков разъедания не установлено. После удаления с катода салфеткой слоя тонкодисперсной меди под ним была обнаружена поверхность алюминия с первоначальным блеском. Промыв образцы в холодной проточной воде, загрузили их для наполнения в раствор перманганата калия на 1 ч.

Результаты исследования

Первые эксперименты, проведенные с применением добавки сульфата меди, показали, что при напряжении 10 В, температуре электролита 15...18 °С и времени выдержки, равной 1 ч, на поверхности алюминиевых катодов осадилось около 0,5 г порошкообразной меди, содержащей до 1 % серы и водорода. Убедившись в том, что такая медь в рабочем электролите не растворяется, исследовали оксидные пленки, полученные на анодированных образцах. Установлено, что за 1 ч электролиза на их поверхности сформировалась пленка толщиной 9...10 мкм, имеющая значительно меньше пор, чем пленка, осажденная из классического серно-кислого электролита. Пробивное напряжение такой пленки равно 150 В. После наполнения в растворе перманганата калия она приобрела равномерно распределенный золотистый цвет. Степень ее истирания составила 80–100 возвратно-поступательных движений резинки под нагрузкой 10 Н. Наполненная в растворе $KMnO_4$ оксидная пленка – совершенно беспористая и при изгибе-перегибе от основного металла не отслаивается.

Затем исследовали влияние температуры и состава электролита, а также повышения напряжения и увеличения времени оксидирования образцов. Результаты исследований приведены в таблице.

Следует отметить, что пробивное напряжение полученных оксидных пленок находится почти в прямой зависимости от их толщины. Так, на образцах из сплава АМц при толщине пленки 10 мкм оно составляет 150 В, а при толщине 20 мкм – 320 В.

В результате химического анализа было установлено, что концентрация серной кислоты после покрытия в электролите 10 дм^2 анодной поверхности в 1 л раствора составила 9 г/л вместо первоначальных 10 г/л, а содержание сульфата меди снизилось с 10 до 5 г/л. Незначительный расход серной кислоты, по мнению автора, можно объяснить тем, что в процессе электролиза происходят осаждение меди из сульфата и освобождение ионов SO_4^{2-}, а это в конечном итоге приводит к образованию (при воздействии водорода) серной кислоты.

При растворении тонкодисперсного порошка меди в горячей серной кислоте удалось получить кристаллический сульфат меди. Это свидетельствует о том, что медь, защищающую алюминиевый катод от растворения, можно перерабатывать в сульфат непосредственно в гальваническом цехе, осуществляющем анодирование алюминиевых деталей.

Предлагаемый состав электролита и режим электролиза был опробован в целях его применения для оксидирования других металлов, в частности на образцах из углеродистой стали. Установлено, что на стальном катоде также происходит осаждение меди. Однако прочность ее сцепления с основой (железом) несколько выше, чем с алюминием. В данном случае на аноде образуется слой оксидов железа толщиной до 10 мкм, которые после их наполнения в растворе перманганата калия приобретают окраску от коричневой до черной.

Испытания полученных оксидных пленок на коррозионную стойкость при одновременной защите алюминиевого катода от растворения в серно-кислом электролите, проведенные в течение 1 мес в атмосферной среде, в холодной и горячей воде, а также в растворах некоторых неорганических кислот, показали, что их защитные свойства не уступают пленкам, получаемым на аноде в растворах серной кислоты (при равной толщине пленки).

Выводы

1. Разработаны состав серно-кислого электролита и режим осаждения оксидных покрытий на алюминии и его сплавах с одновременной защитой алюминиевого катода от растворения.

2. Показана возможность применения алюминиевых катодов взамен свинцовых при анодировании алюминия в кислых растворах.

3. Получаемые таким способом оксидные покрытия с последующим их наполнением в растворе перманганата калия беспористы и обладают красивым внешним видом.

Зависимость свойств и качества оксидных пленок от состава электролита и режима электролиза

Характеристика пленок	Напряжение, В		
	10	15	20
Толщина оксидной пленки, мкм	9...10 / 12...15	12...15 / 16...18	18...20 / 20...22
Толщина слоя меди на катоде, мкм	1,5 / 2,5	3,0 / 4,0	5,0 / 5,5
Износостойкость	80 / 100	150 / 175	220 / 250
Цвет оксида	Светло-золотистый	Золотистый	Темно-золотой

Примечания: 1. В числителе указаны параметры при времени анодировании 1 ч, в знаменателе – 2 ч.

2. Во всех случаях температура электролита составляла 15...20 °С; соотношение площадей катодной и анодной поверхностей равно 1:1 при общей плотности загрузки 1 дм^2/л.

3. Толщина слоя меди указана приблизительно, так как с некоторых образцов медь частично терялась.

4. Коррозионная стойкость таких оксидных пленок достаточна для защиты алюминия и его сплавов в любых условиях эксплуатации и не уступает этому показателю пленок, получаемым на аноде в серно-кислых электролитах.

5. Образующаяся при защите катода от растворения медь может быть использована как в металлургии, так и непосредственно в гальванических цехах для получения сульфата меди в целях применения для корректирования этим соединением рабочей ванны.

6. На примере оксидирования алюминия и его сплавов сделано предварительное заключение о том, что разработанный способ оксидирования вполне приемлем и для оксидирования таких металлов, как железо, цинк, олово, титан и др.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Мельников П.С.** Оксидирование алюминия и его сплавов // Упрочняющие технологии и покрытия. 2005. № 4. С. 20–23.

ПРЕДСТАВЛЯЕМ НОВЫЕ КНИГИ

Старков В.К.

Шлифование высокопористыми кругами.
М.: Машиностроение, 2007. 688 с.: ил.

Цена с НДС 550 р.

Приведены рецептурные составы, технология изготовления и их влияние на эксплуатационные свойства высокопористого абразивного инструмента, достижения в создании и применении высокопористых кругов на основе эльбора, алмаза, монокристаллического корунда и традиционных абразивных материалов. Даны рекомендации по назначению характеристик кругов и режимов маятникового и глубинного шлифования. Изложены способы предотвращения шлифовочных прижогов и трещин, а также результаты исследований и примеры практической реализации шлифования зубчатых колес, фасонного инструмента, замков лопаток, обработки со скоростями до 100 м/с, в том числе без охлаждения и др.

Для инженерно-технических и научных работников, специалистов промышленности, полезна преподавателям и студентам втузов.

Гузеев В.И., Батуев В.А., Сурков И.В.

Режимы резания для токарных и сверлильно-фрезерно-расточных станков с числовым программным управлением: Справочник. 2-е изд. / Под ред. В.И. Гузеева.
М.: Машиностроение, 2007. 368 с.

Цена с НДС 363 р.

Приведены сведения, необходимые для определения режимов резания при точении, растачивании, обработке отверстий, фрезеровании, на станках с числовым программным управлением, а также приложения, включающие сведения по современным моделям станков с ЧПУ.

Для нормировщиков и технологов, занятых подготовкой управляющих программ и расчетов обоснованных норм времени на работы, выполняемые на металлорежущих станках с ЧПУ в механических цехах машиностроительных предприятий.

УДК 621.9.048.4

С.Н. Химухин *(Институт материаловедения Хабаровского научного центра ДВО РАН),*
Е.В. Муромцева *(Дальневосточный университет путей сообщения, Хабаровск)*

Электродный материал из белых комплексно-легированных чугунов

Исследовано влияние различных концентраций углерода, хрома, вольфрама на микроструктуру, фазовый состав, массоперенос и эрозионные свойства белых чугунов, использующихся в качестве анодных материалов для электроискрового легирования. Эрозионные свойства анодных материалов определяются составом, структурой и длительностью импульса электроискровой установки. Показана эффективность использования анодных материалов для создания покрытий, повышающих износостойкость стальных образцов. Обоснована необходимость проведения низкотемпературного отжига образцов с покрытиями.

The influence of different carbon and chrome concentrations on microstructure, phase composition, mass transference and erosive properties of white iron being used as anode material in electro-spark alloying was studied. Erosive properties of anode material are determined by composition, structure and impulse duration of electro spark instillation. Anode materials are proved to be efficient for creating wear resistant coatings on steel samples. It is necessary to subject samples to low-temperature annealing.

Введение

Традиционно в качестве материала обрабатывающего электрода (анода) при создании покрытий методом *электроискрового легирования* (ЭИЛ) используют твердые сплавы. Выбор чугуна в качестве материала анода обусловлен совместимостью его физико-химических свойств со свойствами материала детали (катод), большинство которых изготовлено из сталей [1]. Другие преимущества чугуна связаны с его высокими литейными и эксплуатационными свойствами (износо-, жаро-, коррозионная стойкость и т.д.), а также меньшей склонностью к окислению в расплавленном состоянии [2]. В литературе имеются данные об использовании серого и белого чугунов доэвтектического (2,86 % C, до 2,9 % Mn, 1,0 % Si) состава [3] в качестве электродного материала для ЭИЛ, тогда как чугуны эвтектического и заэвтектического составов практически не применяли.

Область применения изделий из белого чугуна ограничена повышенной хрупкостью этого материала. В то же время его использование в качестве покрытий на стальных изделиях повысит потребительские свойства деталей машин и одновременно приведет к расширению сферы использования [4]. Для повышения эффективности процесса ЭИЛ представляет интерес использование белого чугуна с добавками легирующих элементов. Легирование является важнейшим методом управления процессами формирования структуры и свойств литых изделий. Оно способствует получению однородной микроструктуры, образованию новых фаз с высокими механическими и другими специальными свойствами. В легированном белом чугуне бóльшая часть углерода находится в виде химических соединений – карбидов с металлами (Fe, Cr, W и др.). Наличие большого количества литературных данных по легированию и собственный практический опыт [5] позволяют разработать технологию получения электродного материала из белых легированных чугунов.

В данной работе в качестве легирующих элементов для материала электродов были выбраны хром и вольфрам. Хром обладает неограниченной растворимостью в железе и является карбидообразующим. Использование анодов из хрома технической чистоты приводит к получению хрупко разрушающихся слоев [6], хотя адгезия слоя к основе в этом случае максимальна. Покрытия на основе белых чугунов, легированных хромом, лишены указанных недостатков [7]. Вольфрам в качестве легирующего элемента для чугунов применяют редко из-за высо-

кой температуры плавления и дефицитности; в сталях вольфрам повышает красностойкость, износостойкость и твердость. С учетом разработанной технологии получения вольфрама из местного минерального сырья [8] и результатов по легированию вольфрамом белых чугунов [9] становится очевидным целесообразность использования вольфрама в качестве добавки при получении анодного материала.

Целью работы является изучение возможности использования белых комплексно-легированных чугунов в качестве анодов для создания износостойких покрытий, сформированных методом ЭИЛ.

Методика эксперимента

Исходным материалом для анодов служил чугун доэвтектического состава с массовой долей элементов, %: 3,04 C, 0,5 Mn, 0,88 Si, 0,08 P, 0,056 S, 0,10 Cr, 0,07 Ni, в который при температуре расплава 1550 °C вводили углерод. После выдержки в расплав добавляли заданное количество феррохрома и ферровольфрама, затем температуру в печи снижали до 1450 °C. При этой температуре в печи Таммана получали аноды методом отбора расплава в кварцевые трубки диаметром 2,5 мм. Длина электродов разных составов была от 140 до 200 мм. Выплавленные анодные материалы разделяли по среднему содержанию в них углерода (от 3,04 до 5,0 %) на три состава: 1) доэвтектический; 2) эвтектический; 3) заэвтектический. В процессе выплавки в печном пространстве создавалась защитная атмосфера предварительным вакуумированием и последующим напуском аргона. Эта технология производства электродных материалов позволяет исключить стадию металлообработки, снизить влияние процессов вторичного окисления при отборе, изменять состав в широком интервале концентраций и получать белый чугун с разным содержанием углерода.

Для электроискрового легирования использовали серийно производимые установки "Элитрон-22" (установка 1) и "Корона-1103" (установка 2). Энергия одного импульса этих установок примерно одинакова – 0,06...0,08 Дж. Основное различие их параметров заключается в длительности импульса, которая составляет 300 и 50 мкс соответственно [10]. В качестве катодных материалов использовали сталь марки 45 в отожженном и закаленном состояниях [11]. Эффективность процесса ЭИЛ оценивали по кинетическим зависимостям массопереноса, которые получали, используя гравиметрический метод. Измерение массы катода и анода проводили через каждую минуту легирования с использованием весов ВЛДП-200. Общая продолжительность обработки составляла 6 мин. Результаты приведены в таблице для последней минуты обработки ($\gamma_к$, $\gamma_а$ – удельное изменение массы катода и анода соответственно, г/см^2).

Для определения влияния на износостойкость состава анодных материалов и термической обработки катодов проводили исследования с использованием в качестве катодов стали марки 45. Анодным материалом служил белый чугун с различным содержанием углерода, в который вводили добавки хрома и вольфрама. Исследуемые образцы изготовляли в виде пластин с площадью рабочей поверхности 3,2 мм^2 и толщиной 4 мм с допуском по 14 квалитету и с шероховатостью рабочей поверхности Rz = 0,16...0,52 мкм, без острых кромок. Для сравнения использовали результаты испытаний, полученные на образцах без покрытия. Износ испытуемых образцов определяли до испытаний и после них гравиметрическим методом (с погрешностью ±0,0002 г). Износостойкость исследовали в соответствии с ГОСТ 23.201–78. В качестве абразивного материала использовали кварцевый песок по ГОСТ 6139–2003 с размером зерен 0,5 и 0,9 мм при относительном содержании влаги не более 0,15 %.

Результаты исследований и обсуждение

Исследование микроструктуры материала анодов позволило выявить особенности структурообразования в зависимости от массовой доли углерода (составы 1–3) и добавок легирующих элементов.

При комбинированном легировании хромом и вольфрамом анодного материала из белого чугуна состава 1 (см. таблицу) выявлены существенные различия в структурообразовании. Так, при постоянном содержании вольфрама (3,5 %) увеличение массовой доли хрома до 14 % способствует измельчению структурных составляющих, при кристаллизации тригонального карбида (при >10,5 % Cr) и аустенизации металлической основы наряду с мартенситной структурой. Увеличение содержания вольфрама до 7 % не оказывает существенного влияния на структурообразование. При повышенном содержании хрома (17,5...24 %) и вольфрама (10,5 %) кристаллизуются первичные карбиды и наблюдается огрубление структурных составляющих.

Аналогичные зависимости формирования структуры от общего содержания легирующих элементов (Cr+W) в анодных материалах наблюдается и в эвтектическом белом чугуне состава 2. Повышенное содержание легирующих элементов в этих анодных материалах (14...17,5 % Cr и 10 % W) также способствует огрублению структурных составляющих чугунов.

В анодных материалах заэвтектического состава 3 увеличение содержания хрома (3,5...10,5 %) при постоянной концентрации вольфрама (7 % W) также из-

Показатели массопереноса и эрозии электродов при использовании анодов составов 1–3

Содержание в анодном материале, %		Установка 1				Установка 2			
		Отожженный катод		Закаленный катод		Отожженный катод		Закаленный катод	
Cr	W	$\gamma_к \cdot 10^{-4}$	$\gamma_а \cdot 10^{-4}$	$\gamma_к \cdot 10^{-4}$	$\gamma_а \cdot 10^{-4}$	$\gamma_к \cdot 10^{-4}$	$\gamma_а \cdot 10^{-4}$	$\gamma_к \cdot 10^{-4}$	$\gamma_а \cdot 10^{-4}$
Состав 1									
3,5	3,5	19,61	–33,08	34,23	–51,54	–5,80	–14,20	10,00	–31,10
7,0	3,5	17,69	–33,08	18,84	–38,08	1,20	–18,50	10,70	–40,30
10,5	3,5	10,77	–25,38	13,85	–29,61	5,38	–11,00	13,80	–36,90
14,0	3,5	11,54	–26,54	29,61	–39,23	7,70	–23,80	8,10	–42,70
14,0	7,0	8,80	–24,20	98,84	–162,69	–25,00	–18,50	11,90	35,00
17,5	7,0	7,69	–30,77	56,15	–110,00	5,00	–19,60	14,20	–40,70
17,5	10,5	12,69	–32,69	85,80	–119,20	1,15	–11,50	–1,50	–28,40
21,0	10,5	10,38	–25,38	78,80	–118,10	9,20	–25,00	15,00	–31,90
21,0	14,0	–3,80	–23,80	138,80	–188,10	–2,30	–21,10	5,00	–37,00
Состав 2									
3,5	3,5	28,40	–48,10	140,00	192,00	4,60	–18,10	19,20	–50,80
7,0	3,5	40,40	–70,30	102,70	–193,80	–	–	–	–
10,5	10,5	40,40	–62,30	–	–	3,40	–31,50	4,60	–60,00
14,0	3,5	40,80	–80,70	100,80	–201,15	33,40	–50,40	30,80	–66,50
14,0	10,5	32,70	–51,50	112,70	–197,40	–11,10	–20,00	3,46	–31,50
17,5	7,0	34,60	–48,80	87,30	–162,70	10,80	–35,40	14,20	–39,60
17,5	10,5	18,80	–49,60	126,90	–205,30	–1,90	–12,30	2,30	–25,40
21,0	10,5	15,80	–26,10	145,40	–218,10	–11,10	–20,00	3,84	–31,10
21,0	14,0	11,60	–25,80	116,50	–196,00	3,40	–18,10	–21,90	–26,10
Состав 3									
3,5	3,5	27,10	–36,10	98,10	–185,80	–0,30	–13,50	–1,50	–22,30
7,0	3,5	15,77	–35,77	142,30	–208,10	2,30	–27,30	–6,90	–35,00
10,5	3,5	–	–	101,20	–173,10	–24,60	–12,30	–7,70	–26,50
14,0	3,5	11,92	–28,08	152,30	–213,80	–86,80	–7,70	–2,70	–26,50
14,0	7,0	17,70	–19,70	134,20	–198,60	–1,90	–19,20	–8,10	–24,20
17,5	7,0	17,69	–19,60	–	–	–	–	–	–
17,5	10,5	12,70	–28,10	134,20	–194,60	–1,15	–11,90	–7,30	–24,20
21,0	10,5	12,30	–23,80	133,80	–212,70	–138,00	–16,90	–85,70	–24,23
21,0	14,0	8,10	–22,30	148,80	–203,10	–85,70	–13,10	–3,08	–30,38

мельчает структурные составляющие. Особенно заметно измельчение первичных карбидных пластин. Увеличение общего содержания легирующих элементов (Cr+W) способствует кристаллизации более мелких структурных составляющих.

Таким образом, увеличение общего содержания хрома и вольфрама в анодных материалах из чугунов с разной массовой долей углерода способствует измельчению структурных составляющих, увеличению доли остаточного аустенита.

Электроискровую обработку комплексно-легированными электродами проводили на установках 1 и 2, в качестве катодов использовали образцы из стали марки 45 в отожженном и закаленном состояниях. В таблице представлены некоторые результаты ЭИЛ анодными материалами с разным содержанием легирующих элементов.

Из приведенных данных следует, что в анодных материалах состава 1 увеличение содержания хрома (3,5, 7,0, 10,5, 14,0 %) снижает показатели эрозии и массопереноса при ЭИЛ на установке 1. При использовании закаленных катодов показатели ЭИЛ несколько лучше, чем на отожженных. Повышение общего содержания хрома и вольфрама сказывается на увеличении массопереноса, особенно на закаленных катодах: при 21 % Cr и 14 % W $\gamma_к = 138{,}8 \cdot 10^{-4}$ г/см^2, $\gamma_а = -188{,}1 \cdot 10^{-4}$ г/см^2.

В случае применения эвтектического белого чугуна в качестве анодного материала получены следующие результаты (см. таблицу). Увеличение массовой доли вольфрама от 3,5 до 21 % улучшает показатели эрозии и массопереноса при ЭИЛ на установке 1, причем чем больше содержание вольфрама в анодных материалах, тем интенсивнее его эрозия и увеличение массопереноса, особенно на закаленных катодах. При большем содержании хрома (21 %) и вольфрама (10,5...21 %) величина эрозии в среднем составляет $\gamma_а = -(196...218{,}1) \cdot 10^{-4}$ г/см^2, а величина массопереноса $\gamma_к = (116...145{,}4) \cdot 10^{-4}$ г/см^2.

Аналогичные результаты по показателям массопереноса и эрозии были получены при использовании анодных материалов из заэвтектического чугуна состава 3 (см. таблицу).

Анализируя полученные результаты в целом, необходимо отметить, что максимальные значения эрозии и массопереноса достигаются применением для обработки анодов составов 2 и 3, использованием закаленных катодов и установки 1. Увеличение добавок легирующих элементов в материале анода не приводит к уменьшению эрозии и массопереноса, что объясняется действием разупрочняющей добавки вольфрама [9].

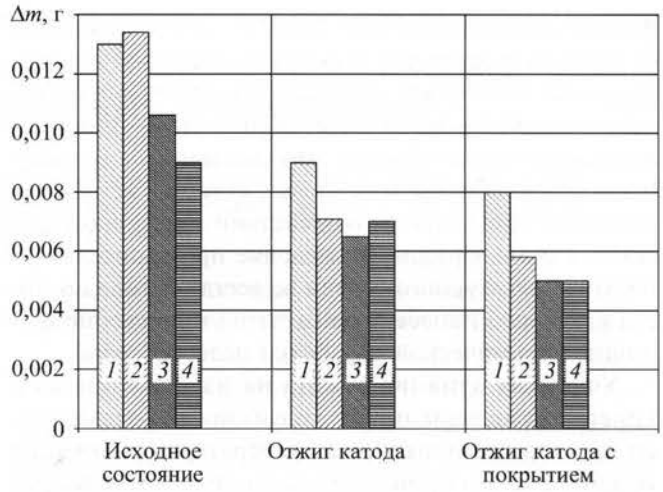


Рис. 1. Влияние отжига на износостойкость образцов из стали 45:
1 – без покрытия; *2* – 3,5 % Cr + 10,5 % W; *3* – 10,5 % Cr + + 17,5 % W; *4* – 21 % Cr + 17,5 % W

Покрытия, полученные анодами разного состава, подвергали испытанию на износостойкость. Предварительным экспериментом было установлено, что на износостойкость существенное влияние оказывают внутренние напряжения в слое и основе. На рис. 1 приведены результаты влияния термической обработки на износостойкость при использовании электродного материала на основе состава 2. Максимальная износостойкость отмечается после двойного отжига. Полученные результаты можно объяснить следующим. Формирование слоя при ЭИЛ проходит фактически закалкой из жидкого состояния с образованием мелкодисперсной структуры [1, 2] (размер

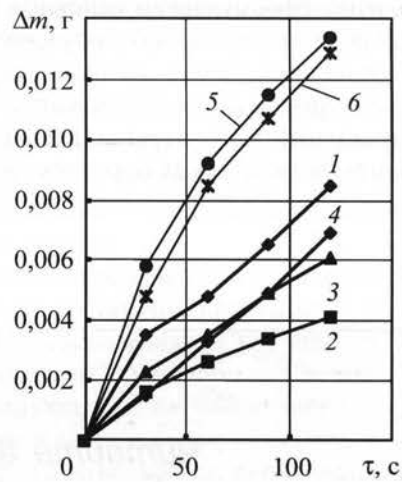


Рис. 2. Износостойкость образцов из стали 45 с покрытием из комплексно-легированного белого чугуна:
1 – без покрытия; *2* – Cr; *3* – чугун состава 3 + 14 % Cr + + 3,5 % W; *4* – чугун состава 1 + 17,5 % Cr; *5* – чугун состава 2 + 17,5 % Cr; *6* – чугун состава 3 + 17,5 % Cr

блоков мозаики слоя (20...130)·10^{-9} м в зависимости от металла и режимов) и высокой степенью неоднородности внутренних напряжений. Отжиг способствует выравниванию и уменьшению внутренних напряжений слоя и основы, что увеличивает возможность наклепа материала катода, который неизбежно возникает при ударном воздействии абразивной частицы. Таким образом, проведение предварительного низкотемпературного отжига не всегда возможно, тогда как после нанесения покрытия проведение финишной термической обработки целесообразно.

Учитывая влияние отжига на износостойкость, кинетические зависимости получали с использованием предварительного низкотемпературного отжига в течение 2 ч. По приведенным на рис. 2 результатам видно, что покрытие из чугунов комплексного состава позволило увеличить износостойкость в сравнении с образцами из стали без покрытия и с образцами, покрытыми чугуном, содержащим только хром. Низкотемпературный отжиг способствовал уменьшению хрупкости этих покрытий и максимально увеличил износостойкость. Полученный результат можно объяснить снижением внутренних напряжений в слоях, сформированных методом ЭИЛ, и повышением адгезии слоя к основе за счет диффузионных процессов.

Положительное влияние финишной термической обработки позволяет рекомендовать ее проведение для покрытий, полученных не только ЭИЛ, но и другими методами, основанными на использовании источников концентрированных потоков энергии. В дальнейшем необходимо проведение более целенаправленных исследований по установлению влияния процессов, протекающих в покрытиях при финишной термической обработке, на свойства покрытий.

В заключение сформулируем основные **выводы**:

1) показана целесообразность получения методом литья анодов из комплексно-легированного белого чугуна для электроискрового легирования;

2) максимальный массоперенос достигается при использовании эвтектических и заэвтектических составов легированного чугуна и установки с большей длительностью импульса;

3) перед проведением испытаний на абразивное изнашивание покрытий, сформированных электроискровым методом, необходимо образцы подвергнуть низкотемпературному отжигу.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Верхотуров А.Д.** Формирование поверхностного слоя при ЭИЛ. Владивосток: Дальнаука, 1985. 323 с.

2. **Цыпин И.И.** Белые износостойкие чугуны. Структура и свойства. М.: Металлургия, 1983. 176 с.

3. **Иванов Г.П.** Технология электроискрового упрочнения инструментов и деталей машин. М: Машгиз, 1961. 299 с.

4. **Прибытков Г.А., Полев И.В., Дураков В.Г.** Керметы и электронно-лучевые покрытия системы карбид титана – связка из высокохромистого чугуна // Перспективные материалы. 2002. № 1. С. 70–75.

5. **Пат. 2181646 РФ.** Электродный материал для электроискрового легирования / Химухин С.Н., Муромцева Е.В. Опубл. 27.04.2002.

6. **Исследование** разрушения хрома методом акустической эмиссии при электроискровом легировании / Л.Н. Лариков, Н.В. Дубовицкая, С.М. Захаров, В.А. Снежков // Электронная обработка материалов. 1981. № 3. С. 30–32.

7. **Химухин С.Н.** Электродный материал из белых чугунов, легированных хромом // Вопросы материаловедения. 2005. № 4. С. 37–42.

8. **Ри Хосен, Попова Е.В., Химухин С.Н.** Ферровольфрам из дальневосточного сырья // Литейное производство. 1997. № 8–9. С. 12.

9. **Верхотуров А.Д., Химухин С.Н.** Электродный материал из белых чугунов, легированных вольфрамом // Перспективные материалы. № 5. 2006. С. 49–53.

10. **Химухин С.Н.** Условия возникновения искрового процесса при низковольтной электроискровой обработке // Упрочняющие технологии и покрытия. 2007. № 1. С. 12–15.

11. **Кондратьев А.И., Муромцева Е.В., Химухин С.Н.** Влияние исходной структуры электродов на параметры процесса электроискрового легирования // Упрочняющие технологии и покрытия. 2007. № 6. С. 26–30.

АНОНС

Читайте в следующем номере журнала:

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

Э.С. Цырлин *(Москва)*

Ионное азотирование прецизионных деталей машин

Приведены рекомендации по выбору оптимальных материалов и режимов ионного азотирования прецизионных деталей пары корпус–гидрораспределитель, обеспечивающие получение качественного диффузионного слоя при минимальных деформации и короблении обрабатываемых деталей.

Recommendations at the choice of optimum materials and modes of ionic nitriding of precision details of pair case–hydraulic control valve providing reception of a qualitative superficial layer at minimal deformation and hogging of the processable details are resulted.

Мировой опыт машиностроения последних 30–40 лет и собственный 25-летний опыт автора по разработке и внедрению технологии ионного азотирования в станкостроении показывает, что азотирование в плазме тлеющего разряда является наиболее современным и технологичным видом поверхностного упрочнения деталей машин (пресс-форм, штампов и режущего инструмента). Этот метод позволяет получать изделия высокого качества, соответствующие мировым стандартам, с минимальными затратами на механическую и термическую обработку деталей.

В современном машиностроении все более актуальна проблема изготовления стальных прецизионных деталей. Обычно при изготовлении прецизионных деталей стремятся, главным образом, обеспечить точностные параметры в системе станок–инструмент, однако не менее важны металловедческие аспекты, потому что только правильный выбор стали и технологии упрочнения позволяют в полной мере реализовать преимущества высокоточного станочного парка и инструмента.

К металловедческим аспектам следует отнести рациональный выбор стали, разработку технологии предварительной термической обработки, выбор и разработку технологии упрочняющей термической обработки.

Критерии рационального выбора стали

При изготовлении прецизионных деталей к используемым сталям предъявляют ряд требований (иногда взаимоисключающих), основные из которых приведены ниже:

- в результате предварительной и упрочняющей термообработки сталь должна обеспечивать необходимую конструкционную прочность, служебные характеристики (например, износостойкость), долговечность и надежность изготовляемых из нее деталей;
- сталь должна достаточно хорошо обрабатываться на различных операциях механообработки: токарной, фрезерной, шлифовальной и др. При этом структура стали и режимы механической обработки должны обеспечивать минимальные остаточные напряжения после каждой операции, а следовательно, и минимальное коробление деталей;
- сталь должна обладать высокой прокаливаемостью при закалке в масло или (лучше) на воздухе (хотя бы в сечении до 50 мм), чтобы обеспечить однородную структуру по всему сечению детали;
- сталь должна быть природно мелкозернистой (балл зерна после закалки должен быть не ниже 8–9);
- сталь должна быть экономичной, т.е. не должна содержать остродефицитных легирующих элементов.

Предварительная термическая обработка должна обеспечивать получение однородной структуры по всему сечению заготовки и исправление структуры после горячего деформирования заготовок (или сортового проката), а также подготовку структуры под черновую механическую обработку, проводимую обычно с режимами силового резания с высокими подачами и скоростями и, следовательно, с большим съемом металла.

Как правило, операциями предварительной термической обработки являются отжиг или нормализация с последующим высоким отпуском.

Оптимальная твердость конструкционных сталей после предварительной термообработки составляет 229...269 HB (23...27 HRC), структура стали – достаточно дисперсная феррито-цементитная смесь (наиболее оптимальная – мелкозернистый или тонкопластинчатый перлит).

Режимы *окончательной термической обработки* должны быть достаточно простыми и, по возможности, низкотемпературными. С точки зрения автора, для большинства прецизионных деталей, особенно тяжело нагруженных, т.е. работающих в условиях интенсивного износа и высоких контактных нагрузок (например зубчатых колес), окончательная термообработка должна состоять из улучшения (закалки и высокого отпуска) и финишной поверхностной термообработки.

Выбор оптимальных режимов окончательной объемной термообработки сердцевины деталей (улучше-

ния) должен производиться с учетом следующих требований:

• обеспечение необходимой конструктивной прочности сердцевины: высоких предела текучести, пластических характеристик (относительных удлинения δ и сужения ψ), ударной вязкости и сопротивления хрупкому разрушению в условиях динамических нагрузок;

• обеспечение высокой производительности механической обработки (с оптимальными режимами резания и шлифования) и необходимой шероховатости поверхности;

• создание оптимальной структуры под поверхностную термообработку. Со структурной точки зрения в результате улучшения необходимо обеспечить получение дисперсного сорбита отпуска с полным отсутствием после закалки продуктов промежуточного распада аустенита и минимальным количеством остаточного аустенита (не более 3...5 % общего объема).

Окончательная поверхностная термообработка должна обеспечивать высокую конструктивную прочность детали: износо- и задиростойкость, изгибную и контактную выносливость, долговечность; минимальные коробление и деформацию детали; сохранение высокого класса шероховатости рабочих поверхностей.

При этом поверхностная термообработка должна быть достаточно простой и технологичной. В наибольшей степени, как показывает многолетняя практика, этим требованиям удовлетворяет ионное азотирование.

Остановимся более подробно на выборе сталей для изготовления прецизионных деталей. В зависимости от нагрузок и характера условий эксплуатации деталей и их конструктивных особенностей в практике отечественного станкостроения наиболее широко применяют стали 18ХГТ, 40ХФА и 30Х3МФ. Так, например, сталь 30Х3МФ используют для изготовления ходовых винтов передачи винт–гайка скольжения, а стали 18ХГТ и 40ХФА – для изготовления малонагруженных зубчатых колес (с модулем $m \leq 2$ мм), муфт, кулачков, копиров. Режимы улучшения (закалки и высокого отпуска) приведены в табл. 1.

Для получения необходимого конечного результата (геометрических размеров, чистоты поверхности и механических свойств материала детали) весьма важно грамотно построить маршрутную технологию изготовления детали, включающую различные операции механической и термической обработки. В качестве примера приведена маршрутная технология изготовления зубчатых колес 6-й степени точности из сталей 18ХГТ и 40ХФА. Режимы и результаты ионного азотирования приведены в табл. 2.

Таблица 1

Режимы предварительного улучшения азотируемых деталей

Марка стали	Температура закалки, °С	Температура высокого отпуска, °С	Твердость сердцевины, НВ
40ХФА	890±10	660±10	229...269
18ХГТ	890±10	570±10	197...229
30Х3МФ	880±10	650±10	229...269

Примечание. Время изотермической выдержки при нагреве под закалку составляет 40...60 мин, при отпуске – 2...3 ч.

Таблица 2

Рекомендуемые режимы и результаты ионного азотирования конструкционных сталей

Параметры азотирования	Марка стали		
	40ХФА	18ХГТ	30Х3МФ
Температура ионного азотирования, °С	520	530	530
Толщина* слоя, мм, при времени изотермической выдержки, ч:			
1	0,10	0,10	0,10
6	0,20	0,20	0,18
9	0,25	0,25	0,23
15	0,35	0,35	0,27
20	0,38	0,40	0,34
24	0,40	0,42	0,38
30	–	0,45	0,40
Поверхностная твердость HV (при нагрузке 50 Н)	570...630	650...745	720...775
Предел контактной выносливости (по Герцу), Н/мм^2	600	400	800...900

*Расстояние от поверхности до зоны слоя с микротвердостью H_μ^{200} (при нагрузке 200 г), равной 3700 Н/мм^2.

Маршрутная технология изготовления зубчатых колес 6-й степени точности

1. Штамповка (или отрезание заготовки от прутка).
2. Нормализация.
3. Высокий отпуск.

4. Предварительная механообработка (точение).
5. Улучшение (закалка и высокий отпуск).
6. Чистовая механообработка (точение).
7. Протягивание шлицевого отверстия.
8. Зубонарезание.
9. Стабилизирующий отпуск.
10. Прошивание (калиброваниe) шлицевого отверстия.
11. Шлифование торцов.
12. Шлифование зубьев.
13. Ионное азотирование.

При этом необходимо выполнить следующие требования:

• температура стабилизирующего отпуска должна быть на 20...30 °С ниже температуры отпуска при улучшении;

• при изготовлении зубчатых колес 5-й и 4-й степеней точности после операции ионного азотирования вводится операция финишного шлифования зуба;

• время стабилизирующего отпуска должно составлять не менее 6 ч (с целью максимально снизить остаточные напряжения после механообработки);

• при изготовлении зубчатых колес 5-й и 4-й степеней точности ионное азотирование необходимо проводить таким образом, чтобы на поверхности отсутствовали нитридные γ'- и ε-фазы (для этого в конце процесса азотирования в течение 1...2 ч проводят деазотирование). Причем глубину азотирования необходимо увеличить на 0,05 мм с учетом последующего шлифования зуба;

• тонкое шлифование зуба после ионного азотирования необходимо осуществлять с минимальными усилиями резания и съемом за один проход не более 0,01 мм;

• после ионного азотирования перед финишным шлифованием зуба необходимо также провести стабилизирующий отпуск при температуре 250...280 °С в течение 24 ч для снятия напряжений в азотированном слое.

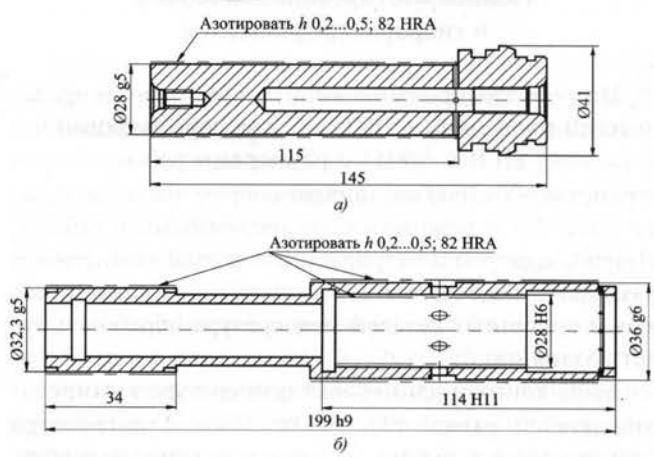
Вышеприведенные требования широко применяли при изготовлении прецизионных деталей: зубчатых колес 6–4-й степеней точности диаметром от 10 до 200 мм и модулем от 0,2 до 3 мм; шпинделей шлифовальных, расточных и токарных станков диаметром от 28 до 180 мм и длиной до 900 мм; полумуфт токарных станков с ЧПУ диаметром от 180 до 560 мм и толщиной от 16 до 25 мм; ходовых винтов скольжения диаметром от 20 до 32 мм и длиной до 600 мм; шнеков термопластавтоматов диаметром от 16 до 40 мм и длиной до 1800 мм и других деталей.

Ионное азотирование внедрено на ряде ведущих станкостроительных заводов: Московском СПО "Красный пролетарий", Средне-волжском СПО (Самара), Саратовском СПО тяжелых зуборезных станков, "Термопластавтомате" (г. Хмельницкий, Украина) и др.

Примером удачного использования ионного азотирования при изготовлении прецизионных деталей является разработанная в ЭНИМС технология изготовления и ионного азотирования деталей гидропоршневого насоса, предназначенного для добычи нефти из кустовых наклонно направленных скважин Западной Сибири. Одним из наиболее распространенных способов упрочнения деталей гидропоршневых насосов, применяемых в настоящее время, является газовое азотирование. Однако оно не позволяет обеспечить требуемую точность прецизионных деталей вследствие значительно деформации последних, что приводит к большой доле брака (до 80 %). Процесс ионного азотирования опытных партий деталей позволил обеспечить получение 100 % годной продукции.

В рамках исследований был проведен выбор марок стали и режимов ионного азотирования деталей пары корпус–гидрораспределитель гидропоршневого насоса (рисунок), исходя из требования их долговечности и технологичности при изготовлении, поскольку точность изготовления и надежность этой пары обеспечивают в целом надежность изделия. Основной целью исследования было получение высокой износо- и коррозионной стойкости при минимальном короблении деталей. Коробление деталей после упрочнения должно быть таким, чтобы гидрораспределитель и корпус можно было собрать по сопрягаемому размеру, используя в качестве финишной операции только операцию притирки. Сопрягаемые размеры деталей корпус–гидрораспределитель ∅ 28 H6 и ∅ 28 g5.

В качестве материалов пары корпус–гидрораспределитель были выбраны наиболее распространенные



Эскизы деталей корпуса (*а*) и гидрораспределителя (*б*)

в станкостроении и обеспечивающие высокое качество и работоспособность деталей азотируемые стали марок: 18ХГТ, 30Х3МФ, 38Х2МЮА и 20Х3МВФ. Окончательный выбор оптимальных сталей для изготовления пары производили по результатам эксплуатационных испытаний.

Маршрутная технология изготовления корпуса и гидрораспределителя

1. Ковка заготовки.
2. Предварительная термическая обработка: отжиг – для сталей 38ХМЮД, 30Х3МФ, 18ХГТ; нормализация с высоким отпуском – для стали 20Х3МФ.
3. Черновая механическая обработка, включая предварительное растачивание отверстия (припуск на сторону после обработки 3...5 мм).
4. Улучшение.
4.1. Закалка.
4.2. Отпуск.
5. Основная механическая обработка (припуск на сторону после обработки 1 мм).
6. Получистовая механическая обработка (припуск на сторону после обработки 0,5 мм).
7. Стабилизирующий отпуск.
8. Чистовая механическая обработка (окончательный размер).
9. Измерение размеров.
10. Ионное азотирование.
11. Измерение размеров.
12. Притирка.

Параметры некоторых операций изготовления корпуса и гидрораспределителя приведены в табл. 3.

Изготовленные детали подвергали ионному азотированию, измеряли по сопрягаемому размеру и по результатам замеров с помощью притирки проводили селективную сборку пар.

Ионное азотирование корпусов и гидрораспределителей

Ионное азотирование корпусов и гидрораспределителей проводили в ЭНИМС в модернизированной установке НГВ-6.6/6И1 с размерами рабочего пространства 600×1000 мм (аналог современной установки ЭВТ-40) и режимами, приведенными в табл. 4. Причем корпусы и гидрораспределители азотировали раздельно, так как при совместном азотировании полых и сплошных деталей температура обработки будет различной.

Была принята одинаковая температура азотирования деталей, равная 490...500 °С. Низкая температура азотирования выбрана специально, чтобы получить минимальные деформации и коробление деталей.

Таблица 3

Параметры операций изготовления корпуса и гидрораспределителя

Номер операции	Марка стали	Температура нагрева, °С	Время выдержки, ч	Охлаждающая среда
1	38Х2МЮА	800...1200	–	Воздух
	30Х3МФ	850...1180		
	20Х3МВФ	950...1250		
	18ХГТ	800...1200		
2	38Х2МЮА	840...870	2...3	С печью
	30Х3МФ	860		
	18ХГТ	900...950		С печью до 620...660 °С в течение 2...3 ч
	20Х3МВФ	1050...1100	1	Воздух
		680...720	2...3	
4.1	38Х2МЮА	950	1	Масло
	30Х3МФ	900	1	
	20Х3МВФ	1020	1	
	18ХГТ	910	0,7	
4.2	38Х2МЮА	660	2...3	Воздух
	30Х3МФ	670		
	20Х3МВФ	630		
	18ХГТ	570		
7	38Х2МЮА	580	3...4	С печью до 250...300 °С, далее на воздухе
	30Х3МФ	580	3...4	
	20Х3МВФ	580	3...4	
	18ХВГ	560	3...4	
10	38Х2МЮА	490...500	12	–
	30Х3МФ			
	20Х3МВФ			
	18ХГТ			

Таблица 4

Режимы азотирования корпуса и гидрораспределителя

Марка стали	Номер режима	Параметры режима	
		Состав газовой смеси	Время выдержки, ч
Корпус			
38Х2МЮА; 18ХГТ	1	$NH_3 + (NH_3 + N_2)$	3 + 6
18ХГТ; 20Х3МВФ; 30Х3МФ	2	$NH_3 + (NH_3 + N_2)$	3 + 15
38Х2МЮА; 30Х3МФ; 18ХГТ	5	NH_3	15
Гидрораспределитель			
30Х3МФ; 18ХГТ; 38Х2МЮА; 20Х3МВФ	3	$NH_3 + (NH_3 + N_2)$	3 + 15
30Х3МФ; 18ХГТ; 38Х2МЮА; 20Х3МВФ	4	$NH_3 + (NH_3 + N_2) + (NH_3 + C_3H_8)$	3 + 15 + 1
30Х3МФ; 38Х2МЮА; 18ХГТ	6	NH_3	15

Продолжительность азотирования в связи с низкими температурами составляла от 9 до 18 ч.

Азотирование проводили с несколькими вариантами газового состава: 1) первый период в диссоциированном аммиаке, второй период – в аммиаке с добавкой азота (20 % NH_3 + 80 % N_2), так называемый ступенчатый газовый режим; 2) только в диссоциированном аммиаке; 3) в одном из вариантов на последнем этапе процесса в течение 1 ч к аммиаку добавляли пропан в количестве 1...2 %. Выбор оптимального по газовому составу варианта производили по результатам эксплуатационных испытаний деталей.

Азотирование проводили следующим образом:

- обезжиривание деталей;
- размещение деталей в камере установки;
- закрепление термопары;
- подача электропитания на установку;
- закрытие камеры;
- снижение давления в камере (откачка) до 6,67 Па;
- продувка камеры диссоциированным аммиаком в течение 10 мин (откачку и продувку повторяли два раза);
- подача высокого напряжения и проведение очистки поверхности деталей микродугами в течение 1 ч при давлении 13,3...40 Па (без подачи аммиака); напряжение в начале операции – 300 В, в конце – 600 В; температура в конце операции – 150...200 °С;
- плавный нагрев деталей до температуры на 30...50 °С ниже температуры азотирования со скоростью 5 °С/мин с плавным повышением давления от 66,65 до 533,2...666,5 Па. Расход аммиака составляет 25...30 л/ч;
- изотермическая выдержка при температуре 450...470 °С в течение 15 мин;
- плавный выход на температуру азотирования (490...500 °С) в течение 15 мин;
- изотермическая выдержка (продолжительность выдержки и состав газовой среды указаны в табл. 3);
- отключение высокого напряжения после изотермической выдержки и охлаждение деталей в камере до температуры 80...120 °С в потоке диссоциированного аммиака в течение 1,5 ч;
- отключение подачи аммиака, очистка камеры от его остатков, подача воздуха в камеру;
- открытие камеры и выгрузка деталей;
- закрытие камеры и снижение давления в ней до 13,3 Па;
- отключение электропитания.

Деформация деталей после ионного азотирования

После азотирования все детали были измерены теми же способами, что и перед азотированием. Было установлено, что деформация корпуса, изготовленного из всех исследованных сталей, по сопрягаемому размеру после азотирования колеблется в среднем от –0,005 до +0,015 мм; коробление – от –0,003 до + 0,006 мм. Деформация и коробление гидрораспределителя, изготовленного из всех исследуемых сталей, по сопрягаемому размеру после азотирования колеблется в среднем от –0,005 до +0,005 мм.

Таким образом, деформация корпуса и гидрораспределителя после азотирования незначительна, следовательно, их, практически, можно собрать в пару без притирки и селективной сборки.

Таблица 5

Результаты азотирования деталей

Номер режима	Марка стали	HV* на поверхности	Толщина слоя, мм	Микротвердость на расстоянии от поверхности, мм						H_μ сердцевины
				0,03	0,05	0,1	0,15	0,2	0,25	
Корпус										
1	38Х2МЮА	1027	–	–	–	–	–	–	–	–
	18ХГТ	645...660	0,16	555	530	510	429	341	268	183
2	18ХГТ	645...660	0,22	555	555	555	466	429	341	216
	20Х3МВФ	930...970	–	–	–	–	–	–	–	–
	30Х3МФ	700...760	0,22	681	681	657	634	503	314	243
5	38Х2МЮА	1000	0,19	1005	890	890	530	268	244	229
	30Х3МФ	–	–	–	–	–	–	–	–	–
	18ХГТ	700	0,20	615	585	530	466	367	317	210
Гидрораспределитель										
3	30Х3МФ	680	–	–	–	–	–	–	–	–
	18ХГТ	690								
	38Х2МЮА	980...1030								
	20Х3МВФ	950...1000	0,14	974	974	681	348	314	314	292
4	30Х3МФ	680	–	–	–	–	–	–	–	–
	18ХГТ	630								
	38Х2МЮА	1100								
	20Х3МВФ	930...970								
6	30Х3МФ	700								
	38Х2МЮА	1000	0,20	1005	1005	933	503	386	314	266
	18ХГТ	670	0,14	762	762	613	356	314	266	249

*При нагрузке 50 Н.

Контроль качества азотирования

На следующем этапе проводили измерение твердости поверхности всех деталей, подвергнутых ионному азотированию, по Виккерсу (табл. 5). Было установлено распределение микротвердости по толщине азотированного слоя некоторых деталей.

Как видно, поверхностная твердость всех обработанных деталей удовлетворительна. Толщина упрочненного слоя корпуса составляла от 0,16 до 0,24 мм за время азотирования от 9 до 18 ч.

Полученные результаты наглядно подтверждают тот факт, что диффузионный слой формируется в первые часы азотирования. Так, на корпусах, изготовленных из стали 18ХГТ, за 9 ч был получен слой 0,16 мм, за 15 ч – 0,20 мм, за 18 ч – 0,22 мм (формирование слоя подчиняется параболической зависимости).

Толщина упрочненного слоя гидрораспределителя получена от 0,14 до 0,20 мм. Распределение микротвердости по толщине слоя на всех деталях плавное. Исследование хрупкости азотированного слоя проводили по виду отпечатка алмазной пирамиды, полученного при измерении твердости деталей по Виккерсу с нагрузкой 300 Н в соответствии со шкалой хрупкости азотированного слоя. Исследование показало, что у всех азотированных деталей хрупкости не наблюдается. Таким образом, качество ионного азотирования корпусов и гидрораспределителей – удовлетворительное.

Следует подчеркнуть, что полученные минимальные деформации и коробление деталей связаны не только с применением в качестве упрочняющей поверхностной обработки метода ионного азотирования, но и с получением при этом минимально необходимой в данном случае толщины азотированного слоя (исходя из условий работы пары корпус–гидрораспределитель).

Таким образом, отработаны режимы ионного азотирования пары корпус–гидрораспределитель, обеспечивающие получение качественного диффузионного слоя при минимальной деформации и короблении деталей, проведен предварительный выбор материалов пары корпус–гидрораспределитель.

Последующие эксплуатационные испытания показали, что наибольшей стойкостью обладает такая пара, детали которой изготовлены из стали 38Х2МЮА и подвергнуты ионному азотированию со ступенчатым газовым режимом (3 + 15 ч).

Выводы

Практика изготовления прецизионных деталей подтвердила, что применение ионного азотирования позволяет выполнить все конструктивные требования машиностроителей к деталям данного класса при одновременной высокой технологичности процесса их изготовления.

ПРЕДСТАВЛЯЕМ НОВУЮ КНИГУ

Технология лазерной обработки конструкционных и инструментальных материалов в авиадвигателестроении: учеб. пособие / Р.Р. Латыпов, Н.Г. Терегулов, А.М. Смыслов, А.В. Лобанов; под общ. ред. В.Ф. Безъязычного. М.: Машиностроение, 2007. 234 с.: ил.

Цена с НДС 264 р.

Приведены общие сведения о лазерно-технологических системах, а также описание типовых технологических процессов обработки с применением лазерной технологии: резка материалов, обработка отверстий, термическая обработка, лазерное поверхностное легирование, а также наплавка, сварка и упрочняющая лазерная обработка. Изложены основные сведения о качестве поверхностного слоя деталей после лазерной обработки.

Для студентов авиадвигателестроительных специальностей вузов, а также полезно специалистам, занимающимся производством газотурбинных двигателей летательных аппаратов, тепловых двигателей.

НАЦИОНАЛЬНЫЙ СТАНДАРТ РОССИЙСКОЙ ФЕДЕРАЦИИ

Покрытия термодиффузионные цинковые. Общие требования и методы контроля. ГОСТ Р 9.316

Введение

Термодиффузионное цинкование поверхностей изделий предназначено для повышения их коррозионной стойкости.

Термодиффузионное цинковое покрытие является анодным по отношению к черным металлам и электрохимически защищает сталь от коррозии. Оно обладает прочным сцеплением (адгезией) с основным металлом за счет взаимной диффузии железа и цинка в поверхностных интерметаллидных фазах, поэтому не происходит отслаивания и скалывания покрытия при ударах, механических нагрузках и деформациях обработанных изделий. ГОСТ 9.302–88 не устанавливает метод испытания по оценке адгезии термодиффузионных цинковых покрытий. Установленные в ГОСТ 9.302–88 методы испытаний прочности сцепления (адгезии) цинковых покрытий широко используются и рекомендуются для оценки прочности сцепления между различными слоями термодиффузионного цинкового покрытия, однако в отдельных случаях могут оказаться более приемлемыми другие испытания, что должно быть установлено по согласованию с потребителем.

Преимущество термодиффузионной технологии покрытий по сравнению с гальваническими состоит не только в ее превосходстве по коррозионной стойкости, но и в том, что она не вызывает необратимого водородного охрупчивания металла во время процесса нанесения (непосредственно в контейнере). Обработка изделия до и после нанесения покрытия должна исключать возможность появления водородного охрупчивания. Водородное охрупчивание в высокопрочных стальных изделиях должно быть исключено, поэтому, когда данное требование установлено потребителем, отсутствие водородного охрупчивания определяют в соответствии с требованиями настоящего стандарта.

Термодиффузионное цинковое покрытие точно повторяет контуры изделий, оно однородно по толщине на всей поверхности, включая изделия сложной формы и резьбовые соединения.

Термодиффузионное цинковое покрытие в основном состоит из железоцинковой δ_1-фазы переменного состава, содержащей до 10 % железа.

В связи с присутствием на поверхности покрытия примеси железа при воздействии повышенной влажности или конденсата на поверхности оцинкованного изделия может появляться бурый налет, который не является признаком появления очагов коррозии основного металла. В целях сохранения декоративных свойств и дополнительного увеличения коррозионной стойкости детали, покрытые методом термодиффузионного цинкования, подвергают последующей дополнительной обработке поверхности. Кроме того, дополнительная обработка цинковых покрытий предназначена для того, чтобы замедлить или предотвратить образование белых продуктов коррозии на поверхностях, подвергаемых воздействию атмосфер с высокой влажностью, соленой воды, морских атмосфер или циклам конденсации и высыхания.

1. Область применения

Настоящий стандарт распространяется на защитные цинковые покрытия (далее – покрытия), наносимые методом термодиффузионной обработки в порошковых смесях, предназначенные для обеспечения коррозионной стойкости изделий, деталей и другой металлопродукции из стали, в том числе повышенной прочности, а также из чугуна и медных сплавов (далее – изделия), и устанавливает общие требования к покрытиям и методы контроля их качества.

Покрытие не рекомендуется применять на изделиях, которые при работе достигают температуры 370 °С и выше или контактируют с другими деталями, достигающими этих температур.

2. Классификация и обозначение покрытий

2.1. Классы покрытий в зависимости от толщины цинкового покрытия определяют по табл. 1.

Таблица 1

Классы покрытий

Класс покрытия	Толщина покрытия, мкм, не менее
1	От 6 до 9 включ.
2	" 10 " 15 "
3	" 16 " 20 "
4	" 21 " 30 "
5	" 40 " 50 "

Примечание. Толщина цинкового покрытия более 50 мкм – по согласованию с потребителем.

2.2. Тип покрытия – цинковое с фосфатированием (далее – покрытие).

Дополнительная обработка покрытия маслами, смазками, восковыми составами и другими средствами временной противокоррозионной защиты, кремнийсодержащими составами, лакокрасочными покрытиями – по согласованию с потребителем в зависимости от изделия конкретного типа и условий эксплуатации.

2.3. Обозначение покрытия – по ГОСТ 9.306. Термодиффузионное цинковое покрытие обозначают буквами "ТД". По согласованию с потребителем в обозначении дополнительно указывают класс покрытия по табл. 1.

3. Общие положения

3.1. Для получения качественного покрытия учитывают следующие основные факторы:

– основной металл изделия, его прочностные (механические) характеристики, наличие остаточных напряжений и требования к их снятию;

– условия эксплуатации изделия, требуемую толщину цинкового покрытия и применяемую дополнительную обработку;

– ответственные (видимые поверхности, определяющие внешний вид или работоспособность изделия в сборе, или источники возникновения коррозии) поверхности изделия;

– допустимые дефекты на поверхности изделия.

3.2. На поверхности изделий, поступающих для нанесения покрытия, не допускаются:

– коррозионные повреждения;

– окалина, заусенцы;

– шлаковые, флюсовые и другие включения;

– видимые слои смазки, эмульсии, пыли.

3.3. Термодиффузионной обработке подвергают изделия, соответствующие требованиям стандартов, технических условий или конструкторской документации (далее – НД). Покрытие наносят после того, как все термические и механические операции обработки изделий (резание, сварка, формовка, сверление и т.п.) будут закончены.

Не подлежат покрытию изделия, имеющие в своем составе припой или смолы.

3.4. Основные отклонения наружного и внутреннего диаметров резьбы – по ГОСТ 16093, при этом поля допусков при изготовлении резьбовых соединений должны быть сопоставимы с толщинами наносимого цинкового покрытия и обеспечивать свинчиваемость резьбовых изделий.

3.5. Термодиффузионное цинкование проводят при соблюдении требований ГОСТ 12.3.008.

4. Физико-химические показатели качества покрытия

4.1. Физико-химические показатели качества покрытия приведены в табл. 2.

Таблица 2

Показатели качества покрытия

Наименование показателя	Норма	Метод контроля
Внешний вид покрытия	Покрытие матово-серого цвета, равномерное, сплошное, гладкое или шероховатое*	По 7.4
Минимальная толщина цинкового покрытия, мкм	По табл. 1 с учетом 4.2	По 7.5
Прочность сцепления**	Не должно быть отслаивания, обдирки или шелушения покрытия	По 6.11.2
Остаточная (водородная) хрупкость**	Отсутствие растрескивания образца и наличия трещин	По 7.6
Коррозионная стойкость***	Отсутствие ржавчины основного металла	По 7.7
Защитные свойства покрытия	По ГОСТ 9.301 (табл. 1)	По 6.11.4.4

*На покрытии допускаются поверхностные царапины, риски от соприкосновения изделий друг с другом, измерительным инструментом и подъемными приспособлениями без разрушения покрытия до основного металла.

На покрытии не допускаются:

– вздутия, раковины, трещины, наросты, отслоения, вкрапления;

– отсутствие покрытия на ответственных поверхностях, а также на отдельных частях (местах) поверхности или полостях изделий, если это отсутствие не установлено в НД на изделие;

– несмываемые остатки технологических смесей.

**Испытание проводят по требованию потребителя.

***Испытание проводят в рамках приемосдаточных испытаний по требованию потребителя и периодических не реже одного раза в год.

Примечание. Номенклатура контролируемых физико-механических (химических) показателей для покрытий с дополнительной обработкой по 3.2 – по НД на конкретный материал (состав, покрытие), применяемый для дополнительной обработки.

4.2. В деталях и арматуре, имеющих глухие отверстия и пазы шириной до 12 мм, а также сквозные гладкие и резьбовые отверстия и пазы шириной до 6 мм, толщину покрытия на глубине более одного диаметра или одной ширины не нормируют, при этом на этих участках не допускается отсутствие покрытия. Наличие покрытия в данных местах, а также в резьбах и глухих отверстиях контролируют металлографическим методом по ГОСТ 9.302.

5. Технология нанесения цинкового покрытия

5.1. Технологический процесс цинкования состоит из следующих стадий:

– подготовки поверхности;

– термодиффузионного цинкования (нанесения цинкового покрытия);

– фосфатирования;

– дополнительной обработки покрытия (см. 2.2).

5.2. Участки помещений для нанесения покрытия располагают с учетом ограничения или исключения проникания агрессивных газов и пыли.

5.3. Работы проводят при температуре окружающей среды не ниже 15 °С и относительной влажности воздуха не более 70 % в условиях, исключающих образование конденсированной влаги.

5.4. Перерыв между стадиями подготовки поверхности и нанесения покрытия должен быть не более 24 ч для условий по 5.3, при этом для медных сплавов допустимый перерыв устанавливают по НД.

5.5. При наличии на поверхности изделий средств временной противокоррозионной защиты перед нанесением покрытия проводят их расконсервацию по ГОСТ 9.014.

5.6. Требования к контролю качества основного металла – по ГОСТ 9.301 (раздел 3).

5.7. Подготовка поверхности

5.7.1. Подготовку поверхности в зависимости от вида загрязнений проводят по ГОСТ 9.402. Степень очистки – 2 по ГОСТ 9.402.

5.7.2. На поверхность изделий, подготовленную к цинкованию, не допускается попадание масел, пыли, влаги и образование на ней конденсата.

5.7.3. Контроль качества подготовленной поверхности для нанесения покрытия проводят по приложению А.

5.8. Нанесение цинкового покрытия

5.8.1. Изделия, подвергаемые термодиффузионному цинкованию, помещают в герметически закрываемый контейнер с цинкосодержащей смесью. Массу насыщающей смеси устанавливают в зависимости от заданной толщины покрытия, общей площади защищаемой поверхности изделий с учетом влияния на толщину процесса фосфатирования.

5.8.2. Контейнер помещают в печь, в которой проводят нанесение покрытия при температуре от 290 до 390 °С при вращении контейнера со скоростью от 0,03 до 0,1 $с^{-1}$ в течение от 2 до 3 ч. После окончания термодиффузионной обработки контейнер извлекают из печи и охлаждают, при этом при температуре свыше 60 °С контейнер не открывают.

5.8.3. После охлаждения контейнера изделия вынимают и очищают поверхности от остатков порошка.

5.8.4. Для получения покрытия используют насыщающую смесь на основе цинкового порошка по ГОСТ 12601 влажностью не более 1,5 %. Могут быть использованы цинкосодержащие смеси импортного производства по качеству не ниже отечественных.

5.9. Фосфатирование

После нанесения цинкового покрытия по 5.8 проводят фосфатирование по ГОСТ 9.305. Под лакокрасочные покрытия фосфатирование проводят по ГОСТ 9.402.

Ордена Трудового Красного Знамени ОАО "Издательство **"Машиностроение"**,
107076, Москва, Стромынский пер., 4.
Учредитель ООО "Издательство Машиностроение–1".
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 26.11.07 г. Подписано в печать 16.01.08 г. Формат 60×88 1/8. Бумага офсетная. Печать офсетная.
Усл. печ. л. 6,86. Уч.-изд. л. 7,39. Заказ 75. 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