ЕЖЕМЕСЯЧНЫЙ НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ И ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ ЖУРНАЛ

УПРОЧНЯЮЩИЕ ТЕХНОЛОГИИ И ПОКРЫТИЯ

№ 5 (29)
май
2007

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. 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:
Н.А. ФЕТИСОВА
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

МЕХАНИЧЕСКАЯ УПРОЧНЯЮЩАЯ ОБРАБОТКА

Киричек А.В., Соловьев Д.Л. Деформационное упрочнение отверстий статико-импульсной обработкой . . . 3

ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА

Петухов В.А. Совмещенная термическая обработка бегунков прядильных и крутильных машин . . . 6

ХИМИЧЕСКАЯ, ХИМИКО-ТЕРМИЧЕСКАЯ И ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА

Бровер Г.И., Дьяченко Л.Д., Бровер А.В. Повышение эксплуатационных характеристик химических покрытий на сталях лазерной термообработкой . . . 11

Мартиросян М.В. Особенности формирования фазовых слоев на свинцовом аноде в серно-кислых растворах . . . 15

МЕТОДЫ НАНЕСЕНИЯ ФУНКЦИОНАЛЬНЫХ ПОКРЫТИЙ

Веселовский А.А., Завалищин А.Н. Исследование микротвердости алюмованадированных слоев на серых чугунах, полученных термодиффузионным упрочнением . . . 18

Гадалов В.Н., Шкодкин В.И., Романенко Д.Н., Статинов В.В., Болдырев Ю.В. Применение тонкопленочных покрытий для повышения стойкости режущего инструмента . . . 22

ОБРАБОТКА КОМБИНИРОВАННЫМИ МЕТОДАМИ

Кудряков О.В., Погорелова И.Г. Влияние комбинированной термической обработки на специальные эксплуатационные свойства трубной стали . . . 26

Адаменко Н.А., Седов Э.В., Фетисов А.В. Использование обработки взрывом для получения покрытий на основе сверхвысокомолекулярного полиэтилена . . . 31

КОНТРОЛЬ КАЧЕСТВА УПРОЧНЯЮЩЕЙ ОБРАБОТКИ

Сайфуллин Р.Н. Влияние неметаллических компонентов на прочность сцепления порошкового покрытия . . . 35

Табаков В.П., Смирнов М.Ю., Циркин А.В., Чихранов А.В. Оценка формоустойчивости режущего клина инструмента с износостойким покрытием . . . 37

Матлахов В.П. Обеспечение износостойкости цилиндрических поверхностей трения упрочнением . . . 41

ИНФОРМАЦИЯ. ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ ОПЫТ

Мордовин В.П., Калмакова А.В., Узинцев О.Е. Получение, структура и сорбционные свойства водородаккумулирующих материалов с редкоземельными металлами . . . 47

Мельников П.С. Очистка поверхностей деталей от электролита в гальваническом производстве . . . 54

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

© **Издательство "Машиностроение", "Упрочняющие технологии и покрытия", 2007**

THE MONTHLY SCIENTIFIC AND PRODUCTION JOURNAL

STRENGTHENING TECHNOLOGIES AND COATINGS

№ 5 (29)
May
2007

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. 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:
N.A. FETISOVA
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

MECHANICAL STRENGTHENING PROCESSING

Kirichek A.V., Soloviev D.L. Surface strain strengthening of holes details of the machines by means of statics-impulsed processing 3

THERMAL PROCESSING

Petuhov V.A. The combined thermal processing of trevellers of spinning and torsion machines 6

CHEMICAL, CHEMICO-THERMAL AND ELECTROCHEMICAL PROCESSING

Brover G.I., Katsnelson E.A. Increase of properties of chemical coatings on steels by laser processing 11

Martirosyan M.V. The peculiarites of the formation of phase layers on the lead based anode in sulphuric acid solution 15

METHODS OF DEPOSITION OF FUNCTIONAL COATINGS

Veselovski A.A., Zavalischin A.N. Research of microhardness of the aluminium-vanadium-treated layers on grey cast iron, received by thermal-diffusion strengthening 18

Gadalov V.N., Shkodkin V.I., Romanenko D.N., Statinov V.V., Boldyrev Y.V. Using thin-film coatings for increasing stability of the cutting tool 22

PROCESSING BY COMBINED METHODS

Kudryakov O.V., Pogorelova I.G. Influence of the combined heat treatment on a special service properties of a pipe steel 26

Adamenko N.A., Sedov E.V., Fetisov A.V. Reception of coatings on the basis of superhigh-molecular polyethylene with use of explosive processing 31

QUALITY CONTROL OF STRENGTHENING PROCESSING

Sayfullin R.N. Influence of non-metal inclusions on the strength of powder coat adhesion 35

Tabakov V.P., Smirnov M.Yu., Tsirkin A.V., Chihranov A.V. Form resistance estimation of the cutting wedge of the tool with a wearproof coatings 37

Matlahov V.P. Maintenance of wear resistance of the cylindrical surfaces of friction by strengthening 41

INFORMATION. PRODUCTION EXPERIENCE

Mordovin V.P., Kalmakova A.V., Uzintsev O.E. Production, structure and sorption properties hydrogen accumulated materials with rare-earth metals . . . 47

Melnikov P.S. Cleaning of details surface from electrolyte at galvanic manufacture 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", 2007**

УДК 621.9

А.В. Киричек, Д.Л. Соловьев *(Орловский ГТУ)*

Деформационное упрочнение отверстий статико-импульсной обработкой

Описаны схемы деформационного упрочнения внутренних цилиндрических поверхностей диаметром менее 100 мм статико-импульсной обработкой (СИО). Предлагается использовать при этом ударные импульсы в качестве тянущей или толкающей силы. Представлены технологические возможности, проведена оценка производительности и энергоемкости СИО.

Schemes of deformation hardening of internal cylindrical surfaces in diameter less than 100 mm static-impulse processing (SIP) are described. It is offered to use shock impulses as pulling or pushing force. Technological opportunities are presented, the estimation of productivity and power consumption SIP is lead.

В настоящее время обработка *поверхностным пластическим деформированием* (ППД) охватывает практически весь используемый в промышленности диапазон размеров внутренних цилиндрических поверхностей: диаметр 2...500 мм и более, длина >5 м (сквозные, глухие, ступенчатые).

В целях упрочнения отверстий большого диаметра (>100 мм) можно использовать раскатывание, выглаживание, обработку дробью или центробежную обработку, выполняемые по традиционной кинематической схеме. Для упрочнения отверстий с меньшим диаметром (<100 мм) такие способы сложно применить, так как вследствие малого пространства возникают трудности ориентации инструмента относительно обрабатываемой поверхности.

В связи с этим в настоящее время для отверстий малых диаметров наиболее широко и эффективно применяют дорнование, при котором инструмент – дорн – проходит вдоль упрочняемого отверстия, формируя наклепанный слой с требуемыми шероховатостью, твердостью и остаточными напряжениями сжатия. Диаметр дорна превышает диаметр упрочняемого отверстия на величину натяга. С увеличением натяга соответственно должна возрастать и сила, прикладываемая к дорну. В зависимости от этих двух параметров можно изменять давления в области контакта инструмента и поверхности. При давлениях менее $3\sigma_т$ ($\sigma_т$ – предел текучести обрабатываемого металла) и натягах, не превышающих 0,25 мм, улучшается микрогеометрия поверхности, однако толщина упрочненного поверхностного слоя составляет не более 0,5 мм, поэтому такое дорнование обычно используют как отделочно-упрочняющую операцию. При давлениях более $3\sigma_т$ и натягах, достигающих 2...4 мм (дорнование с большими натягами), формируется поверхностный слой с высокой степенью упрочнения толщиной до 3 мм и более [1–3].

При дорновании прикладываемая сила может быть либо толкающей (инструмент–дорн сжатия), либо тянущей (инструмент–дорн растяжения). Преимуществом первого способа – прошивания – является то, что для осуществления процесса не обязательно использовать специальное оборудование. Например, обработку можно осуществлять на обычных прессах. Однако при этом длина обрабатываемых отверстий ограничивается 100...150 мм, поскольку в случае обработки более длинных отверстий возможно отклонение положения оси отверстия относительно наружной и торцовой поверхностей обрабатываемой детали. Поэтому для отверстий большой длины целесообразно применять второй способ – протягивание, которое, как правило, осуществляют на специальных протяжных станках.

Для движения дорна обычно используют статическую нагрузку. Однако известно, что для получения аналогичных результатов при упругопластическом деформировании динамическое воздействие энергетически более выгодно по сравнению со статическим. Поэтому для увеличения глубины упрочнения, когда необходимо создавать высокие давления в очаге деформации, обычно воздействуют динамической нагрузкой, например при центробежной обработке, ударном раскатывании. При обработке отверстий диаметром менее 100 мм такую возможность практически еще не использовали.

Как показал анализ известных ударных способов ППД, их существенным недостатком является то, что

энергия, расходуемая на упругопластическую деформацию, может быть различной при одинаковой исходной кинетической энергии удара. Поэтому результаты упрочнения нельзя точно прогнозировать, особенно при энергии ударов более 2...3 Дж. Согласно [3] при распределении энергии важную роль играют волновые процессы, возникающие в ударной системе после удара, и их управлением в очаге деформации можно создать ударный импульс такой формы, которая обеспечит максимальную передачу энергии удара нагружаемой среде.

Среди способов ППД, использующих для нагружения упрочняемой поверхности энергию удара, регулировать форму ударного импульса при упругопластическом деформировании позволяет статико-импульсная обработка, при которой основным деформирующим воздействием является динамическое. При СИО для нагружения используют ударную систему боек–волновод, при этом форма ударного импульса регулируется за счет изменения геометрических размеров и акустических свойств бойка и волновода. Выбирая необходимые параметры ударной системы, а также применяя предварительное статическое поджатие инструмента к упрочняемой поверхности, в очаге деформации можно генерировать ударные импульсы с прямоугольной или близкой к ней пролонгированной формой, которые позволяют наиболее полно использовать динамическую нагрузку для упругопластического деформирования упрочняемого металла [4]. Практика применения СИО для плоских и сложнопрофильных поверхностей показала возможность получения упрочненного поверхностного слоя толщиной 6...10 мм и со степенью упрочнения до 150...200 % [5, 6]. Для упрочнения внутренних цилиндрических поверхностей СИО не использовали.

Разработаны схемы, позволяющие осуществлять статико-импульсное нагружение отверстий диаметром менее 100 мм. В качестве аналога схемы для упрочнения СИО отверстий небольшой длины – до 50...100 мм – принята схема дорнования дорном сжатия (рис. 1, *а*). Основным элементом схемы СИО является гидравлический генератор импульсов, внутри которого расположена ударная система – боек *1* и волновод *2*. Генератор импульсов имеет взводящую и разгонную полости. При соединении разгонной полости с напорной магистралью боек разгоняется и ударяет по торцу волновода, при ее соединении со сливной магистралью боек взводится. Генератор импульсов имеет возможность поступательного перемещения под действием силы статического поджатия, воздействующей на корпус *3* генератора. Статическое нагружение может осуществляться различными устройствами, например одноштоковым гидроцилиндром. К волноводу *2* крепится инструмент *4* – шар или дорн (одно- или многокольцевой). Крепление инструмента должно предусматривать воз-

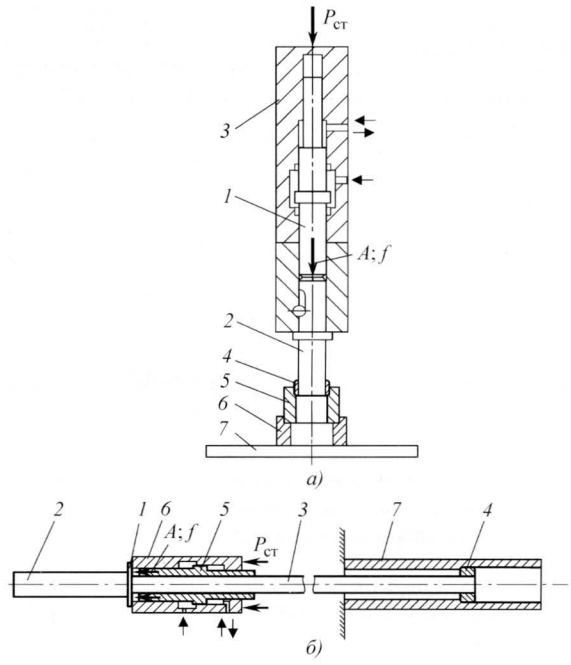


Рис. 1. Схемы упрочнения отверстий статико-импульсной обработкой:
а – прошивание; *б* – протягивание; *А* – энергия ударов; *f* – частота ударов; $P_{ст}$ – предварительная статическая нагрузка

можность быстрой установки и снятия инструмента с волновода. Обрабатываемая деталь *5* базируется в специальном приспособлении – гильзе *6* – на рабочем столе *7*. Диаметр отверстия в гильзе должен быть больше диаметра обрабатываемого отверстия.

Обработка осуществляется следующим образом. Генератор импульсов подводится к детали *5* так, чтобы инструмент *4* частично внедрился в обрабатываемое отверстие детали под действием статической силы, действующей через корпус ударного устройства *3*. При включении генератора импульсов боек *1* с заданной частотой воздействует через волновод *2* на инструмент *4*, который под действием ударных импульсов внедряется в обрабатываемое отверстие детали *5*, проходит его по всей длине и выходит в гильзу *6*. После отвода генератора импульсов от стола с волновода снимается инструмент и освобождается деталь *5*.

При необходимости обработать отверстия длиной 50...100 мм и более целесообразно использовать схему, аналогом которой является схема дорнования дорном растяжения (рис. 1, *б*). В отличие от предыдущей схемы, предусматривающей торцовое соударение бойка и волновода, в данной схеме используется неторцовое соударение, которое имеет специфические особенности при распространении волн деформации по ударной системе и формировании ударного импульса в очаге деформации [3]. В этом случае волновод имеет плоскость соударения *1*, которая разделяет его на два участка: участок *2* со свободным торцом и участок *3*,

к торцу которого жестко крепится инструмент *4*. В качестве инструмента можно использовать одно- или многокольцевой дорн. В бойке *5* выполнено отверстие, диаметр которого несколько больше, чем диаметр участка *3* волновода. В результате боек перемещается по волноводу со стороны участка *3* и, разгоняясь, ударяет по плоскости соударения *1* волновода. Боек находится в корпусе *6* генератора импульсов, который под действием статической силы упирается в плоскость соударения волновода, стремясь протянуть его вдоль обрабатываемого отверстия детали *7*. При этом деталь упирается в жесткую опору, которая при обработке не позволяет ей поступательно двигаться.

В этом случае обработка осуществляется следующим образом. Перемещением генератора импульсов инструмент *4* подводится к свободному торцу заготовки и под действием статической силы частично внедряется в обрабатываемое отверстие детали *7*. При включении генератора импульсов боек *5* с заданной частотой воздействует на плоскость соударения *1* волновода, формируя ударные импульсы, которые передаются инструменту и обеспечивают его поступательное перемещение внутри обрабатываемого отверстия.

Технологическими параметрами процесса СИО внутренних цилиндрических поверхностей являются:

- диаметр и форма деформирующего инструмента (при использовании в качестве инструмента многокольцевого дорна – геометрические параметры и число колец дорна);
- сила (энергия удара);
- частота ударов (определяющая скорость обработки);
- натяг;
- толщина стенок обрабатываемой заготовки.

Были проведены исследования влияния параметров СИО на показатели качества поверхностного слоя упрочненных отверстий [7, 8]. Использовали образцы из стали 45 со следующими размерами: длина отверстия 50 мм, внутренний диаметр 12...29,5 мм, внешний диаметр 34,5...69,5 мм, толщина стенки 8...22 мм. Исходная шероховатость исследуемых внутренних поверхностей образцов изменялась в диапазоне Ra = 5...6,5 мкм. В качестве инструментов применяли шары диаметром 13...33 мм. Обработку проводили при натягах 0,3...1,7 мм, энергии ударов A = 160 Дж, частоте ударов f = 18 Гц, силе статического поджатия $P_{ст}$ = 40 кН.

В результате установлено, что после СИО шероховатость поверхности отверстий снижалась до Ra = = 0,065...0,5 мкм, причем это снижение происходило до определенных пределов увеличения давления инструмента на обрабатываемую поверхность, которое определяется натягом, диаметром инструмента и силой деформирования. Чрезмерное увеличение давления может привести к более тяжелым условиям прохождения инструмента через обрабатываемое отверстие, к образованию наростов, холодной сварке на рабочей поверхности инструмента и, соответственно, задирам на обработанной поверхности. Возникает дефектный поверхностный слой с высокой шероховатостью, что требует последующей механической обработки такой поверхности. Толщина упрочненного слоя при этом может достигать 3...5 мм и более.

Проведена оценка производительности процесса СИО. Установлено, что скорость обработки отверстий снижается с увеличением натяга, а также при уменьшении диаметра инструмента. В результате сравнения производительности при СИО и при дорновании для тех же условий [1] выявлено, что в первом случае производительность составила не менее 4,6 мм/с, что более чем в 2 раза выше, чем при дорновании.

Сравнение энергоемкости оборудования, применяемого при дорновании (протяжные станки и прессы различных типов) и при СИО (генератор импульсов), показывает, что создание больших сил порядка 285...340 кН при дорновании требует использования оборудования, потребляемая мощность которого достигает 40 кВт [4]. Применение при СИО генератора импульсов позволяет создавать при энергии удара 160 Дж динамическую силу порядка 450 кН. При этом потребляемая мощность всей установки, включая гидроцилиндр, осуществляющий предварительное статическое нагружение, не превышает 18 кВт, что более чем в 2 раза меньше, чем потребляемая мощность при дорновании.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Монченко В.П., Белотелов В.В.** Деформирующая обработка отверстий втулок и гильз гидропневмоцилиндров. М.: НИИМАШ, 1976. 91 с.

2. **Шнейдер Ю.Г.** Технология финишной обработки давлением: справ. СПб.: Политехника, 1998. 414 с.

3. **Алимов О.Д., Манжосов В.К., Еремьянц В.Э.** Удар. Распространение волн деформации в ударных системах. М.: Наука, 1985. 357 с.

4. **Киричек А.В., Соловьев Д.Л.** Влияние пролонгации импульса на степень деформации материала при статико-импульсном упрочнении // Упрочняющие технологии и покрытия. 2005. № 4. С. 6–10.

5. **Одинцов Л.Г.** Упрочнение и отделка деталей поверхностным пластическим деформированием: справ. М.: Машиностроение, 1987. 328 с.

6. **Киричек А.В., Соловьев Д.Л., Лазуткин А.Г.** Технология и оборудование статико-импульсной обработки поверхностным пластическим деформированием (Библиотека технолога). М.: Машиностроение, 2004. 288 с.

7. **Статико-импульсная** обработка внутренних цилиндрических поверхностей / А.В. Киричек, А.Г. Лазуткин, Д.Л. Соловьев, С.А. Силантьев // Изв. ОрелГТУ. Машиностроение. Приборостроение. 2004. № 3. С. 16–17.

8. **Киричек А.В., Соловьев Д.Л.** Микрогеометрия поверхности после деформационного упрочнения статико-импульсной обработкой // Производство и ремонт машин: сб. матер. Междунар. науч.-техн. конф. Ставрополь: Изд-во СтГАУ "АГРУС", 2005. С. 105–110.

В.А. Петухов *(Москва)*

Совмещенная термическая обработка бегунков прядильных и крутильных машин

Рассмотрен технологический процесс науглероживания, совмещенный с закалкой очень мелких деталей – бегунков и колец прядильных и крутильных машин. Приведена микроструктура инструментальной углеродистой стали в исходном состоянии и после термической обработки. Даны ориентировочные режимы обработки.

The combined technological process of carbonization with training very fine details of spinning machines is considered. The microstructure of tool carbonaceous steel in an initial condition and after thermal processing is resulted. Rough modes of processing are given.

Кольцепрядильные (рис. 1) и кольцекрутильные машины предназначены для выработки пряжи и кручения нити [1]. Они имеют большое число (до 240 и более) однотипных рабочих мест, расположенных вдоль машины с двух сторон.

Совмещение процессов кручения и наматывания на одном рабочем органе – шпинделе веретена – привело к появлению пары кольцо–бегунок. Скручивание мычки или соединенных вместе нитей осуществляется путем вращения шпинделя веретена с нитеносителем и движения бегунка по кольцу.

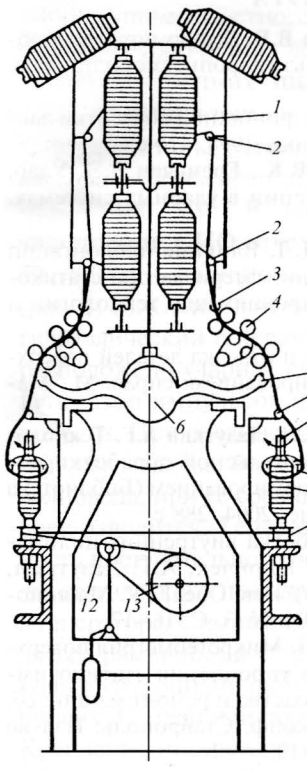


Рис. 1. Кольцепрядильная машина:
1 – катушка; *2* – направляющий пруток; *3* – водилка; *4* – вытяжной прибор; *5* – патрубок мычкоулавливателя; *6* – воздуховод; *7* – неподвижный нитепроводчик; *8* – веретено; *9* – бегунок; *10* – шпуля; *11* – тесьма; *12* – натяжной ролик; *13* – шкив

Металлические бегунки к прядильным и крутильным машинам (ГОСТ 11031–76) являются частью устройства веретенного прядения. В паре с кольцом прядильной машины бегунок (рис. 2) обеспечивает процесс веретенного прядения, т.е. из волокна пряжи получают скрученную нить. Бегунок представляет собой разъемное кольцо определенной формы; с его помощью в процессе прядения регулируют степень натяжения и скручивание волокон, из которых получается нить. В зависимости от материала пряжи и ее толщины используют бегунки разных размеров, формы и массы (общая масса 1000 бегунков – примерно от 8 г). Форма бегунка может быть эллиптической, эллиптической с прямой спинкой, С-образной, С-образной с отогнутыми ножками и др. Бегунки для колец с вертикальным бортиком изготовляют с круглым (для колец высотой 8 мм) и плоским (для колец высотой более 8 мм) сечениями.

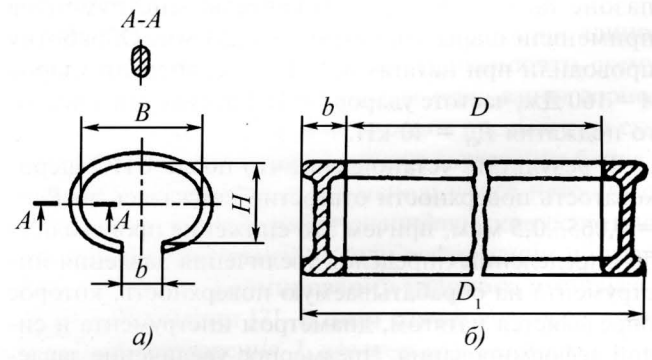


Рис. 2. Бегунок (*а*) и кольцо (*б*) прядильных машин

Бегунки работают в тяжелых условиях: нить проходит через бегунок к веретену и за счет силы натяжения заставляет бегунок двигаться по кольцу с большой скоростью (30...35 м/с); при этом поверхности бегунка изнашиваются, взаимодействуя как с нитью, так и с кольцом.

В связи с этим к бегунку предъявляют следующие требования: бегунок должен обладать высокой твердостью поверхности, минимально изнашиваться в процессе работы и не изнашивать взаимодействующее с ним кольцо; масса бегунка должна быть строго определенной, чтобы обеспечивать требуемую силу натяжения нити. Кроме того, бегунок должен обладать упругими свойствами, необходимыми при надевании бегунка на кольцо и во время его движения по кольцу.

При надевании на кольцо бегунок разжимают на ширину буртика кольца. После того как бегунок надели на кольцо, он должен сжаться так, чтобы иметь возможность свободного движения по кольцу, не соскакивая с него в процессе работы.

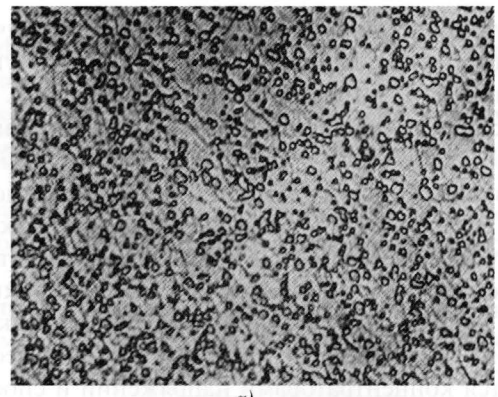
Выбор исходного материала для изготовления бегунка, определение метода и оборудования для термической обработки являются важными аспектами при производстве бегунков.

Кольца (см. рис. 2, *б*) прядильных и крутильных машин (ГОСТ 3608–78) служат для направления движения бегунка вокруг веретена с початком пряжи, а также вместе с бегунком придают мычке необходимое закручивание.

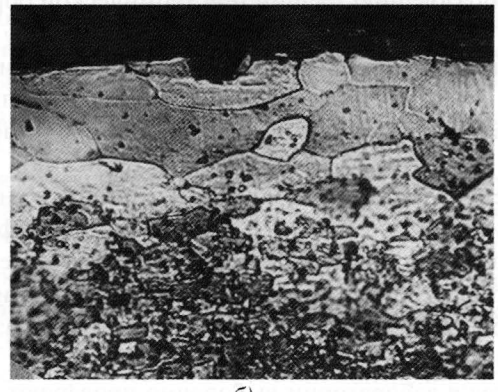
Процесс трения пары кольцо–бегунок сопровождается значительным повышением температуры, вследствие чего происходит интенсивное изнашивание их контактирующих поверхностей. Для повышения износостойкости необходим правильный выбор материалов пары кольцо–бегунок. Износ колец также зависит от вида перерабатываемого волокна (хлопчато-бумажное, шерстяное, химическое, льняное, шелковое и др.).

При выборе материала колец наряду с другими свойствами необходимо учитывать его обрабатываемость, так как качество рабочей поверхности кольца является одним из важных факторов, обеспечивающих его надежную работу.

Кольца изготовляют из следующих материалов: стали 40 и 45 по ГОСТ 1050–88; сталь 40Х13 по ГОСТ 5632–72; сталь ШХ15 по ГОСТ 801–78; спеченный железный порошок по ГОСТ 9849–86. Твердость поверхности колец должна составлять 61...66 HRC – для колец из сталей 40, 45 и ШХ15; 54,2...58 HRC – для колец из стали 40Х13. Поверхность колец (кроме колец из стали ШХ15) должна быть насыщена углеродом и азотом.



а)



б)

Рис. 3. Микроструктура (×500) игольной проволоки из стали У8А: *а* – зернистый перлит; *б* – обезуглероженный край

Производительность в прядильном и крутильном производствах при прочих равных условиях прямо пропорциональна технологически достигнутой скорости движения бегунка по кольцу.

Выбор материала и назначение вида термической обработки осуществляют на основе анализа условий работы изделия (значения нагрузок, вид изнашивания и т.д.).

Простая углеродистая сталь для изготовления бегунков непригодна, так как после термообработки она теряет упругие свойства. Более подходящей для изготовления бегунков является специальная игольная проволока по ГОСТ 5468–88 класса А и стальная лента холоднокатаная по ГОСТ 2283–79.

При выборе марки стали необходимо учитывать возможность применения прогрессивных технологий термической обработки. С учетом высоких требований к бегункам для их изготовления используют высококачественную инструментальную сталь марок У7А, У8А, У10А по ГОСТ 1435–99.

Особые требования предъявляют и к микроструктуре стали. Сталь должна состоять из равномерно распределенного зернистого перлита (рис. 3, *а*) 2–6 баллов по соответствующей шкале ГОСТ 8233–56. В мик-

роструктуре не допускается наличие пластинчатого перлита и неметаллических включений, обезуглероженных участков (рис. 3, *б*) и других дефектов.

К качеству поверхности исходного материала – проволоки и ленты – также предъявляют высокие требования. При изготовлении бегунков их поверхность не подвергают механической обработке, т.е. геометрические параметры поверхности остаются без изменения. Поэтому поверхность проволоки или ленты должна быть гладкой, без трещин, раковин, царапин, ржавчины и т.п. Кроме того, эти дефекты являются концентраторами напряжений и способствуют образованию трещин при термической обработке.

Качество готовой детали в большой степени зависит от качества стали, поэтому поступившая в производство сталь проходит тщательный входной контроль. При этом уточняют характеристики путем сравнения данных, указанных на прикрепленной к материалу (бухте) бирке, с данными сертификата (марка стали, размеры и т.д.); проводят внешний осмотр для определения качества поверхности, возможной деформации сырья; определяют размеры (толщину, ширину, диаметр).

Далее в лаборатории выборочно проверяют химический состав стали, уточняют марку стали, содержание углерода. При проверке механических характеристик стали определяют временное сопротивление разрыву, относительное удлинение, твердость.

Кроме того, для более полного определения качества стали проверяют микроструктуру методами макро- и микроанализа.

Макроскопический анализ проводят путем изучения излома сырья (проволоки, ленты) невооруженным глазом или через лупу с небольшим увеличением. Макроанализ позволяет выявить такие дефекты, как трещины, волосовины, пузыри, ликвации и т.п.

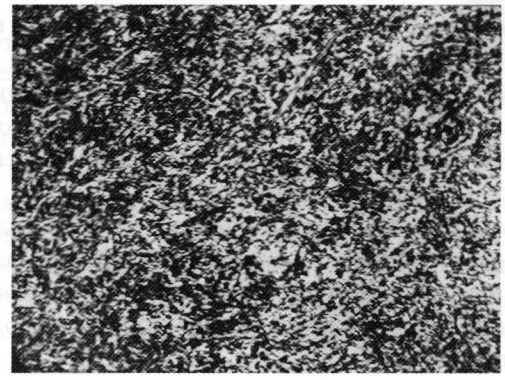
Микроскопический анализ стали заключается в исследовании ее структуры при помощи микроскопов, т.е. при больших увеличениях. Он позволяет изучить структуру металла, характер мелких дефектов, посторонних включений, наличие обезуглероженных участков и др.

Для эффективной работы в указанных выше условиях бегунки должны иметь высокую твердость сердцевины (50...58 HRC) и науглероженную поверхность.

В целях получения высоких механических характеристик бегунков и износостойкости поверхности выбран следующий процесс термической обработки: газовая цементация (науглероживание), совмещенная с закалкой, и последующий отпуск.

Науглероживание изделий является эффективным технологическим процессом повышения износостойкости и долговечности изделий, при котором поверхностный слой изделий равномерно насыщается углеродом.

а)



б)

Рис. 4. Микроструктура (×500) стали У8А после науглероживания:
а – науглероженный слой; *б* – сердцевина (мелкоигольчатый мартенсит и карбиды)

При термической обработке бегунков используют эндотермическую атмосферу с добавлением небольшого количества природного газа (для науглероживания) и одновременно проводится обычная закалка бегунков [2]. Технологический процесс автоматизирован.

Поверхностный слой бегунков равномерно насыщается диффундирующим углеродом (рис. 4, *а*), образующим карбиды (толщина слоя – несколько микрометров), а сердцевина бегунков приобретает высокую твердость и структуру, состоящую из мелкоигольчатого мартенсита и карбидов (рис. 4, *б*).

Термическая обработка бегунков осложняется тем, что для ее проведения требуются специальные автоматизированные электрические агрегаты с автоматическим регулированием печной (науглероживающей) атмосферы.

Мелкоразмерные изделия, в данном случае бегунки, нельзя помещать в корзины, поддоны и другую технологическую оснастку, поскольку поверхность каждого изделия должна постоянно взаимодействовать с атмосферой печи. Только в этом случае можно добиться равномерного распределения насыщающего элемента в поверхностном слое и тем самым обеспечить необходимую износостойкость и надежность изделия.

Кроме того, для проведения качественной термической обработки бегунков требуется использование специального оборудования, такого, например, как электрические агрегаты с ленточным конвейером, с вибрирующим полом.

В электроагрегате с ленточным конвейером **процесс науглероживания, совмещенного с закалкой,** происходит следующим образом. На часть ленты, находящейся вне рабочей нагревательной зоны, рассыпают тонким слоем бегунки, которые затем вместе с лентой попадают в нагревательную зону печи (электропечь оборудована системой, позволяющей осуществлять скачкообразное передвижение ленты). В нагревательную камеру (муфель) печи подается науглероживающая смесь (эндогаз с природным газом). На входе в муфель предусмотрена пламенная завеса для защиты от попадания воздуха; входное окно муфеля имеет дверцу, при помощи которой регулируется высота входного отверстия.

Температурный режим назначают в зависимости от марки стали и размеров бегунков. Регулирование состава газовой атмосферы в муфеле электропечи происходит автоматически при помощи системы регулирования.

Время нахождения бегунков в электропечи связано с насыщением поверхностного слоя бегунков и регулируется автоматически путем изменения состава атмосферы и температуры. Общее время нагрева составляет 25...60 мин.

Закалку бегунков проводят в масле. В закалочном баке осуществляется интенсивное перемешивание масла (насосом, мешалкой).

Ориентировочные значения температуры совмещенного технологического процесса науглероживания с закалкой бегунков приведены в табл. 1.

Отпуск бегунков осуществляют в автоматизированном электрическом агрегате (печи) конвейерного типа с цепной непрерывной передачей с двумя зонами – нагрева и охлаждения. На штифт цепи насаживают отдельные емкости, заполненные бегунками. Смешивание бегунков по размерам не допускается, каждая партия бегунков снабжается жетоном. Непрерывно движущаяся цепь транспортирует емкость с бегунками сначала в зону нагрева, где бегунки нагреваются до температуры отпуска в зависимости от марки стали (табл. 2), а затем в зону охлаждения (на воздухе). Время прохождения зоны нагрева зависит от размеров бегунков; для указанных в табл. 2 марок стали оно составляет 15...30 мин. Твердость бегунков находится в пределах 62...75 HRN 30 (см. табл. 2).

После термической обработки контролируют науглероживание поверхности двумя методами; при этом определяют среднее содержание углерода, которое должно быть выше номинального в исходном материале (табл. 3).

Затем изучают микроструктуру: на поверхности бегунков должна быть расположена цементитная карбидная оторочка толщиной несколько микрометров (см. рис. 4, *б*).

Определяют твердость на приборе Супер-Роквелла при нагрузке 294,2 Н (30 кгс) по ГОСТ 22975–78. Твердость сердцевины в бегунках должна быть в пределах 68...75 HRN 30.

Основным условием предотвращения брака при термической обработке является строгое соблюдение технологического процесса.

Брак может быть исправимым и неисправимым. Неисправимый брак связан с нарушением химичес-

Таблица 1

Температура процессов науглероживания и закалки бегунков

Марка стали	Температура, °С	
	Науглероживание	Закалка
У7А	830...850	800...820
У8А	810...820	790...810
У10А	800...810	770...790

Таблица 2

Температура отпуска и твердость бегунков

Марка стали	Температура, °С	Твердость по Супер-Роквеллу HRN 30
У7А	280...350	62...75
У8А	250...310	68...75
У10А	220...250	68...75

Таблица 3

Параметры бегунков различного исполнения после термообработки

Тип	Исполнение	Номера*	Среднее содержание углерода, %, не менее	Твердость по Супер-Роквеллу HRN 30
1	1–5	7,1–80	1,10	
		85–240	0,90	
		250–2615	0,80	
2	–	12–280		68...75
		18–180	1,00	
		18–500		
		200 – 500		
		300–6000	0,70	62...71
		1800–2340		
3	1; 2	25–315	1,00	68...75
4	–	16–140		
		160–200	0,70	

*Масса 1 тыс. бегунков (в г) является номером бегунка.

кого состава поверхностных слоев металла при окислении, а также с нарушением структуры (пережогом).

Остальные виды брака могут быть исправлены, но высокое качество поверхности после исправления брака получить затруднительно.

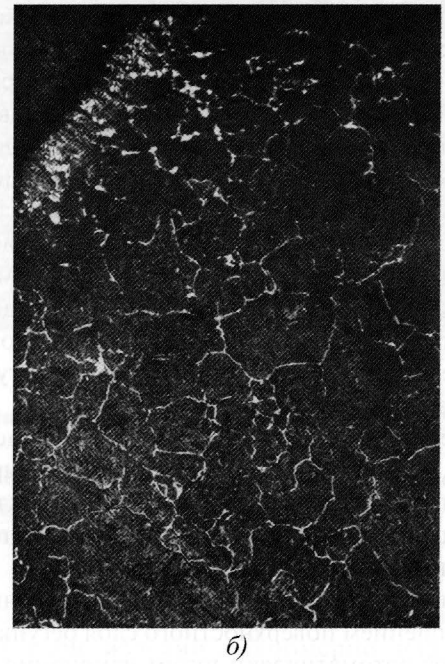
При нагреве бегунков выше 850 °С (перегрев) получают структуру, состоящую из крупноигольчатого мартенсита (рис. 5, *а*); это исправимый брак. При температуре выше 880 °С (сильный нагрев) образуется цементитная сетка (рис. 5, *б*) – неисправимый брак.

На основании изложенного можно сделать следующие **выводы:**

1) совмещенная термическая обработка мелких изделий – бегунков – повышает их износостойкость за счет насыщения поверхностного слоя углеродом (карбидная оторочка) с сохранением требуемой твердости в сердцевине;

2) предлагаемый процесс позволяет сократить время термообработки; при этом отпадает необходимость применять громоздкое оборудование для цементации с оснасткой (поддонами, ящиками и т.п.).

а)



б)

Рис. 5. Виды брака бегунков из стали У8А (×500):
а – крупноигольчатый мартенсит; *б* – сплошная цементитная сетка

ЛИТЕРАТУРА

1. **Машиностроение:** энцикл.: в 40 т. Т. IV-13: Машины и агрегаты текстильной и легкой промышленности / отв. ред. К.В. Фролов. М.: Машиностроение, 1997. 608 с.

2. **Петухов В.А.** Термическая обработка инструмента в легкой промышленности // Металловедение и термическая обработка металлов. 2005. № 10. С. 36–39.

УДК 621.785:669.14.018.29

Г.И. Бровер, Л.Д. Дьяченко, А.В. Бровер
(Донской ГТУ, Ростов-на-Дону)

Повышение эксплуатационных характеристик химических покрытий на сталях лазерной термообработкой

Приведены результаты исследований структурных эффектов и механических свойств химических покрытий после лазерной термообработки. Установлено, что лазерное облучение химических покрытий на оптимальных режимах приводит к повышению их качества и улучшению основных свойств. Дополнительные возможности для дальнейшего повышения эксплуатационных характеристик поверхностного слоя сталей предоставляет лазерная термообработка комбинированных покрытий, которые состоят из химических покрытий и шликерных обмазок, содержащих порошки тугоплавких карбидов, нитридов и оксидов легирующих элементов.

Results of researches of structural effects and the basic properties of chemical coatings after laser processing are given. It is established, that the laser irradiation of chemical coatings on optimum modes results to increase of their quality and the basic properties. Additional opportunities for the further increase of operational characteristics of superficial layers of steels are given with laser processing of the combined coatings containing powders of refractory carbides, nitrides, oxide of alloying elements.

Введение

Химические покрытия на никелевой основе, широко применяемые для повышения износостойкости деталей машин и инструмента, после осаждения хрупки и имеют недостаточно высокую прочность сцепления с основой [1]. В связи с этим появляется необходимость их термообработки. При нагреве на границе покрытия с основой образуется диффузионный слой, предотвращающий отслаивание покрытий при эксплуатации изделий.

Традиционно термическая обработка химических покрытий заключается в печном нагреве при температурах 300...400 °С в течение 1 ч. Такой нагрев приводит к улучшению эксплуатационных свойств покрытий, но сопровождается ухудшением основных свойств изделий в целом в случае изготовления их из углеродистых или низколегированных сталей.

С этой точки зрения перспективно проведение локальной лазерной термообработки участков изделий с покрытием, подверженных максимальному износу при эксплуатации.

Для оптимизации режимов лазерного облучения необходимо определить степень их влияния на строение и механические свойства покрытий на никелевой основе.

Методика исследований

Исследовали структурные превращения и их влияние на свойства поверхностного слоя сталей при лазерной термообработке покрытий системы Ni–P.

Покрытия наносили на стали Р6М5, Р18, Х12М методом химического осаждения, который отличается от других известных способов простотой, возможностью варьирования состава и толщины, а также более высокой структурной однородностью покрытий. Наряду с этим химические покрытия характеризуются низкой пористостью, достаточно хорошим сцеплением с основой. Эти факторы важны для получения качественного поверхностного слоя на сталях, поскольку часть потерь легирующих элементов во время лазерного облучения обусловлена дефектами предварительно осажденной пленки, например ее отслаиванием.

Лазерную обработку осуществляли на технологической лазерной установке "Квант-16" при плотностях мощности излучения q = 80...200 МВт/м^2. Металлографический анализ проводили на микроскопе Neophot-21, дюрометрические исследования – на приборе ПМТ-3 с нагрузкой 0,49 Н. При рентгеноструктурном анализе использовали дифрактометр ДРОН-0,5. Съемку проводили в фильтрованном Fe_{K_α} - излучении. Микрорентгеноспектральный анализ облученных химических покрытий проводили на растровом электронном микроскопе-микроанализаторе

РЭММА-200. Антифрикционные свойства поверхностных слоев сталей определяли на трибометре ТР-5.

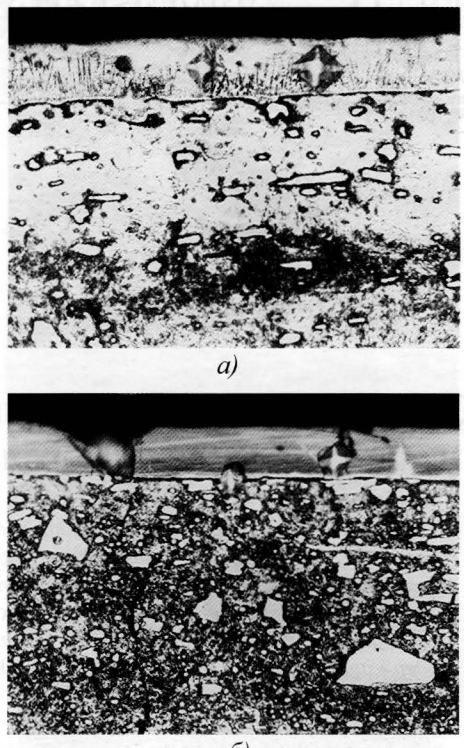
Результаты исследований и их обсуждение

Установлено, что качество поверхностных слоев, формирующихся при лазерной термообработке химических покрытий, зависит, прежде всего, от толщины покрытия и плотности мощности излучения. Экспериментально определено, что оптимальная толщина покрытия h должна составлять 10...30 мкм. При $h > 30$ мкм им поглощается большая часть энергии излучения, что снижает эффективность лазерной термообработки. При выборе параметров лазерного облучения химических покрытий учитывали состояние поверхности образцов после обработки. Так, лазерная термообработка с $q > 100$ МВт/м^2 приводит к образованию кратерообразной зоны с углублением в центральной части пятна. При этом наблюдается растрескивание покрытия почти по всей площади пятна расфокусировки.

В случае облучения покрытий с $q < 100$ МВт/м^2 перечисленные эффекты не наблюдаются. Поверхность приобретает незначительную волнистость, уменьшающуюся по мере снижения плотности мощности излучения. Выбранное значение q позволяет получить качественный поверхностный слой, несмотря на значительную разность температур плавления покрытия и основы.

Необходимость учета этого фактора связана с неоднородностью лазерного излучения по пятну облучения, что при $q > 100$ МВт/м^2 приводит к локальному оплавлению Ni–P-покрытия без расплавления расположенного под ним металла. При этом периферийные участки затвердевшего покрытия вне ванны оплавления в центральной части могут снизить эффективность лазерного легирования в местах перекрытия пятен облучения.

Макроструктурный анализ показал, что при оптимальных значениях энергии и длительности импульса излучения наблюдается ряд положительных эффектов, позволяющих рекомендовать лазерную термообработку для повышения качества химических покрытий на инструментальных сталях. Например, лазерное облучение с незначительным оплавлением поверхности ($q = 90$ МВт/м^2) приводит к уменьшению пористости, залечиванию поверхностных дефектов и микротрещин, удалению водорода из поверхностных слоев стали, что в совокупности снижает вероятность зарождения трещин и разрушения обработанных образцов и изделий из инструментальных сталей. Кроме того, методом нанесения сетки царапин в облученных зонах установлено повышение прочности сцепления покрытия с основой. Это обусловлено тем, что при используемых плотностях мощности излучения на границе покрытия с основой достигается температура, способствующая оплавлению покрытия и его проникновению по границам зерен и субзерен в поверхностный слой сталей. Таким образом, появляется возможность заменить операцию нагрева покрытий после осаждения их лазерной обработкой.

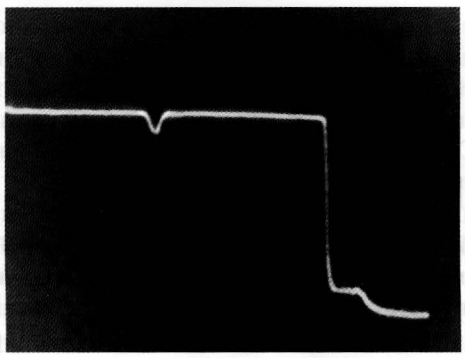


а)

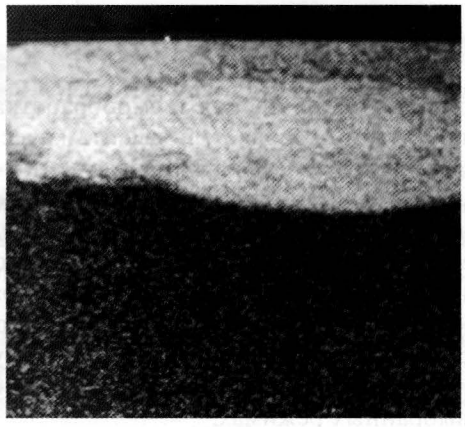
б)

Рис. 1. Химическое покрытие (×500) на стали Х12М до лазерной термообработки (*а*) и после нее (*б*)

Как показали металлографические исследования, поверхностный слой инструментальных сталей после лазерной термообработки химических покрытий имеет дендритное строение (рис. 1, *а*). При этом глубина облученного слоя составляет 10...30 мкм, микротвердость достигает 4...6 ГПа и может быть повышена до 8...9 ГПа последующим отпуском в течение 1 ч при температуре 300 °С. При измерениях твердости отмечено, что химически осажденные покрытия даже после нагрева до $t = 100...400$ °С имеют недостаточно высокую прочность сцепления с основой, что выражается в образовании сколов покрытия около отпечатков индентора микротвердомера в процессе нагружения (рис. 1, *б*). После лазерной термообработки подобные явления не наблюдаются, поскольку при используемых плотностях мощности излучения на границе покрытия с основой достигается температура, способствующая оплавлению покрытия и проникновению его по границам зерен и субзерен в поверхностный слой сталей. Таким образом, операцию нагрева покрытий после осаждения можно заменить их лазерной обработкой.



а)



б)

Рис. 2. Результат сканирования облученного образца с Ni–P-покрытием на железе (*а*) и его изображение в рентгеновском Ni_{K_α}-излучении (*б*)

Подтверждением изложенному служат также результаты микрорентгеноспектральных исследований. В частности, сканирование облученных покрытий на железе показало (рис. 2, *а*), что на границе покрытия с основой образуется переходной диффузионный слой Fe–Ni; при этом со стороны железной основы повышается фон никеля на глубину 20...30 мкм. На изображениях лазерно-облученных образцов с Ni–P-покрытием в рентгеновских Ni_{K_α}-лучах (рис. 2, *б*) ясно видно перемешивание никеля и железа в поверхностном слое, что в результате и приводит к повышению прочности сцепления покрытия с основой.

Рентгеноструктурными исследованиями образцов установлено, что до облучения покрытия системы Ni–P имеют мелкокристаллическую структуру, дающую на дифрактограммах диффузное гало (рис. 3, кривая *1*). После лазерной обработки с $q > 60$ МВт/м^2 на его фоне появляются достаточно четкие линии кристаллических фаз (см. рис. 3, кривая *2*). Для их идентификации контрольный образец с покрытием подвергали отжигу на равновесный фазовый состав.

Сравнение показало, что вся совокупность интерференционных линий покрытий после лазерной термообработки аналогична линиям дифрактограммы

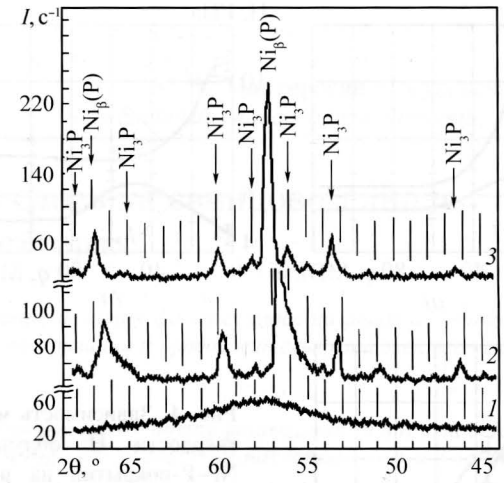


Рис. 3. Фрагменты дифрактограмм Ni–P-покрытий на стали Р18 в исходном состоянии (*1*), после лазерной (*2*) и после объемной термообработки при t = 400 °С (*3*):
I – интенсивность; 2θ – угол отражения

отожженного сплава, который представляет собой твердый раствор P в Ni и соединение Ni_3P с несколько измененным по сравнению с равновесным составом. Это выражается в размывании рефлексов и их смещении в сторону меньших углов отражения 2θ. В области малых значений 2θ регистрируются слабые линии соединений Ni_xP_y (Ni_7P_3, Ni_5P_4, Ni_2P и др.).

Рентгенографические исследования позволили также установить наличие преимущественной ориентировки структурных составляющих в облученных химических покрытиях, возникающей вследствие направленной кристаллизации подплавленного покрытия на твердой основе и проявляющейся на рентгенограммах в аномальном соотношении интенсивностей рефлексов никеля. Фиксируемые текстурные эффекты обусловливают анизотропию основных свойств облученных покрытий, в частности износостойкости, и приводят к их повышению, так как в данном случае тип текстуры (текстура кристаллизации) согласуется с видом напряженного состояния упрочненных изделий в условиях эксплуатации [2]. Преимущественная ориентировка структур лазерной обработки способствует уменьшению взаимодействия поверхностей трения, что снижает коэффициент трения в сравнении с традиционным объемным упрочнением.

Установлено, что микротвердость химических покрытий как после лазерной закалки, так и после последующего нагрева до t = 400 °С зависит от плотности мощности излучения, при этом кривая имеет максимум, положение которого определяется маркой стали (рис. 4). Например, после лазерной обработки образцов из сталей У8А, Р18 микротвердость поверхностного слоя достигает максимальных значений при плотности мощности излучения q = 30...40 МВт/м^2, из стали Х12М – при q = 50...60 МВт/м^2, причем зна-

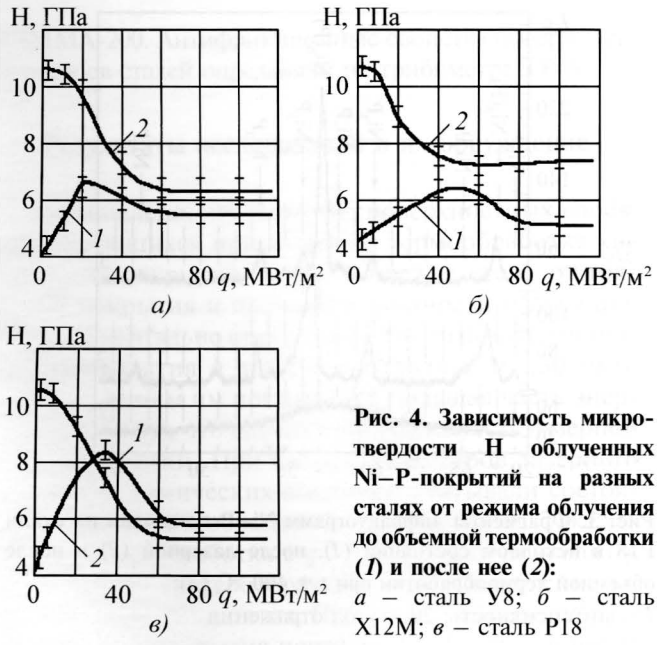


Рис. 4. Зависимость микротвердости H облученных Ni–P-покрытий на разных сталях от режима облучения до объемной термообработки (*1*) и после нее (*2*): *а* – сталь У8; *б* – сталь Х12М; *в* – сталь Р18

чения микротвердости на 10...60 % выше, чем для покрытий без лазерной обработки. Последующий нагрев при t = 400 °С (τ = 1 ч) приводит к смещению максимума твердости в область более низких значений плотности мощности излучения (q = = 20...30 МВт/м^2) для всех марок сталей.

В результате определения антифрикционных свойств химических покрытий до лазерной обработки и после нее можно сделать вывод о снижении коэффициента трения облученных поверхностей образцов в 1,5 раза по сравнению с покрытиями без облучения и в 2,8 раза по сравнению со стальной основой. Это связано с такими особенностями их структурно-фазового состояния, как достаточно высокая плотность дефектов кристаллического строения основных фаз, оптимальное соотношение степени завершенности процесса выделения и коагуляции частиц упрочняющих фаз (Ni_3P, Ni_5P_4 и т.д.). После лазерной термообработки, как показано выше, возрастает прочность сцепления покрытия с основой, исчезают микропоры и трещины на их границе, что в сочетании с достаточно высокой микротвердостью поверхностного слоя облученных сталей улучшает их эксплуатационные свойства.

Для дальнейшего повышения качества и основных эксплуатационных характеристик химических покрытий проведена серия экспериментов по лазерному облучению комбинированных покрытий, состоящих из чередующихся слоев химического покрытия системы Ni–P и твердых обмазок, содержащих порошки легирующих элементов. Перспективность такого сочетания обусловлена тем, что в данном случае химические покрытия выступают в роли матрицы вследствие более высокого сродства никеля к большинству частиц второй фазы, а вплавленные тугоплавкие твердые частицы легирующих компонентов из обмазки придают покрытию высокие значения микротвердости и износостойкости. Например, вплавление в поверхностные слои сталей частиц Al_2O_3 или WC способствует уменьшению схватывания с контактирующими поверхностями [3].

Таким образом, **подбирая состав покрытия, режим и температурный интервал нагрева при лазерной термообработке поверхностных слоев сталей, можно получить гамму структурных композиций, обеспечивающих заданные условиями эксплуатации свойства обрабатываемых изделий.**

Выводы

1. Показано, что лазерная термообработка химических покрытий позволяет: повысить качество поверхностного слоя сталей за счет уплотнения и дегазации, увеличения прочности сцепления с основой, улучшения морфологии поверхности; уменьшить выгорание легирующих элементов из поверхностного слоя материалов при скоростной термообработке; формировать в поверхностном слое сталей относительно совершенную текстуру; регулировать уровень микротвердости покрытий лазерной термообработкой на выбранных режимах.

2. Установлено, что лазерная термообработка химических покрытий увеличивает микротвердость поверхностного слоя сталей за счет выделения большого количества дисперсных соединений типа Ni_3P, Ni_5P_4.

3. В результате лазерной термообработки повышается прочность сцепления покрытий со стальной основой во всем диапазоне плотностей мощности излучения за счет формирования в переходной зоне непрерывного ряда твердых растворов системы Ni–Fe, снижается коэффициент трения в 1,5...4,0 раза и повышается износостойкость сталей с покрытиями.

4. Перспективно создание в поверхностном слое сталей комбинированных покрытий типа керметов (при введении в никелевую основу химических покрытий частиц WC, TiC, α-BN) или самосмазывающихся покрытий (при введении в никелевую матрицу покрытий графита, MoS_2 и т.д.).

ЛИТЕРАТУРА

1. **Вишенков С.А.** Химические и электротермохимические способы осаждения металлопокрытий. М.: Машиностроение, 1975. 311 с.

2. **Тофпенец Р.Л., Васильева Л.А., Шевно И.М.** Трансформация дислокационной структуры при изнашивании направленно кристаллизованного сплава Al–4 % Cu // Физика металлов и металловедение. 1984. Т. 58. Вып. 3. С. 532–536.

3. **Бровер Г.И., Варавка В.Н., Федосиенко С.С.** Влияние особенностей строения лазерно-легированных инструментальных сталей на формирование основных эксплуатационных свойств // Физика и химия обработки материалов. 1988. № 1. С. 120–125.

УДК 541.135.52

М.В. Мартиросян *(Государственный инженерный университет Армении, Ереван)*

Особенности формирования фазовых слоев на свинцовом аноде в серно-кислых растворах

Электрохимическими методами исследованы особенности формирования фазовых слоев на аноде из свинца разной чистоты. Показано, что в зависимости от потенциала поляризации и продолжительности электролиза на аноде формируются фазовые слои различной природы.

The formation of phase layers on the lead based anode with various purity during polarization in sulfuric acid solution has been investigated. It is shown that the phase layers with different characterics has formated on the anode depending polarization potential and duration of electrolysis.

Эффективность получения тяжелых цветных металлов высокой чистоты методом электроизвлечения в определенной степени зависит от поведения анода, на котором протекает та или иная реакция, сопряженная с восстановлением ионов металла на катоде.

В гидроэлектрометаллургии при извлечении металлов из серно-кислых растворов наиболее широко применяют нерастворимые аноды, изготовленные из сплавов на основе свинца. С учетом того, что в составе этих сплавов свинец занимает основную долю (97...99 %), определенный интерес представляет изучение поведения свинца при анодной поляризации в серно-кислых растворах.

При разных значениях потенциала на свинцовом аноде формируются различные фазовые слои. Переход одного вида фазового слоя в другой сопровождается изменением как механизма его образования, так и кинетики протекающих на аноде реакций, имеющих электрохимический или химический характер.

В целях исследования кинетики образования фазовых слоев на аноде из свинца изучали последовательность электродных реакций при сдвиге потенциала на аноде с использованием стационарных (потенциостатический, гальваностатический) и нестационарных (потенциодинамический, измерения импеданса) методов.

При изучении кинетики формирования фазовых слоев в качестве электролита служил водный раствор серной кислоты (125 г/л H_2SO_4) с кислотностью pH = = 4,0...4,5, которую контролировали прибором pH-121.

Для потенциометрических измерений аноды (рабочие электроды) были изготовлены из чистого свинца марки С0 (99,992 %), а также из свинца, полученного металлургической переработкой из полиметаллического Pb–Zn–Cu–Fe–Ag–Au-концентрата, рафинированного методом электролиза (99,99 % Pb), и из аккумуляторного лома, рафинированного щелочным способом (99,47 % Pb).

Перед потенциометрическими измерениями рабочие электроды подвергли предварительному электролизу в потенциостатическом режиме в целях удаления адсорбированных примесей, а также во избежание таких нежелательных реакций, как растворение электрода и разложение электролита. Потенциал электрода был выбран из той области, в которой проводили кинетические исследования.

Для определения значений кинетического параметра электродных реакций $R_ф$ (сопротивление переносу заряда) и омического сопротивления электролита $R_{эл}$ применяли метод измерения импеданса. При экстраполяции экспериментальных данных использовали систему координат зависимости реактивного сопротивления X_s ($X_s = 1/(2\pi f C_s)$, где f – линейная частота; C_s – емкость эквивалентной электрической схемы) от активного сопротивления R_s (критерия Слютерса [1]); R_s, X_s – экспериментально определяемые параметры. Получающаяся кривая (диаграмма импеданса) на комплексной плоскости имеет характерный вид, указывающий режим работы электрода (кинетический, диффузионный или общий). Во избежание нелинейных эффектов измерения проводили при низкой амплитуде переменного напряжения в интервале частот от 1 Гц до 60 кГц.

Кривые изменения плотности тока в зависимости от потенциала для анодов из свинца разной чистоты были построены при потенциостатическом режиме регулирования процесса в широком интервале поляризации: от –0,355 В (равновесный потенциал свинца, находящегося в растворе серной кислоты и определяющегося активностью ионов Pb^{2+} и HSO_4^- [2]) до +2,2 В (потенциал бурного выделения кислорода). Через каждые 1/4 ч потенциал увеличивали на 20 мВ. Такой интервал регулирования позволяет стабилизи-

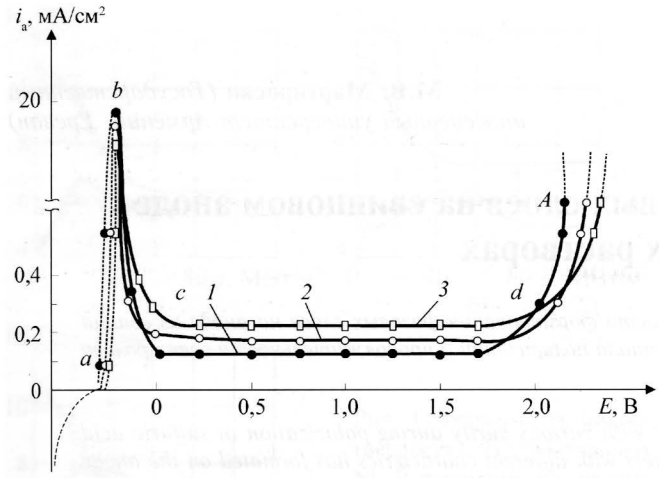


Рис. 1. Потенциокинетическая характеристика анодов из свинца разной чистоты, %:
1 – 99,992; *2* – 99,99; *3* – 99,47

ровать ток, а кривые $i - E$, полученные таким образом, являются стационарными. В некоторых точках на кривой $i - E$ были определены значения импеданса при добавлении к действующему напряжению 10 мВ переменного тока.

Как видно по рис. 1, ход поляризационных кривых $i - E$ для анодов разной чистоты практически идентичен. При потенциалах левее равновесного на свинцовых электродах происходят восстановительные процессы, а дальнейшее снижение потенциала сопровождается интенсивным выделением водорода.

При сдвиге потенциала в анодную сторону образуются ионы свинца (см. рис. 1, участок *ab*), которые быстро насыщают приэлектродное пространство, в результате чего поверхность анода покрывается фазовым слоем из сульфата свинца (участок *bc*).

При дальнейшем смещении потенциала в анодном направлении электроды находятся в пассивном состоянии (участок *cd*), что связано с блокированием поверхности непроводящим фазовым слоем. Измерения в этой области свидетельствуют о протекании процессов окисления, особенно на электроде, изготовленном из менее чистого свинца (см. рис. 1, кривая *3*).

При высоких анодных потенциалах, превышающих 1,7 В, происходит окисление фазового слоя $PbSO_4$ с образованием диоксида свинца PbO_2, на котором протекает электродная реакция окисления воды с выделением кислорода (участок *cd*). Процессы образования PbO_2 и выделения кислорода регистрируются практически одновременно при потенциалах 1,72...1,75 В.

Измерения импеданса проводили на аноде из чистого свинца вдоль поляризационной кривой при разных значениях потенциала. Для дифференцирования

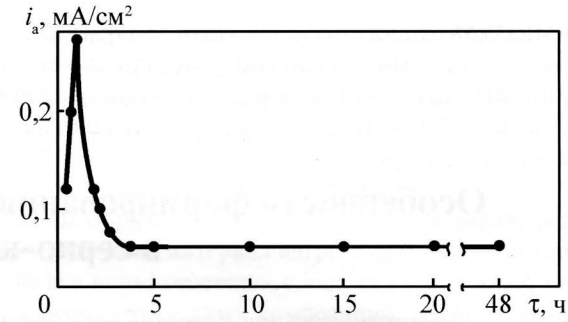


Рис. 2. Зависимость поляризационного тока анода i_a из чистого свинца (99,992 %) от времени электролиза τ в потенциостатическом режиме (E = 1,697 В)

действия времени электролиза и потенциала анода значение последнего поддерживали постоянно равным E = 1,697 В в течение 48 ч электролиза (рис. 2).

В течение 1 ч электролиза наблюдается заметное увеличение тока, что, вероятно, связано с образованием подслоя из PbO, имеющего проводниковый характер [3]. С увеличением времени электролиза ток уменьшается в связи с образованием и ростом фазового слоя из $PbSO_4$, который становится все более изолирующим. Диаграмма импеданса, полученная за 1 ч электролиза, представляет собой высокочастотную емкостную петлю, за которой следует низкочастотная емкостная ветвь (рис. 3, *а*). Из анализа диаграммы следует, что процессы, протекающие на аноде, имеют как кинетический, так и диффузионный характер, т.е. электрод работает в общем режиме.

С увеличением продолжительности электролиза до 48 ч ход диаграммы изменяется (рис. 3, *б*). Низко-

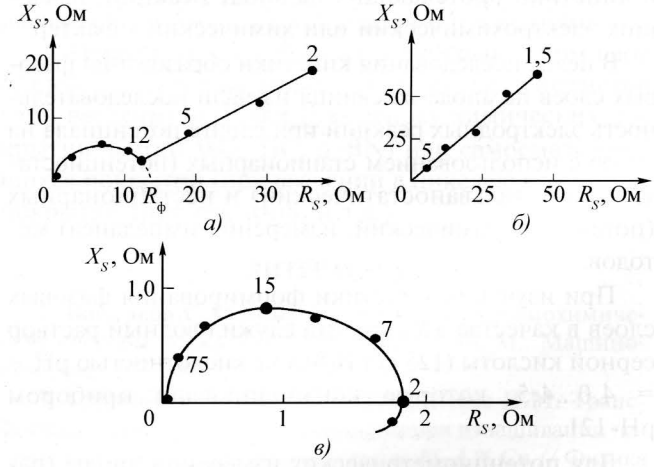


Рис. 3. Диаграммы импеданса анода из свинца, поляризованного при разных режимах:
а – E = 1,697 В, τ = 1 ч; *б* – E = 1,697 В, τ = 48 ч; *в* – E = = 2,095 В, τ = 1 ч (цифры на кривых указывают частоту переменного тока *f*, Гц)

частотная емкостная ветвь указывает на диффузионный режим работы анода. Это в свою очередь означает, что анод находится в блокированном состоянии.

Измерение импеданса свинцового анода при высокой поляризации (рис. 3, *в*), т.е. в области интенсивного выделения кислорода, показало, что диаграмма импеданса состоит только из высокочастотной емкостной петли с небольшим значением сопротивления переносу заряда ($R_ф$ = 1,7 Ом). Это означает, что анод работает только в кинетическом режиме.

Значения кинетического параметра $R_ф$ показывают, что диаграммы импеданса хорошо описывают характер и кинетику электродных реакций на различных стадиях электролиза. Определяющими параметрами диаграммы импеданса являются потенциал и время электролиза.

Таким образом, **потенциометрическим методом выявлено, что на свинцовом аноде в серно-кислом растворе в зависимости от потенциала и времени формируются фазовые слои, различающиеся по природе и структуре. Результаты измерений импеданса протекающих электродных реакций также подтверждают образование фазовых слоев. При этом вид диаграммы импеданса указывает режим работы электрода, что очень важно для пояснения механизма формирования фазовых слоев. По кинетическому параметру $R_ф$ можно судить о скорости протекания электродной реакции. Полученные данные могут быть полезны при разработке нерастворимых легированных анодов на основе свинца.**

ЛИТЕРАТУРА

1. **Методы** измерения в электрохимии / под ред. Э. Егера. Т. 1. М.: Мир, 1977. 588 с.

2. **Добош Д.** Электрохимические константы. М.: Мир, 1980. 368 с.

3. **Ruetschi P.** // J. Electrochem. Soc. 1973. Vol. 120. No. 3. P. 331–336.

Уважаемые читатели!

С 19 по 23 февраля 2007 г. в Московском государственном институте стали и сплавов (технологическом университете) по программе Международного проекта EXCELL в рамках VI Рамочной программы Евросоюза прошел Международный семинар на тему: "*Твердые износостойкие покрытия с низким коэффициентом трения и высокой жаро- и коррозионной стойкостью*".

Председателем оргкомитета семинара и руководителем работ по проекту EXCELL в МИСиС является вед. науч. сотр., проф. Научно-учебного центра СВС, д-р физ.-мат. наук Д.В. Штанский.

Координатор проекта – Arcelor Research Industry Liege; в состав консорциума входят 13 организаций-участников из следующих стран:

- Бельгия (Free University of Brussels);
- Великобритания (Cambridge University, University of Nottingham);
- Венгрия (CRC HAS Chemical Research Center of the Hungarian Academy of Sciences);
- Германия (Johann Wolfgang Goethe University);
- Израиль (Technion);
- Испания (Instituto de Ciencia de Materiales de Sevilla);
- Италия (Associazione Piccola Impresa, SH SISTEMI s.r.l., Università Politecnica delle Marche);
- Россия (Институт спектроскопии РАН, Московский государственный институт стали и сплавов (технологический университет).

В научном форуме приняли участие ведущие ученые-эксперты в области наноструктурных тонких пленок и многофункциональных покрытий из указанных стран.

Международный проект EXCELL направлен на "преодоление разобщенности европейских исследований в области многофункциональных тонких пленок".

А.А. Веселовский *(МИСиС, филиал в Новотроицке),*
А.Н. Завалищин *(Магнитогорский ГТУ им. Г.И. Носова)*

Исследование микротвердости алюмованадированных слоев на серых чугунах, полученных термодиффузионным упрочнением

Проанализированы результаты эксперимента по комплексному термодиффузионному насыщению изделий из серого чугуна марки СЧ20 алюминием и ванадием в целях создания покрытия с высокой микротвердостью. Выявлен оптимальный состав исходной смеси (шихты) для достижения заданного уровня микротвердости при фиксированных значениях времени и температуры насыщения.

Results of experiment on complex thermal diffusion saturation of products from grey cast iron СЧ20 by aluminium and vanadium with the purpose of creation of a coating with high microhardness are analysed. The optimum structure of an initial mix (charge) for achievement of the set level of microhardness is revealed at the fixed values of time and temperatures of saturation.

Серый чугун является технологичным и перспективным материалом. Основная номенклатура деталей – это тормозные диски и барабаны автомобилей, блоки цилиндров карбюраторных и дизельных двигателей, сквозные крышки, направляющие, поршни для гидравлических и пневматических цилиндров, а также детали машин и механизмов различных отраслей машиностроения, для которых серый чугун служит оптимально технологичным и экономичным конструкционным материалом.

Обладая высокой износостойкостью в условиях сухого трения скольжения и трения со смазочным материалом, детали из серого чугуна довольно быстро изнашиваются при воздействии абразивных сред. Поэтому формированием износостойких покрытий на деталях, работающих на износ, можно получать достаточно экономичные детали взамен изготовленных из дорогих легированных чугунов, характеризующихся низким уровнем литейных свойств, а следовательно, требующих трудоемкой механической обработки.

Одним из способов формирования износостойкого поверхностного слоя на деталях из серого чугуна является их одновременное насыщение алюминием и ванадием из твердой порошковой смеси контактным методом.

Алюминий как ведущий компонент совместной диффузии оттесняет избыточный углерод с поверхности деталей вглубь и тем самым предотвращает формирование плотного поверхностного слоя карбидов ванадия, который препятствует дальнейшему проникновению ванадия. Кроме того, алюминий участвует в формировании твердых интерметаллидных соединений с ванадием, обладающих высокой твердостью и достаточно высокой дисперсностью [1].

Ванадий является ведомым компонентом совместной диффузии, в связи с чем его активное внедрение в глубь материала детали происходит после прохода алюминия. В упрочняемом слое ванадий образует карбиды и интерметаллиды, обладающие высокой твердостью [2].

Реализация способа осуществлялась термодиффузионным методом с использованием твердой порошковой смеси – шихты. В качестве шихтовых материалов применяли: феррованадий марок ФВо50У0,3 или ФВо50У0,75 (ГОСТ 27130–94) с массовой долей ванадия не менее 50 %; порошок алюминия марки А5 крупностью не более 2 мм, полученный распылением сжатым воздухом; кварцевый песок 2К0315А (ГОСТ 2138–91); хлорид аммония в качестве активатора процесса (ГОСТ 3773–72), прошедший дробление в шаровой мельнице.

В целях создания равномерного (по толщине и свойствам) покрытия использовали установку на базе печи СУОЛ-0,25,1/12,5-И1 с вращающимся муфелем (ретортой). Частоту вращения изменяли с помощью открытой зубчатой передачи *8* (рис. 1).

Для определения оптимального состава шихты, обеспечивающего наибольшую микротвердость, по

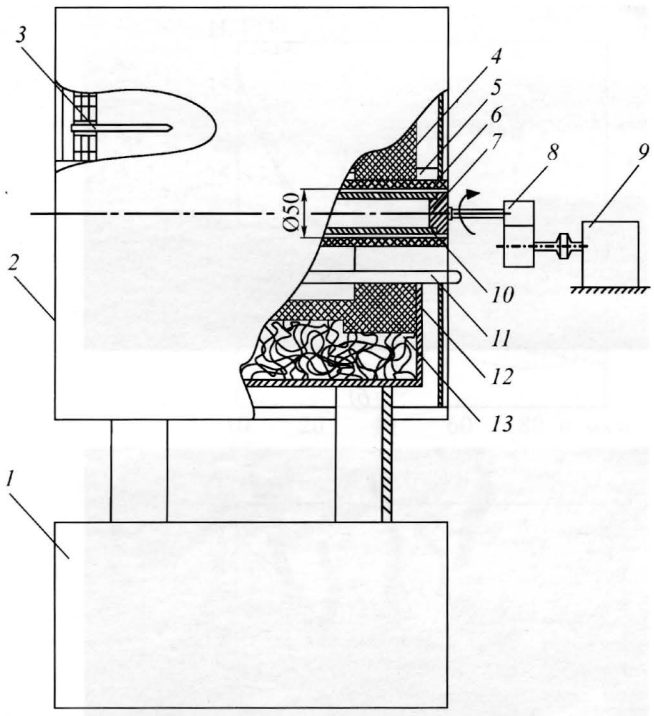


Рис. 1. Установка для термодиффузионного алюмованадирования образцов из серого чугуна:
1 – пульт управления; *2* – фальшкожух; *3* – термопара; *4* – корундовая труба; *5* – нагреватель; *6* – рабочая керамическая труба; *7* – заглушка реторты; *8* – открытая зубчатая передача; *9* – электродвигатель; *10* – реторта; *11* – керамическая пробка; *12* – корпус печи; *13* – теплоизоляция

сечению упрочненного слоя было проведено термодиффузионное упрочнение образцов из серого чугуна СЧ20 в смеси разных составов (всего 16 составов). Шихта для упрочнения различалась массовой долей компонентов: феррованадий – 18,7...64,8 %; алюминий – 0...16,2 %; хлорид аммония – 3,5...8,3 %; кварцевый песок – 18,5...68,3 %.

Упрочнение осуществляли при температуре 930...950 °С в течение 3 ч. Частота вращения муфеля составляла 10 мин$^{-1}$.

Данные измерений микротвердости поверхностного слоя обрабатывались с помощью ЭВМ с использованием пакета Statistica. Результаты эксперимента в графическом виде представлены на рис. 2.

Поведение кривой на рис. 2 описывает следующее регрессионное уравнение [3]:

$$H_0 = -1549{,}2131 + 7024{,}2874N - 435{,}2841N,$$

где N – номер используемого состава шихты.

Полученное уравнение адекватно.

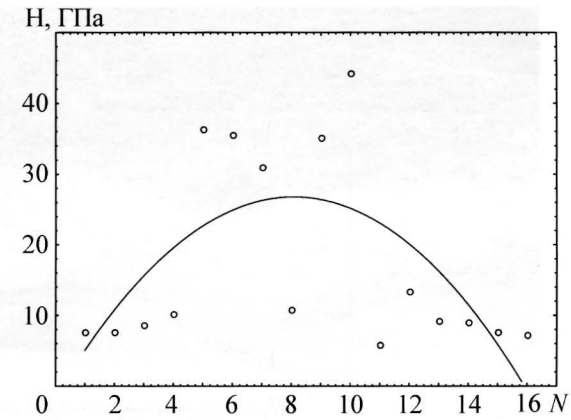


Рис. 2. Распределение микротвердости H по номерам *N* анализируемых шихт

Максимальная микротвердость отмечена у образцов 5, 6, 7, 9, 10, состав шихты для которых приведен в таблице.

Микроструктура упрочненного слоя образцов показана на рис. 3.

Распределение микротвердости по сечению упрочненных образцов представлено на рис. 4. Ломаная линия *1* построена по экспериментальным данным, кривая *2* получена путем математической обработки данных с помощью пакета Statistica.

Как видно по рис. 3, на образцах из серого чугуна СЧ20, обработанных в шихтовых составах 5 и 6, образовалось сплошное, равномерное по толщине покрытие с примерно одинаковым распределением микротвердости по сечению упрочненного слоя (см. рис. 4), несмотря на значительное различие содержания феррованадия в исходной шихте.

Состав шихты для алюмованадирования образцов из серого чугуна

Номер образца (шихты)	Массовая доля компонентов шихты, %			
	Феррованадий ФВо50У0,3	Порошок алюминия А5	Кварцевый песок 2К0315А	Хлорид аммония NH_4Cl
5	64,8	9,3	18,5	7,4
6	47,2	9,4	37,7	6,0
7	18,7	6,5	68,3	6,5
9	36,7	10,1	44,9	9,0
10	30,7	13,1	52,7	3,5

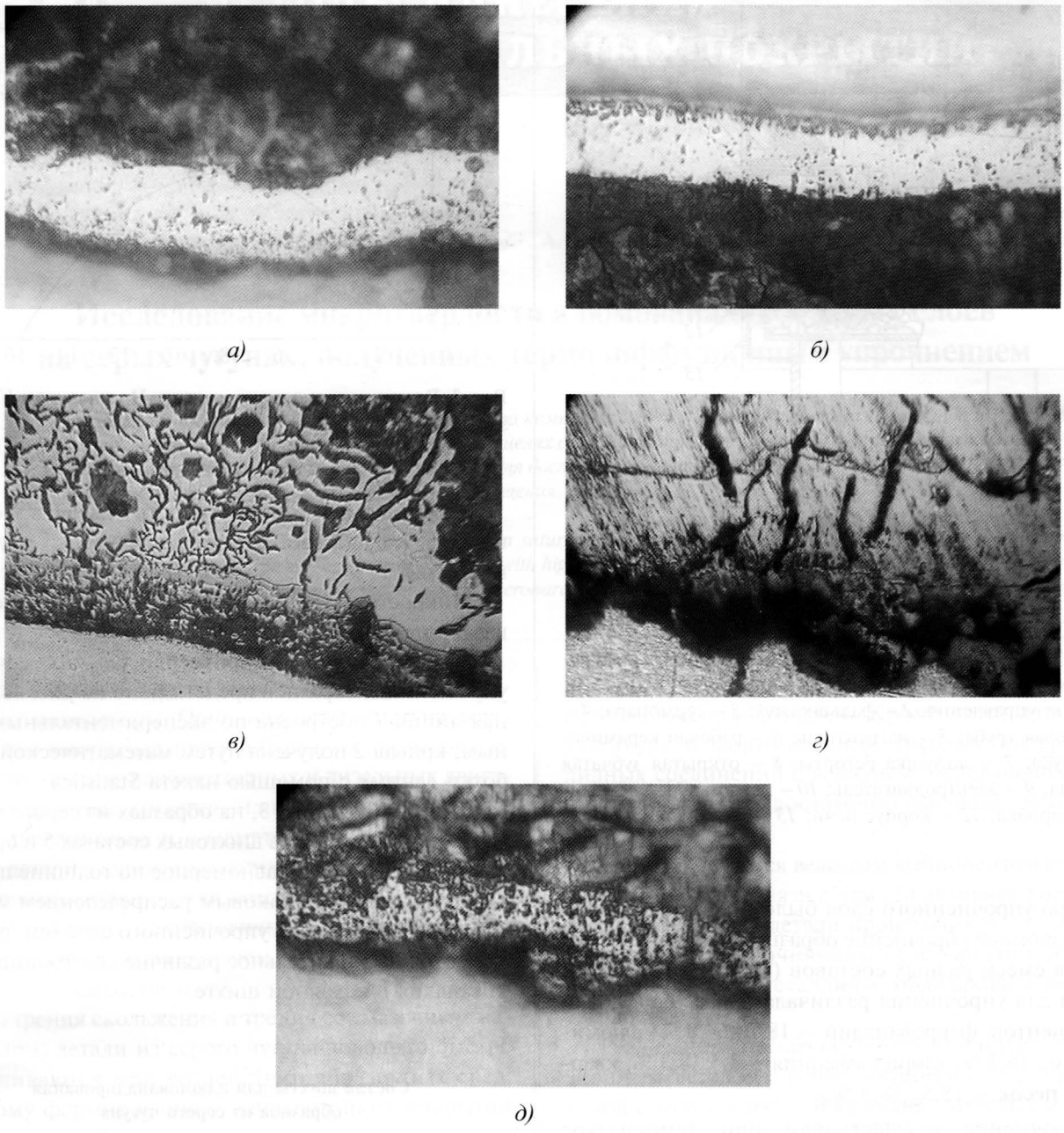


Рис. 3. Микроструктура упрочненного слоя (×500) образцов 5 (*а*), 6 (*б*), 7 (*в*), 9 (*г*), 10 (*д*)

Анализируя микроструктуру и микротвердость образцов, упрочненных в шихтовых составах 7 и 9, можно сделать следующее заключение: для состава 7 отмечается явный дефицит основных диффузантов, так как здесь не наблюдается формирование сплошного покрытия (см. рис. 3, *в*), а покрытие, полученное в шихтовом составе 9, по микротвердости практически не уступает покрытиям, сформированным в составах 5 и 6 (см. рис. 4, *г*), хотя содержание феррованадия в составе 9 почти вдвое меньше, чем в составе 5, при незначительном различии в содержании алюминия.

Упрочнение в составе 10 приводит к образованию сплошного равномерного слоя (см. рис. 3, *д*), который по микротвердости превосходит остальные покрытия, полученные во всех исследованных составах.

Таким образом, исследованы различные составы шихтовой смеси для алюмованадирования образцов из серого чугуна СЧ20 из твердой шихты контакт-

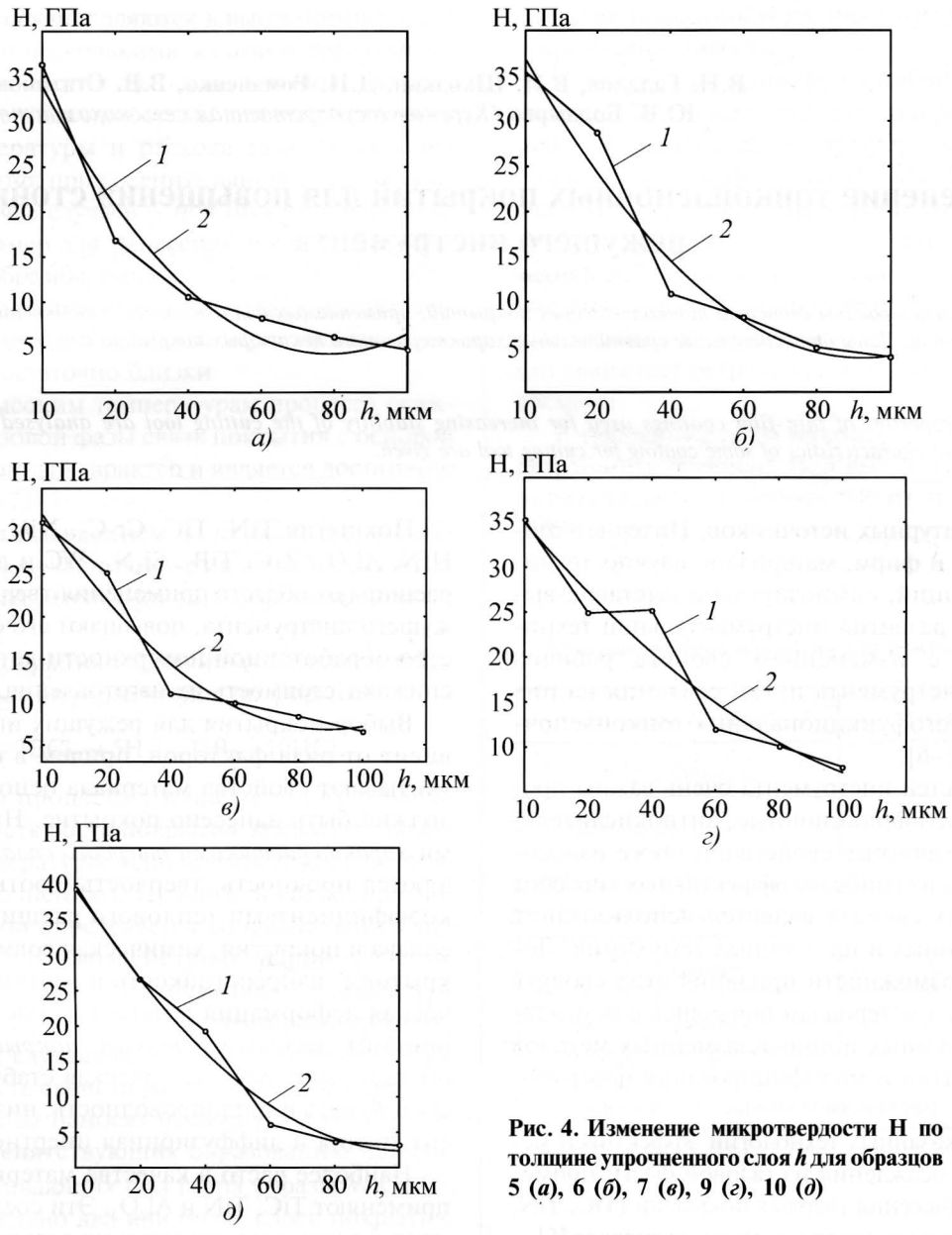


Рис. 4. Изменение микротвердости H по толщине упрочненного слоя *h* для образцов 5 (*а*), 6 (*б*), 7 (*в*), 9 (*г*), 10 (*д*)

ным методом. **Выявлено, что для получения максимальной микротвердости слоя содержание феррованадия в шихте должно быть в пределах 30,7 % по массе. Увеличение содержания феррованадия в шихте при постоянной концентрации алюминиевого порошка снижает микротвердость формируемого покрытия и, как следствие, ведет к удорожанию покрываемых изделий. При уменьшении его содержания ниже оптимального значения на изделиях формируется несплошной слой.**

ЛИТЕРАТУРА

1. **Словарь-справочник** по трению, износу и смазке деталей машин / Е.Л. Шверков, Д.Я. Ровинский, В.Д. Зозуля, Э.Д. Браун. Киев: Наук. думка, 1979. С. 183.

2. **Станчев Д.И.** Конструкционные материалы для лесных машин. Воронеж: Изд-во Воронежского университета, 1982. 172 с.

3. **Серебрянникова Н.П., Соботковский Б.Е., Морозов В.В.** Обработка результатов эксперимента. СПб.: Изд-во С.-Петерб. гос. электротехн. ун-та, 1996.

УДК 621.793.16

В.Н. Гадалов, В.И. Шкодкин, Д.Н. Романенко, В.В. Статинов *(Курский ГТУ),*
Ю.В. Болдырев *(Курская государственная сельскохозяйственная академия)*

Применение тонкопленочных покрытий для повышения стойкости режущего инструмента*

Проанализированы свойства тонкопленочных покрытий, применяемых для повышения стойкости режущего инструмента. Даны относительные сравнительные характеристики некоторых покрытий для режущего инструмента.

The properties of thin-film coatings used for increasing stability of the cutting tool are analysed. Relatively comparative characteristics of some coating for cutting tool are given.

Анализ литературных источников, Интернет-сайтов организаций и фирм, материалов научно-технических конференций, симпозиумов и выставок выявил тенденцию развития инструментальной техники, связанную с изменением свойств рабочих поверхностей инструмента путем создания на них специальных многофункциональных тонкопленочных покрытий [1–6].

Для поверхностей инструмента очень важны противозадирные, антифрикционные, антиокислительные и антикоррозионные свойства, а также износостойкость. Одним из наиболее эффективных способов обеспечения этих свойств является использование электронных, ионных и плазменных технологий. Дополнительные возможности придания этих свойств инструментальным материалам появились в результате развития вакуумных ионно-плазменных методов нанесения покрытий и модифицирования поверхностных слоев [3].

Кроме вышеуказанных технологий эффективен метод химического осаждения из газовой фазы, применяющийся для нанесения твердых покрытий (TiC, TiN, Ti(C, N) и др.) на инструменты из твердых сплавов [6].

Для нанесения тонкопленочных покрытий широко используют вакуумные дуговые методы, в частности метод *конденсации при ионной бомбардировке* (КИБ) [2, 6]. В основе КИБ лежит генерация потока вещества из катодных пятен вакуумной дуги сильноточного низковольтного разряда в парах материала катода. Анодом служит корпус установки или специальная деталь (в установках с плазменным ускорителем). Поток частиц (атомов, ионов и мелких капель) конденсируется на поверхности детали, образуя при введении в камеру химически активного газа соответствующее химическое соединение.

Покрытия TiN, TiC, Cr_7C_3, NiC, Ti(C, N), HfC, HfN, Al_2O_3, ZrC, TiB_2, Si_3N_4, WC и др. существенно расширяют область применения твердосплавного режущего инструмента, повышают его стойкость, качество обработанной поверхности детали и частично снижают стоимость их изготовления.

Выбор покрытия для режущих инструментов зависит от ряда факторов, причем в первую очередь учитывают свойства материала основы, на которую должно быть нанесено покрытие. Наиболее важными *характеристиками твердого сплава* при этом являются прочность, твердость, соотношение между коэффициентами теплового расширения твердого сплава и покрытия, химическая совместимость с покрытием, износостойкость и минимальная пластическая деформация в нагретом состоянии. К важнейшим *характеристикам покрытия* относятся высокие твердость, химическая стабильность, износостойкость и теплопроводность, низкие коэффициент трения и диффузионная инертность.

Наиболее часто в качестве материалов покрытий применяют TiC, TiN и Al_2O_3. Эти соединения образуются в результате химических реакций между тетрахлоридом титана и азотом, водородом и метаном (для случаев образования нитрида, карбида титана). Карбонитрид (оксикарбонитрид) титана образуется в результате реакций:

$$TiCl_4 + CH_4 = TiC + 4HCl;$$

$$TiCl_4 + 0{,}5N_2 + 2H_2 = TiN + 4HCl;$$

$$TiCl_4 + CO_2 + 2H_2 = TiO + CO + 4HCl.$$

Для формирования покрытий из диоксида алюминия используют реакции:

$$2Al + 6HCl = 2AlCl_3 + 3H_2;$$

$$2AlCl_3 + 3H_2 + 3CO_2 = Al_2O_3 + 3CO + 6HCl.$$

*Работа выполнена в рамках грантов Президента РФ молодым российским ученым МК 952.2004.8, МК 1051.2004.8 и МК 4793.2006.8.

Эти реакции осуществляются в высокотемпературных (с одной или несколькими зонами нагрева) камерах, имеющих отверстия для ввода и вывода газовых смесей и оснащенных приборами для высокоточного контроля температуры и расхода газа. Осаждение обычно проводится при сравнительно высоком давлении, однако в ряде случаев – под низким давлением. Конструкции камер для нанесения покрытия в газовой фазе разнообразны, однако в основном используют разные схемы размещения отдельных конструктивных элементов, причем основные характеристики таких установок достаточно близки.

Благодаря высоким температурам процесса осаждения из парогазовой фазы связь покрытия с основой носит диффузионный характер и является достаточно прочной.

Химическим осаждением из газовой фазы в настоящее время получают покрытия из диборида титана, обладающего высокими теплопроводностью и твердостью.

Нанесение покрытия из диборида титана на твердосплавные пластинки реализуют по формуле

$$TiCl_4 + 2BCl_3 + 5H_2 = TiB_2 + 10HCl.$$

Температура процесса составляет 1100...1300 К. При этом скорость роста покрытия зависит от давления газа и температуры основы (инструмента, подвергаемого упрочнению). Прочность сцепления покрытия с основой определяется сопротивлением поверхности основы воздействию паров соляной кислоты и водородному охрупчиванию, а также разностью коэффициентов термического расширения.

В некоторых случаях предпочтительнее использовать совокупность свойств различных покрытий. Для этого на пластины наносят промежуточный слой из материалов, препятствующих образованию нежелательных охрупчивающих фаз (типа γ-фазы W_3Co_3C), или последовательно два или более слоев покрытия.

Многослойные покрытия на инструментах из твердых сплавов (сверла, фрезы, метчики, долбяки и др.) включают нижний слой из TiC, промежуточный слой из Ti(C, N) (до четырех–шести слоев) и верхний слой из TiN. При этом стойкость пластин повышается в 5...6 раз, скорость резания увеличивается на 60...90 %. Оксид алюминия используют как в качестве барьерного, так и верхнего слоя (обеспечивает температурную стойкость), Al_2O_3 допускает обработку стали и чугуна на высоких скоростях.

Многослойные покрытия наносят для улучшения свойств промежуточной зоны между основным материалом и поверхностью покрытия, чтобы избежать или ограничить развитие и распространение трещин при механических или тепловых нагрузках. Сжимающие напряжения, создаваемые в покрытии, тормозят развитие поверхностных микротрещин и повышают предел выносливости.

Существенное влияние на выбор и использование материалов тонкопленочных покрытий на инструменте оказывают такие характеристики, как износостойкость и коэффициент трения. При этом важное значение имеют условия обработки изделий инструментом с покрытием. Так, для снижения износа по задней поверхности резца эффективно использование покрытия TiC, а по передней – TiN, уменьшающего трение и создающего диффузионный барьер, что сохраняет остроту кромок в течение длительного времени.

В последние годы накопленный опыт позволил разработать перечень типовых покрытий в порядке, определяемом зависимостью от требуемых свойств (табл. 1 и 2).

Таблица 1

Критерии выбора покрытия для режущих инструментов

Основной критерий	Материал покрытия*
Жаростойкость	Al_2O_3
Химическая стойкость	TiN
Стойкость к образованию лунок износа	TiC
Твердость	Al_2O_3; TiN; TiC
Стойкость к изнашиванию по задним поверхностям	TiN; TiC; Al_2O_3

*Расположены в порядке убывания эффективности.

Таблица 2

Относительные сравнительные характеристики* некоторых покрытий режущих инструментов

Материал покрытия	Коррозионная стойкость	Химическая стойкость	Жаростойкость	Износостойкость
TiC	1	5	5	3
TiN	3	3	3	1
Ti(C, N)	4	4	4	2
Al_2O_3	2	1	1	4

*Значению 1 соответствует максимальное, а значению 5 – минимальное проявление свойства.

Карбид титана

Покрытие TiC является одним из первых, появившихся в 1960-х годах и используемых для твердосплавных инструментов. В настоящее время его применяют реже и главным образом в качестве покрытия формующих инструментов, например пуансонов и матриц при штамповке, вытяжке и гибке. Вместе с тем покрытия из карбида титана до сих пор применяют для резьбонарезных и канавочных инструментов при обработке с низкой скоростью резания и в тех случаях, когда преобладает абразивное изнашивание.

Покрытие TiC обеспечивает высокую износостойкость за счет высокой твердости (до 3400 HV). Это покрытие обладает пониженным коэффициентом трения и устойчивостью к холодному свариванию, вместе с тем оно менее химически стойко при повышенных температурах в связи с меньшей разностью значений коэффициентов теплового расширения между TiC и карбидом вольфрама по сравнению с другими твердыми покрытиями. Карбид титана часто используют в качестве первого слоя в многослойных покрытиях для уменьшения тепловых напряжений на поверхности взаимодействия с подслоем из карбида вольфрама. Это покрытие выполняет также функцию барьера, предотвращающего диффузию углерода из карбида вольфрама в покрытие, в частности для покрытия TiC, нанесенного на установке "Булат-3Т" на быстрорежущую сталь Р18.

Твердый сплав с покрытием TiC обычно имеет тусклый серый или серебряный металлический цвет, поэтому его трудно внешне отличить от твердого сплава без покрытия. Матированная поверхность покрытия характеризуется таким же качеством поверхности, что и подслой. Оптимальная толщина покрытия TiC составляет 3...8 мкм.

Нитрид титана

Нитрид титана TiN – наиболее распространенное покрытие режущих инструментов с минимальным радиусом режущей кромки из быстрорежущей стали и твердого сплава. Материал обладает высокой инертностью, не имеет тенденции к образованию сплавов с обычными металлами, даже при повышенных рабочих температурах. Вследствие этого покрытие TiN устойчиво к абразивному износу, адгезии, выкрашиванию, свариванию, износу в виде кратера и образованию нароста на кромке резца, особенно при пониженных температурах резания.

Твердость покрытия TiN (2200...2400 HV) выше, чем карбида вольфрама, но ниже, чем покрытия TiC при комнатной температуре. Покрытие TiN имеет более низкий коэффициент трения (повышенный уровень самосмазываемости) по сравнению с TiC. Покрытие TiN, как правило, металлического золотисто-бронзового оттенка (в зависимости от поверхности подслоя), матовым покрытиям можно придать зеркальный блеск полированием. Это позволяет отличать инструменты с покрытием и облегчает выявление изношенных кромок. Не рекомендуется применять режущие инструменты с покрытием TiN для механической обработки некоторых титановых сплавов, так как нитрид титана способствует увеличению сращивания стружки с режущим клином.

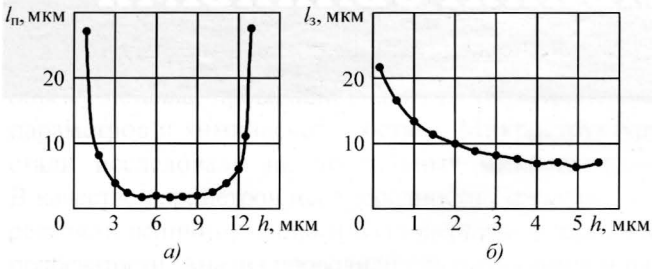
Карбонитрид титана

Покрытие из карбонитрида титана Ti(C, N), представляющее собой модифицированный TiN, обеспечивает высокую износо- и коррозионную стойкость, а также выдерживает механические удары. За счет изменения соотношений содержания углерода и нитрида получают покрытия широкой цветовой гаммы оттенков (от желтого до голубого). Твердость Ti(C, N) составляет 3300...4000 HV, жаростойкость – 850 °С. Покрытие Ti(C, N) можно наносить толстым слоем (для токарных операций) или тонким слоем (для фрезерования, когда требуется ударостойкость). При нанесении многослойных покрытий химическим осаждением из паров можно получить промежуточный слой Ti(C, N) с повышенными демпфирующими характеристиками, что обеспечивает высокую работоспособность такого композита.

Для повышения работоспособности торцовых фрез применяют многослойные КИБ-покрытия, эффективность которых выше, чем однослойных [7]. Однако в ряде случаев они не обеспечивают требуемой работоспособности фрез. Качество многослойных покрытий можно повысить путем увеличения их трещиностойкости и прочности сцепления с инструментальной основой [8]. В общем случае для реализации эффекта упрочнения следует оптимизировать процесс осаждения покрытий, полученных методом КИБ [8].

Оксид алюминия

Покрытие из оксида алюминия Al_2O_3 имеет более высокую твердость, чем TiN, но меньшую твердость по сравнению с TiC при низких температурах. Однако при температурах, характерных для повышенной скорости резания, микротвердость Al_2O_3 максимальна из всех трех перечисленных покрытий. Покрытие Al_2O_3 обладает повышенной по сравнению с другими твердыми покрытиями химической стойкостью при любых температурах, поэтому его стойкость к износу в виде кратера повышена. Это покрытие – одно из наиболее эффективных при высокоскоростной механической обработке черных металлов. Низкая теплопроводность покрытия Al_2O_3 при высоких температурах способствует накоплению теплоты в стружке, а не в режущем инструменте. Осаждение Al_2O_3 проводится в виде промежуточного слоя до нанесения слоя TiC или в виде связующего слоя.



Влияние толщины покрытия *h* на износ передней $l_п$ (*а*) и задней $l_з$ (*б*) поверхностей резца с твердосплавной пластиной

Износостойкость задней поверхности режущих инструментов, имеющих покрытие Al_2O_3, такая же, как цельных керамических инструментов. Их устойчивость к излому и откалыванию выше, чем у цельных керамических инструментов, и почти приближается к этим характеристикам твердосплавных инструментов без покрытия. Применение покрытия Al_2O_3 для твердосплавных инструментов может повысить скорость резания в 2...3 раза. Режущие инструменты с покрытием Al_2O_3 имеют цвет от темно-серого до черного, для улучшения внешнего вида и антифрикционных характеристик на них наносят ионно-вакуумные TiN-покрытия.

Выбор покрытия определяется требуемыми характеристиками. Например, керамика Al_2O_3 обладает более высокой тепловой и химической стабильностью по сравнению с другими указанными типами покрытий. Это следует из оценки свободной энергии образования, равной 378 и 325 ккал/моль соответственно при 298 и 1000 К для керамики по сравнению с 74 и 58 ккал/моль для TiN и 43 и 41 ккал/моль для TiC при идентичных температурах (1 ккал = 4,19 кДж). Наиболее твердым является покрытие TiC (2900 HV при нормальной температуре), тогда как твердость TiN и Al_2O_3 приблизительно равна 2000 HV.

Твердость покрытия важна, но не всегда оказывает решающее влияние на интенсивность изнашивания поверхностей инструмента при резании. В частности, это связано со снижением твердости покрытий при увеличении температуры резания.

Толщина покрытия влияет на интенсивность изнашивания и оптимальна (минимальный износ) в пределах 3...10 и 2...4 мкм для передней и задней поверхностей резца соответственно (рисунок).

Стойкость к износу в виде кратера приблизительно пропорциональна толщине покрытия, однако износостойкость задней грани, как правило, постоянна при толщине покрытия 4...8 мкм. Кроме того, прочность режущих кромок обычно снижается при увеличении толщины покрытия. Если толщина покрытия превышает 12 мкм, то возможны растрескивание покрытия, его откалывание и даже отслаивание от подслоя. В диапазоне 3...12 мкм возможно сочетание различных свойств. При использовании многослойных покрытий удается устранить некоторые из перечисленных недостатков, поэтому толщину покрытия увеличивают довольно часто.

Вакуумные методы нанесения покрытий на инструмент обладают следующими особенностями:

- высокие качество и чистота поверхности с покрытием;
- возможность формирования сложных покрытий различного состава;
- предварительная подготовка поверхности перед нанесением, обеспечивающая высокую прочность сцепления покрытия;
- создание напряжений сжатия в покрытии при его нанесении ионной бомбардировкой;
- зависимость эксплуатационных характеристик покрытия от технологических параметров процесса.

Следующий качественный уровень улучшения свойств тонкопленочных покрытий заключается в исследовании возможностей новых технологий и оборудования по целенаправленному изменению структуры и свойств пленок, в создании многослойных сверхтонких покрытий, обеспечивающих положительный градиент свойств приповерхностных слоев, а также необходимых барьерных структур, в развитии и практическом использовании научной базы инженерии поверхности [9, 10], занимающейся вопросами, связанными с влиянием тонкопленочных покрытий на поверхностные свойства монолитных материалов.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Джеломанова Л.М.** Прогрессивные методы нанесения износостойких покрытий на режущий инструмент: обзор. М.: НИИМаш, 1979. 48 с.

2. **Получение,** структура и свойства вакуумных покрытий / В.Н. Анциферов, С.С. Агеев, С.П. Косогор и др. Пермь: УрО АН СССР, 1990. 81 с.

3. **Нанесение** износостойких покрытий на быстрорежущий инструмент / под ред. Ю.Н. Внукова. Киев: Техника, 1992. 192 с.

4. **Поляк М.С.** Технология упрочнения. М.: Машиностроение, 1995. Т. 1. 824 с.

5. **Кабалдин Ю.Г.** Структура, прочность и износостойкость композиционных инструментальных материалов. Владивосток: Дальнаука, 1996. 183 с.

6. **Семенов А.П.** Упрочнение материалов вакуумными ионно-плазменным методами // Приложение. Справочник. Инженерный журнал. 2000. № 1. С. 3–8.

7. **Табаков В.П., Ширманов Н.А., Смирнов М.Ю.** Повышение работоспособности торцовых фрез путем совершенствования структуры износостойких покрытий // СТИН, 2002. № 2. С. 6–10.

8. **Табаков В.П., Ширманов Н.А., Смирнов М.Ю.** Применение многослойных покрытий для повышения работоспособности торцовых фрез // СТИН. 2005. № 1. С. 27–30.

9. **Слепцов В.В., Елинсон В.М.** Инженерия поверхности – новое направление в технологии // Технологическое оборудование и материалы. М., 1997. Т. 7. С. 22–23.

10. **Бураковски Т., Виршхон Т.** Инженерия поверхности металлов. Принципы, оборудование, технологии. CRC Press: Boca Raton – London – New-York – Washington, 1999. 594 p.

УДК 669.1.017:621.78.977

О.В. Кудряков *(Донской ГТУ),*
И.Г. Погорелова *(ОАО "ТАГМЕТ", Таганрог)*

Влияние комбинированной термической обработки на специальные эксплуатационные свойства трубной стали

Приведены данные экспериментальных исследований по термической обработке (ТО) горячекатаных нефтегазопроводных труб из стали 20. Исследованы многочисленные комбинации разных видов ТО (полная и неполная закалка, нормализация, отпуск), режимов и способов нагрева (печной, индукционный). Выявлены особенности формирующейся структуры. Показано, что использование закалки из межкритического интервала температур (в сочетании с другими видами ТО) позволяет получить не достижимые ранее значения хладостойкости трубной стали и одновременно существенно повысить ее коррозионную стойкость.

The data of experimental researches on heat treatment of a oil-and-gas steel pipes are resulted. The numerous combinations of various kinds of heat treatment (full- and under-hardening, normalization, tempering), modes and ways of heating (at furnace or induction heating) are investigated. The features of a formed structural picture are revealed. Is shown, that a hardening from an intercritical temperature interval (in a combination with other kinds of heat treatment) allows to achieve a remarkable value of cold resisting property of a pipe steel and simultaneously essentially to increase a anticorrosive properties of steel.

Введение

Исследования, направленные на повышение стойкости трубной стали к воздействию низких температур и коррозионно-активных H_2S- и CO_2-содержащих сред, всегда были востребованы нефтедобывающей отраслью нашей страны. Климатические условия отечественной нефтедобычи обусловливают актуальность этой проблематики.

В лабораториях ОАО "Тагмет" в последние годы разрабатывается перспективное направление по созданию технологии, обеспечивающей повышение коррозионной и хладостойкости бесшовных горячедеформированных нефтегазопроводных труб за счет комбинированной термической обработки [1]. Новизна этого научного направления заключается в том, что результат достигается проработкой металловедческого аспекта: изучением закономерностей структурной организации стали, исследованием возможности контроля микролокального распределения химического состава и управлением этими процессами при термообработке. Предшествующие исследования носили, прежде всего, металлургический характер и были направлены на резкое снижение концентрации серы в металле и подавление процесса образования сульфидов и оксисульфидов [2, 3].

Приведенные ниже экспериментальные данные могут рассматриваться как основа для создания перспективной упрочняющей и антикоррозионной технологии производства стальных труб, эксплуатируемых в суровых почвенных и климатических условиях геологоразведки и нефтегазодобычи.

Методическое обеспечение эксперимента

Для проведения работ по подбору и оптимизации комплекса операций термической обработки была осуществлена прокатка партии из 30 труб ∅ 114 мм с толщиной стенки 9 мм из стали следующего химического состава: 0,23 % C; 0,58 % Mn; 0,23 % Si; 0,005 % P; 0,015 % S; 0,03 % Al; 0,05 % Cr; 0,07 % Ni; 0,16 % Cu. Образцы для исследований отбирали от переднего и заднего концов труб.

Для нагрева труб использовали газопламенные проходные печи, а также установку для индукционной закалки труб токами промышленной частоты и охлаждающее устройство в виде кольцевого спрейера.

Исследование микроструктуры и неметаллических включений проводили с помощью стандартных методик металлографического, фрактографического и микрорентгеноспектрального анализа по микрошлифам и изломам, полученным методом внецентренного отрыва

вдоль направления прокатки. На изломах выявляли характер распределения неметаллических включений по объему металла, проводили анализ их геометрических параметров и химического состава. Микроструктуру стали исследовали на продольных микрошлифах. В качестве параметров неоднородности структуры определяли величину зерна и балл феррито-перлитной полосчатости. Анализ проводили с использованием измерительного комплекса – металлографического микроскопа ММ-6, растрового электронного микроскопа фирмы Jeol (Япония), рентгеноспектрального анализатора Superprobe-733 и ЭВМ Link. Статистический анализ микроструктурных параметров металла (размер зерна, содержание перлита в стали) проводили с использованием компьютерного комплекса обработки изображений IBAS фирмы KONTRON (Германия).

Скорость общей коррозии металла нефтегазопроводных труб оценивали на специально подготовленных образцах в двух коррозионно-активных средах: по международному стандарту NACE TM 01-77 (90) в среде, содержащей H_2S, и модельной среде, содержащей CO_2 (продолжительность испытаний τ = 96 ч).

Стойкость к сульфидному коррозионному растрескиванию под напряжением определяли при одноосном растягивающем нагружении на специальной установке Cortest по стандарту NACE TM 01-77 (96) при τ = 720 ч. Оценивали пороговое напряжение σ_{th} в процентах от минимально гарантируемого значения предела текучести (метод А), а также среднее значение коэффициента интенсивности напряжений K_{1SSC} (МПа·м$^{1/2}$) и его стандартное отклонение (метод D).

Стойкость трубной стали к водородному растрескиванию оценивали по стандарту NACE TM 02-84 (96) при τ = 96 ч с расчетом коэффициентов длины CLR (%) и толщины CTR (%) трещины.

Испытания на трещиностойкость проводили на воздухе (ударная вязкость *KC*V (Дж/м^2), образцы Шарпи) и в коррозионной среде по стандарту NACE TM 01-77 (96) (вязкость разрушения K_{1SSC} (МПа·м$^{1/2}$), образцы типа двухконсольной балки).

Результаты экспериментов и их обсуждение

Термическая обработка труб включала различные виды (нормализация, полная и неполная закалка, отпуск) и их сочетания. В общей сложности было исследовано более 30 режимов ТО. Некоторые из них представлены в табл. 1. Температурные параметры каждого цикла термической обработки варьировали в целях выявления наиболее оптимального режима, обеспечивающего наилучшее сочетание механических характеристик, структурного состояния металла и коррозионных свойств.

Таблица 1

Характеристики микроструктуры трубной стали, обработанной по разным режимам ТО

Вариант ТО	Вид ТО	Параметры микроструктуры	
		Балл зерна	Балл феррито-перлитной полосчатости
–	Нормализация с прокатного нагрева	6–7	2,0
–	Нормализация	8	3,0
4	Полная закалка	4–7	0,5
2	Полная закалка + высокий отпуск	4–5	0,5
6	Полная закалка + высокий отпуск + закалка из МКИ	11–12	0
15	Закалка из МКИ	11–12	1
13	Закалка из МКИ + высокий отпуск	11	1
3	Полная закалка + высокий отпуск + закалка из МКИ + высокий отпуск	12	1
19	Закалка из МКИ + закалка из МКИ + высокий отпуск	11	1,5
21	Нормализация + закалка из МКИ + высокий отпуск	8	4
30	Полная закалка + нормализация из МКИ	9	3

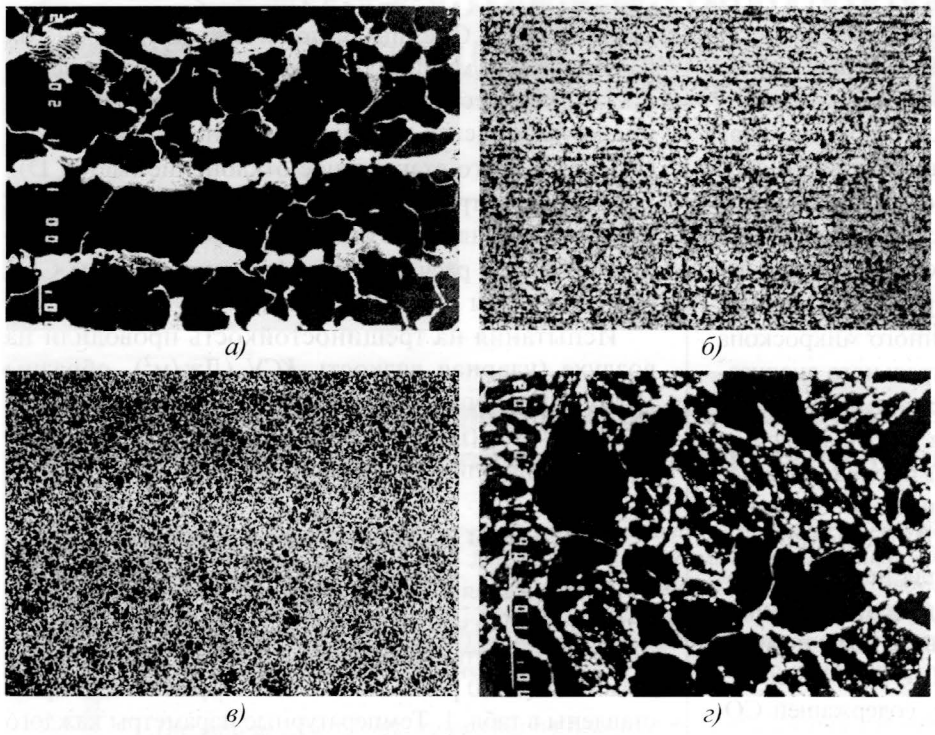


Рис. 1. Микроструктура металла труб после термической обработки разных видов: *а* – нормализация, ×1000; *б* – полная закалка + нормализация из МКИ (вариант ТО № 30), ×100; *в* – полная закалка + закалка из МКИ (вариант ТО № 7), ×100; *г* – полная закалка + высокий отпуск + закалка из МКИ + высокий отпуск (вариант ТО № 3), ×4000

Негативное влияние крупнозернистости и феррито-перлитной полосчатости на комплекс механических свойств стали общеизвестно. Из приведенных в табл. 1 данных следует, что радикальное измельчение зерна достигается только при использовании закалки из *межкритического интервала* (МКИ) температур Ac_1–Ac_3. При этом наиболее оптимальным видом термообработки, предшествующим закалке из МКИ, является полная закалка с промежуточным высоким отпуском (варианты ТО № 3 и № 6 в табл. 1). Получаемая при этом структура характеризуется однородностью по сечению и длине трубы, отсутствием полосчатости и мелкозернистостью (рис. 1). Металл трубы обладает также высоким сопротивлением к разрушению при ударном изгибе как при комнатной, так и при пониженных температурах испытаний (табл. 2).

Таблица 2

Результаты механических испытаний трубной стали, обработанной по различным режимам ТО

Вариант ТО	Вид ТО	Одноосное растяжение					Ударная вязкость $KCV \cdot 10^5$, Дж/м^2, при t, °С			Твердость HRC*
		$\sigma_в$, МПа	$\sigma_т$, МПа	δ, %	ψ, %	$\sigma_т/\sigma_в$	+20	–40	–70	
–	Нормализация	470	245	19,0	42,0	0,52	11,7	–	–	76
3	Полная закалка + высокий отпуск + + закалка из МКИ + высокий отпуск	539	365	32,5	66,0	0,68	23,7	23,3	25,1	75
8	Полная закалка + закалка из МКИ + + высокий отпуск	560	397	29,7	75,8	0,71	26,6	24,7	25,1	79
11	Закалка из МКИ + высокий отпуск + + закалка из МКИ + высокий отпуск	537	362	33,1	72,8	0,67	18,4	18,8	22,7	75
19	Закалка из МКИ + закалка из МКИ + + высокий отпуск	538	371	29,1	71,5	0,69	26,7	25,8	26,4	78
21	Нормализация + закалка из МКИ + + высокий отпуск	556	349	33,0	71,5	0,63	25,5	25,8	29,1	81
30	Полная закалка + нормализация из МКИ	489	310	28,9	65,5	0,63	12,4	9,0	8,4	78

*Среднее значение.

Если закалке из межкритического интервала предшествует нормализация, то после отпуска формируется также феррито-перлитная структура, но отличающаяся грубой полосчатостью и более крупным зерном (режим ТО № 21 в табл. 1).

По данным табл. 1 видно, что варианты ТО, которые включают двойную закалку и высокий отпуск, дают более мелкозернистую структуру. Структура металла после однократной термообработки представлена неравномерными по величине остроугольными перлитными зернами, повторяющими по форме структуру горячекатанной трубы. Структура металла после двойной закалки (режимы ТО № 3 и № 19) отличается высокой равновесностью и представлена равноосными феррито-перлитными зернами, максимальный размер которых не превышает 10 мкм (см. рис. 1). Карбиды в перлитных зернах имеют зернистую форму, их размер не превышает 1 мкм. Полосчатость феррито-перлитной структуры вблизи наружной поверхности и в центральных объемах трубы практически отсутствует, а вблизи внутренней поверхности – не выше 1 балла по ГОСТ 5640–68.

Известно, что зарождение аустенитных зерен в процессе изотермической выдержки в МКИ происходит по границам бывших аустенитных зерен. При этом структурной наследственности, проявляющейся как повторение новыми аустенитными зернами формы исходных кристаллов, не наблюдается. Наоборот, образующиеся зерна аустенита имеют относительно равноосную форму. Важно отметить, что при изотермической выдержке в межкритическом интервале температур исходно закаленной стали происходят зарождение и рост новых ферритных зерен, возможно, по механизму рекристаллизации. При этом вновь образованное ферритное зерно имеет минимальное количество дефектов. При выдержке в МКИ протекают сложные процессы взаимной многокомпонентной диффузии, оказывающей большое влияние на конечные свойства металла термообработанной трубы. После высокотемпературного отпуска микроструктура металла трубы представлена мелкими равноосными феррито-перлитными зернами с преимущественно округлой формой карбидов (см. рис. 1, *г*).

Анализ микроструктуры показывает, что закалка из МКИ независимо от того, на каком этапе ТО ее осуществляют, приводит к значительному измельчению зерна и уменьшению структурной полосчатости. Это связано, по-видимому, с образованием большого количества центров кристаллизации аустенита по границам бывших аустенитных зерен. В отличие от однократной закалки из МКИ двойная закалка приводит к образованию более равновесной формы как ферритного, так и перлитного зерна.

Результаты механических испытаний показали (табл. 2), что при повышенном пределе текучести металл может иметь очень высокие значения ударной вязкости вплоть до температуры –70 °С, не достижимые ранее для стали марки 20.

Результаты лабораторных коррозионных испытаний на общую коррозию в двух коррозионно-активных средах, а также испытаний на стойкость к *сульфидному коррозионному растрескиванию под напряжением* (СКРН) по стандарту NACE TM 01-77 (96) (метод А и метод D) и *водородное растрескивание* (ВР) по стандарту NACE TM 02-84 (96) приведены в табл. 3.

Обобщенные данные испытаний показывают, что вариант ТО № 3, включающий полную закалку с отпуском и закалку из МКИ с отпуском, позволяет получить лучшее сочетание механических, структурных и антикоррозионных свойств. Трубная сталь, обработанная по данному варианту, обладает наиболее высоким сопротивлением к общей коррозии и сульфидному коррозионному растрескиванию под напряжением. Пороговое напряжение σ_{th}, определяемое как отношение нагрузки, при которой не происходит разрушение в течение 720 ч, к минимально допустимому пределу текучести материала (в данном случае минимальное значение $\sigma_т$ = 345 МПа), составляет 80 %, что считается хорошим результатом.

В металле труб, термообработанных по вариантам № 3, 8, 11, 19, включающих двойную закалку, трещин водородного растрескивания при испытаниях по стандарту NACE TM 02-84 (96) в течение 96 ч не обнаружено, тогда как в образцах труб, подвергнутых нормализации, выявлены трещины ВР. Особенно

Таблица 3

Результаты коррозионных испытаний трубной стали, обработанной по разным режимам ТО

Вариант ТО	Скорость коррозии, г/(м^2·ч), в среде, содержащей		Стойкость к СКРН		Стойкость к ВР	
	H_2S	CO_2	Метод А	Метод D	CLR, %	CTR, %
3	0,472...0,528	0,481...0,593	80	51±6,2	0,0	0,0
8	0,563...0,671	0,427...0,544	75	43±6,7	0,0	0,0
11	0,503...0,504	0,407...0,413	75	50±7,4	0,0	0,0
19	0,658...0,667	1,01...1,03	70	37±5,8	0,0	0,0
21	0,491...0,504	1,16...1,25	60	29±5,6	1,2	6,5
30	0,471...0,492	0,695...0,854	60	31±6,4	6,8	14,5

сильно подвержен растрескиванию металл по варианту № 30 после окончательной операции ТО – нормализации.

В результате коррозионных испытаний металла труб на стойкость к общей коррозии, водородному растрескиванию и сульфидному коррозионному растрескиванию под напряжением получены значения оцениваемых параметров на уровне аналогичных показателей специально легированных сталей.

Высокое сопротивление нефтегазопроводных труб различного рода разрушениям обусловлено структурными особенностями трубной стали, формирующимися в результате термообработки с "заходом" в межкритический интервал температур. При нагреве в МКИ происходит рафинирование феррита. Во-первых, он "очищается" от примесей, сегрегации которых способствуют трещинообразованию либо в силу своей морфологии (удлиненные сульфиды), либо как непроницаемые барьеры на пути движения дислокаций (компактные оксисульфиды). Во-вторых, получающийся при таком нагреве феррит рекристаллизуется – он практически полностью свободен от дефектов сдвигового характера (дислокаций и их комплексов). Таким образом, устраняются причины для развития дислокационных механизмов зарождения (по Стро, Коттреллу, по механизму поперечного скольжения, по механизму разрыва дислокационных стенок и т.д.) и "подпитки" развивающихся трещин в феррите. Кроме того, при отсутствии разного рода неметаллических включений и при минимальной плотности дислокаций в феррите значительно уменьшается количество возможных "ловушек" водорода [4, 5], что существенно повышает коррозионную стойкость стали в водородсодержащих средах.

Следует отметить, что чем ниже температура закалки из МКИ, тем эффект рафинирования стали выше, поскольку по мере повышения этой температуры в МКИ количество рафинированного феррита по отношению к аустениту, "загрязненному" примесями, убывает.

Важную роль в получении комплекса свойств стали играет отпуск. Первый отпуск после полной закалки (вариант ТО № 3) выполняет дифференцирующую функцию по формированию структуры с максимально дисперсными зернистыми карбидами. Тем самым создаются предпосылки для максимально возможного измельчения зернового состава при последующем нагреве в МКИ под вторую закалку.

При втором отпуске (после закалки из МКИ) все процессы выделения частиц вторых фаз в мартенсите носят коагуляционный характер; при этом формируются включения сфероидной формы (прежде всего карбидной фазы). В силу отсутствия концентраторов напряжений в таком металле процессы зарождения трещин при последующем нагружении и эксплуатации труб максимально задерживаются во времени.

Заключение

В результате проведенных исследованиий экспериментально показано, что термической обработкой бесшовных горячедеформированных нефтегазопроводных труб из стали 20 можно получить однородную мелкозернистую (10–12 балл зерна по ГОСТ 5639–82) феррито-перлитную структуру с зернистой формой карбидов, обеспечивающую повышение временного сопротивления разрушению и предела текучести на 80...100 МПа, а ударной вязкости при температурах испытания –50 и –70 °С – почти на порядок. Оптимальная ТО включает последовательность следующих операций: полная закалка водяным спрейером + высокий отпуск + закалка из межкритического интервала температур водяным спрейером + высокотемпературный отпуск.

Помимо комплекса высоких механических характеристик после такой термической обработки трубы характеризуются увеличением коррозионной стойкости в 2...3 раза. Существенно повышается стойкость к коррозионному разрушению в средах, содержащих H_2S, к водородному и сульфидному коррозионному растрескиванию. Пороговое напряжение σ_{th} составляет не менее 75 % минимально допустимого предела текучести металла труб, а коэффициент интенсивности напряжений в вершине коррозионной трещины K_{1SSC} – не ниже 40 МПа·м$^{1/2}$.

Таким образом, эксперименты, моделирующие условия эксплуатации труб на нефтяных и газовых месторождениях Западной Сибири и Крайнего Севера, закладывают основы технологической базы производства труб нового поколения.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Пат. 2112049 РФ.** Способ производства бесшовных труб из малоуглеродистой стали / А.Ф. Шулежко, Ю.С. Фурман, И.Г. Погорелова и др. 12.03.98.

2. **Тетюева Т.В., Ботвина Л.Р., Крупнин С.А.** Закономерности повреждаемости низколегированных сталей в коррозионно-активных сероводородсодержащих средах // Физико-химическая механика материалов. 1990. № 2. С. 27–33.

3. **Astafjev V.I., Artamoshkin S.V., Tetjueva T.V.** Influence of Microstructure and Non-Metallic Inclusions on Sulphide Stress Corrosion Cracking in Low-Alloy Steels. Elsevier Publishers, Ltd. (England), 1993.

4. **Ботвина Л.Р., Тетюева Т.В., Иоффе А.В.** Стадийность множественного разрушения низколегированных сталей в среде сероводорода // Металловедение и термическая обработка металлов. 1998. № 2. С. 14–22.

5. **Саррак В.И., Филиппов Г.А., Куш Г.Г.** Взаимодействие водорода с ловушками и его растворимость в мартенситно-стареющей стали // Физика металлов и металловедение. 1983. Т. 55. Вып. 2. С. 310–315.

УДК 678.743:539.2

Н.А. Адаменко, Э.В. Седов, А.В. Фетисов *(Волгоградский ГТУ)*

Использование обработки взрывом для получения покрытий на основе сверхвысокомолекулярного полиэтилена

Решается задача создания технологии получения надежного покрытия на основе сверхвысокомолекулярного полиэтилена на заготовках из алюминия АД1 и его сплавов Д16, АМг6. Повышение прочности сцепления покрытия обеспечивается применением промежуточного слоя из обработанного взрывом полимерного порошка и модифицированием металлической поверхности.

The problem of creating a technology of a firm super high molecular polyethylene surface on a specimen made of aluminium АД1 and its alloys Д16 and АМг6 is solving. The increase of adhesive firmness of the surface is due to the intermediate layer made of polymeric powder earlier worked up by explosion and modification of the metal surface.

Покрытия из коррозионно-стойких полимеров значительно повышают эксплуатационную надежность изделий различного функционального назначения. Основной недостаток существующих технологий получения защитных покрытий заключается в низкой прочности сцепления с основой, в связи с чем применяют модифицирование полимера для повышения его адгезионной способности. Наиболее перспективными способами модифицирования являются высокоэнергетические воздействия на полимеры. Опыт Волгоградского ГТУ по *ударно-волновой обработке* (УВО) энергией взрыва порошкообразных полимеров свидетельствует о значительных изменениях их физико-механических и адгезионных характеристик за счет поверхностной активации частиц, обусловленной трением, интенсивной пластической деформацией, разогревом и ионизацией воздуха в порах [1–3].

В настоящей работе решается задача создания технологии получения надежного покрытия на алюминии АД1 и его сплавах Д16, АМг6 с использованием взрывной обработки. В качестве полимерного адгезива использовали порошкообразный *сверхвысокомолекулярный полиэтилен* (СВМПЭ), а также его композиции с *коксографитовым порошком* (КГП), покрытия из которых перспективны для работы в агрессивных средах, при низких температурах и имеют защитное, антифрикционное, антиобледенительное назначение.

При получении полимерных покрытий применяли обработанный взрывом порошок полимера в виде тонкого активированного подслоя для последующего соединения металлической поверхности с полимерным покрытием заданной толщины. Окончательное формирование покрытия осуществлялось при нагреве под давлением в целях спекания полимера и повышения его прочности сцепления с основой.

Для определения структурных изменений в полимере и связанных с ними физико-механических свойств использовали *термомеханический анализ* (ТМА) с применением установки ТМИ-1 при нагрузке 1 Н, определяя характеристические температуры и реологические свойства исследуемых полимеров. Прочность сцепления покрытий с металлом измеряли методом отслаивания под углом 90° и методом нормального отрыва при скорости 10 мм/мин. Качество покрытий оценивали с помощью оптической микроскопии на модульном моторизованном микроскопе Olympus BX-61.

Как показали исследования [2, 3], характеристики полимерных композиционных материалов и сварных соединений полимеров можно повысить применением промежуточных слоев, обладающих более высокой адгезионной способностью. Поскольку получение соединений непосредственно взрывным прессованием технологически достаточно сложно и трудоемко, целесообразно изучение полимеров в повышенном активационном состоянии, вводимых в качестве промежуточного слоя между соединяемыми материалами в традиционной технологической схеме получения покрытия, что и предопределило направление исследований. Активированный порошок получали с помощью УВО полимера взрывом и размолом полученных прессовок для последующего применения в качестве промежуточного слоя.

При создании покрытий и направленного воздействия на адгезионную прочность необходимо: во-первых, выбрать тип адгезива, оптимальный для данной основы и заданных условий эксплуатации адгезионного соединения; во-вторых, подготовить поверхность основы к нанесению адгезива; в-третьих, выбрать оптимальные условия формирования адгезионного соединения.

Установлено [1, 3], что взрывная активация полимера реализуется в процессе одновременного или последовательного прохождения процессов уплотне-

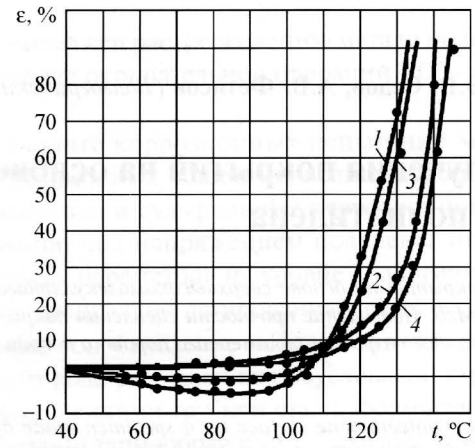


Рис. 1. Термомеханические кривые СВМПЭ:
1 – в исходном состоянии; *2* – после обработки взрывом; *3*, *4* – соответственно *1*, *2* после термообработки; ε – степень деформации; *t* – температура

ния, сопровождающихся дефектообразованием и разрушением надмолекулярных и кристаллических структур, механохимических реакций с разрывом макромолекул и образованием свободных радикалов. Наиболее существенные изменения структуры и свойств происходят при УВО полимеров, обработанных в насыпном состоянии при реализации многократного отражения плоской ударной волны давлением 2...6 ГПа. По данным ТМА (рис. 1), после обработки взрывом происходят повышение температуры плавления СВМПЭ на 14 °С и изменение реологических характеристик по сравнению с аналогичными показателями исходного полимера, связанное с образованием сшивок, водородных связей, полярных групп, что свойственно данному полимеру при других видах высокоэнергетического воздействия.

Процесс формирования адгезионного соединения реализуется при спекании металлополимерной композиции, температурно-временные условия которого зависят в основном от типа полимера. Однако в результате обработки взрывом изменяются характеристические температуры полимеров, в связи с чем требуются дополнительные исследования по определению оптимальных значений температуры и времени формирования полимерного покрытия.

Изучение температурных условий формирования соединения СВМПЭ со сплавами Д16 и АМг6 (рис. 2) показало, что прочность на отрыв σ и отслаивание $\sigma_{отсл}$ возрастает с повышением температуры и достигает максимальных значений при *t* = 190...200 °С. Для композиции СВМПЭ + АМг6 (кривая *1*) максимальная прочность соединения σ = 8,8 МПа достигается при температуре 190 °С. Наличие максимума на графике температурной зависимости связано с тем, что в

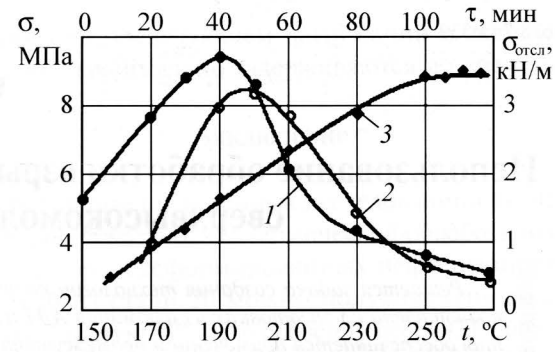


Рис. 2. Зависимости прочности соединения СВМПЭ с АМг6 (*1*), Д16 (*2*), АД1 (*3*) от температуры *t* и времени выдержки τ при 190 °С

момент формирования адгезионного контакта вязкость расплава резко снижается и при *t* > 200 °С в полимере развиваются процессы термоокислительной деструкции, снижающие адгезионную прочность соединений.

Прочность соединения зависит от количества реакционно-способных контактов (активированных участков цепи макромолекул полимерного материала), находящихся в непосредственной близости от металлической поверхности. В процессе выдержки при высокой температуре происходит непрерывная переукладка макромолекул полимера, вызванная уменьшением межмолекулярного взаимодействия в аморфных областях, изменением степени кристалличности полимера и т.п., т.е. количество реакционно-способных контактов зависит от длительности выдержки при повышенных температурах.

Как показали исследования (см. рис. 2), для образования наиболее полного контакта при адгезионном взаимодействии металла с СВМПЭ требуется длительная выдержка – τ = 90...100 мин. Очевидно, что произошедшие при обработке взрывом изменения в структуре СВМПЭ, выраженные в изменении характеристических температур полимера, снижении его деформируемости, повлияли на кинетику адгезионного взаимодействия с металлом.

Применение порошков полимеров, обработанных взрывом, позволяет повысить прочность слоистой композиции более чем в 3 раза в сравнении с необработанными. В результате исследований по определению прочности сцепления покрытия с металлической основой установлено, что разрушение слоистых образцов носит когезионный характер. Разрыв происходит по объему промежуточного активированного полимерного слоя, поэтому дальнейшие исследования были направлены на определение оптимальной степени наполнения СВМПЭ порошком КГП в целях повышения адгезии промежуточного слоя.

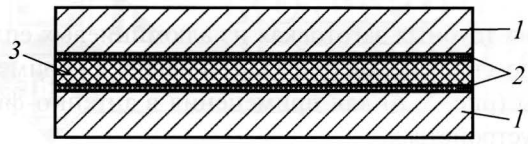


Рис. 3. Схема укладки слоев композиции АМг6 + СВМПЭ + + АМг6:
1 – АМг6; *2* – (СВМПЭ + 3 % КГП); *3* – СВМПЭ

Для получения промежуточного слоя полимерный порошок с разной концентрацией наполнителя после УВО прессовали под давлением 50 МПа. Композиции получали нагревом собранного пакета из полимерных и металлических пластин (рис. 3) до t = = 190 °С при давлении 0,5 МПа и выдержке при этой температуре в течение 90 мин.

Как установлено, максимальное значение прочности слоистой композиции достигается при применении промежуточного слоя из активированного полимерного порошка с содержанием в СВМПЭ 3 % КГП (рис. 4), что является оптимальным. Эффект повышения прочности по сравнению с ненаполненным СВМПЭ достигается за счет упрочняющего действия малых добавок КГП [4] вследствие влияния на структурообразование и возникновения дополнительных связей макромолекул полимера с поверхностью частиц наполнителя, препятствующих сворачиванию макромолекул в кристаллы. В результате связь полимера с металлом усиливается.

Снижение прочности при введении КГП более 3 %, вероятно, связано с увеличением выхода наполнителя к поверхности металла и уменьшением числа точек контакта макромолекул полимера с металлом. Таким образом, введение в полиэтилен 3 % КГП повышает прочность соединения слоистой композиции до 20 %, а при правильном подборе толщины промежуточного активированного полимерного слоя и вида обработки поверхности металла (например, абразивная обработка + анодирование) прочность можно повысить в несколько раз.

Анализ результатов механических испытаний показал, что с уменьшением толщины полимерного слоя с 2,5 до 0,3 мм прочность композиции возрастает до 16 МПа (рис. 4). При этом во всех случаях разрушение происходило по границе раздела активированного полимерного порошка и алюминиевого сплава.

Состояние металлической поверхности существенно влияет на прочность сцепления с ней полимерной составляющей. В результате сравнительных исследований соединения СВМПЭ со сплавом Д16 установлено, что независимо от вида предварительной обработки поверхности металлической основы наибольшими прочностными характеристиками обладает композит, в котором полимер подвергался

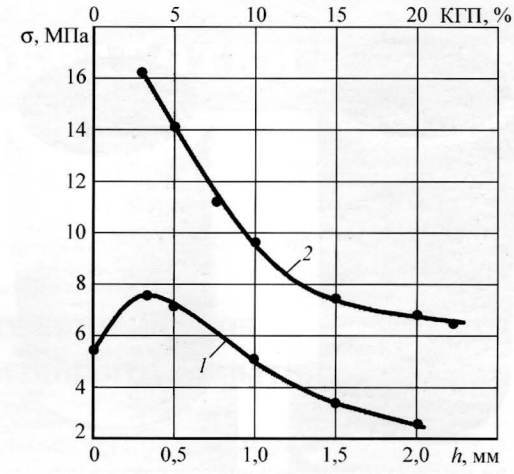


Рис. 4. Зависимости прочности соединения σ слоев композиции АМг6 + СВМПЭ + АМг6 от степени наполнения КГП (*1*) и толщины промежуточного полимерного слоя *h* (*2*)

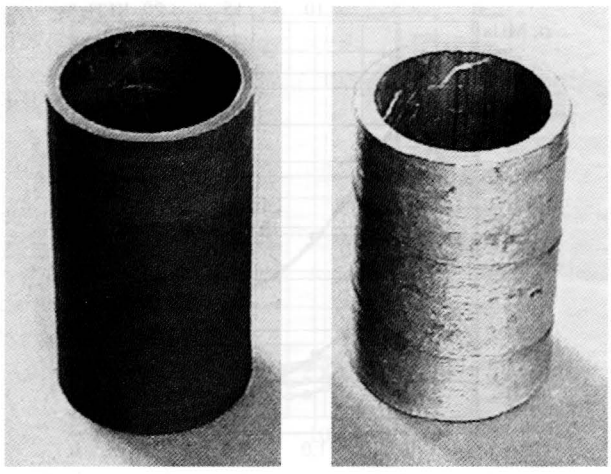
УВО. При этом для повышения прочности сцепления приоритетными являются импульсная обработка и анодирование сплавов алюминия (таблица).

На основании проведенных исследований разработана **технология получения покрытий на металлах с использованием обработанных взрывом полимеров**, которая предусматривает следующие операции:

- ударно-волновая обработка порошкообразного полимера;
- подготовка металлической поверхности для лучшего сцепления с полимерным расплавом;
- нанесение промежуточного и основного слоев покрытия;
- спекание.

Влияние вида обработки поверхности сплава Д16 на прочность соединения с СВМПЭ

Обработка	Прочность, МПа	
	при отрыве	при сдвиге
Абразивная	13,5	6,8
Дробеструйная	10,2	6,2
Пескоструйная	11,2	6,4
Импульсная	18,0	14,6
Абразивная + анодирование	16,0	13,4
Дробеструйная + анодирование	20,0	15,0
Пескоструйная + анодирование	29,8	17,3



а) *б)*

Рис. 5. Трубы из сплава Д16 с покрытиями из СВМПЭ (*а*) и СВМПЭ + 3 % КГП (*б*)

По разработанной технологии были получены покрытия на основе СВМПЭ и полимерных композиций на трубных заготовках из алюминиевых сплавов методом напыления (рис. 5, *а*) и навивки полимерной ленты (рис. 5, *б*) для применения в антенно-фидерных устройствах.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Структура** и свойства обработанных взрывом дисперсных термопластов / Н.А. Адаменко, Ю.П. Трыков, Э.В. Седов, А.В. Фетисов // Материаловедение. 2001. № 1. С. 36–40.

2. **Применение** ударно-волновой обработки для сварки изделий из фторопласта-4 / А.И. Павлов, Н.А. Адаменко, Ю.П. Трыков и др. // Сварочное производство. 1997. № 10. С. 41–48.

3. **Свойства** сварных соединений композиционного материала с промежуточными активированными прослойками / Н.А. Адаменко, Ю.П. Трыков, А.В. Фетисов, Э.В. Седов // Сварочное производство. 2000. № 8. С. 17–19.

4. **Адаменко Н.А., Трыков Ю.П., Седов Э.В.** Свойства фторопластовых композиционных материалов, полученных взрывным прессованием // Перспективные материалы. 1999. № 4. С. 68–72.

Термическая обработка сварных соединений из углеродистых и низколегированных сталей

Марка стали	Температура воздуха при сварке, °С	Толщина свариваемого металла, мм	Термическая обработка				Твердость НВ
			Операция	Температура нагрева, °С	Время выдержки, ч	Способ охлаждения	
10	При всех температурах	45	Отпуск (местный, общий) или нормализация всего изделия	640...660	1,0	На воздухе	160
				910...930	0,5		
20	До –10	35		630...650	1,5		180
	До –30	30		900...920	0,5		
	До –30	25					
45	Любая	До 25		620...640	1,5		200
				880...900	0,5	В теплоизоляции	
		≥25		620...640	1,5		
16ГС	До 0	25	Отпуск	630...650	1,5	На воздухе	180
15ХМ	До –20	До 25		680...700	3,0		200
		≥25				В теплоизоляции	
40Х	Любая	До 25	Отпуск (сразу после сварки)	630...650	2,0	На воздухе	200
		≥25				В теплоизоляции	

Р.Н. Сайфуллин *(Башкирский государственный аграрный университет, Уфа)*

Влияние неметаллических компонентов на прочность сцепления порошкового покрытия

Исследовано влияние неметаллических компонентов, применяемых для улучшения свариваемости и технологичности приварки, на прочность сцепления порошкового покрытия при восстановлении изношенных деталей машин и получении покрытий различного назначения. Установлено, что раствор канифоли наиболее полно отвечает комплексу свойств, предъявляемых к материалам, использующимся в качестве связующих для металлических порошков при их электроконтактной приварке.

Influence of non-metal inclusions used for improving welding and technological characteristics on the strength of powder coating adhesion for restoring outworn machine components and for obtainings coating for different purposes was investigated. Rosin solution appeared to correspond most fully to the combination of properties essential for the materials used as binders for metal powders in the process of electro-contact welding.

Использование порошковых композиций позволяет получать покрытия с разнообразными свойствами.

При *электроконтактной приварке* (ЭКП) порошковых материалов на изношенные детали машин может подаваться порошок в смеси со связующим или с материалом, который придает вязкость порошковой смеси в целях улучшения свариваемости и технологичности приварки. Связующими могут служить различные полимерные и клеящие вещества, обеспечивающие образование слоя на поверхности изношенной детали (рис. 1) для последующей ЭКП.

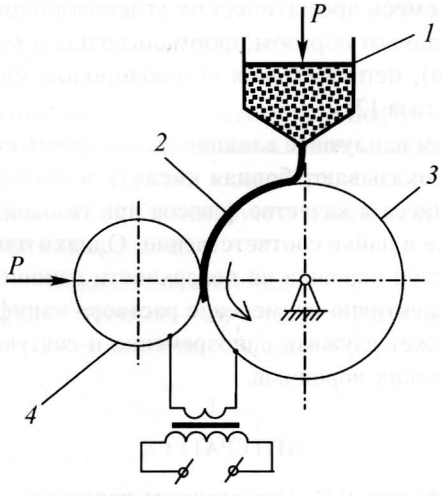


Рис. 1. Схема формирования слоя порошковой композиции на поверхности детали с последующей приваркой:
1 – бункер с шихтой; *2* – порошковая композиция; *3* – восстанавливаемая деталь; *4* – роликовый электрод

В качестве связующих применяли растворы поливинилбутираля, канифоли и желатины, в качестве материала, улучшающего свариваемость, – борную кислоту. Выбор материалов объясняется следующим. Из предварительных экспериментов известно [1], что раствор поливинилбутираля обладает наилучшими связующими свойствами для формирования слоя при ЭКП, раствор канифоли – худшими связующими свойствами, но предположительно должен улучшать свариваемость, а раствор желатины, обладая наихудшими связующими свойствами, наименее вреден для здоровья при ЭКП в сравнении с вышеназванными компонентами.

В целях оценки влияния неметаллических компонентов, применяемых для формирования порошкового слоя на поверхности детали, были проведены эксперименты по определению прочности сцепления с основой порошковых композиций с разными наполнителями. В качестве металлического компонента использовали железный порошок марки ПЖР3.200.28, а в качестве неметаллических составляющих – материалы, указанные выше как связующие (при этом для оценки влияния на прочность сцепления кроме раствора борной кислоты использовали это вещество в виде порошка).

Методика эксперимента включала подготовку шихт, в которых присутствовало одинаковое количество неметаллических компонентов по массе и концентрации в растворе. Подготовка шихты предусматривала прессование в цилиндре диаметром 3 мм подготовленных компонентов при одинаковом давлении

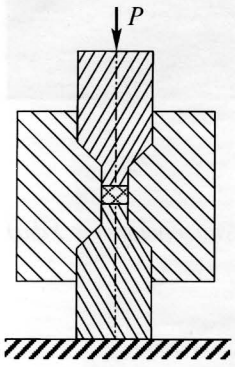


Рис. 2. Схема подготовки шихты

(рис. 2). Спрессованные навески имели одинаковое количество неметаллических компонентов, излишки которых вытеснялись через неплотности сопряжения. Далее спрессованный образец стачивался до толщины 2 мм.

Приварку проводили на точечной машине МТ-1222 на одинаковых режимах; при этом применяли электроды с большим диаметром контактной поверхности (∅ 20 мм), за счет чего достигались концентрация тока в соединении пластина–шихта и параллельность привариваемых пластин (рис. 3).

Сила тока при ЭКП, которую измеряли с помощью измерителя сварочного тока АСУ-1М, находилась в интервале от 9,2 до 9,7 кА. Длительность импульса тока для всех образцов составляла 0,8 с. В одной серии использовали шесть образцов.

Результаты экспериментов приведены в таблице.

Для сравнения средних арифметических значений результатов измерений прочности сцепления применяли критерий Стьюдента при уровне значимости $\alpha = 0{,}05$. У составов, содержащих компоненты 3–4–5, 1–4, 2–6, разность этих значений не являлась достоверной.

По результатам экспериментов видно, что при приварке чистого железного порошка (без компонентов) прочность сцепления меньше, чем в случае применения дополнительных компонентов. Это можно объяснить повышенным электросопротивлением последних за счет использования неэлектропроводных растворов и, как следствие этого, повышенной температурой в зоне приварки. Но в то же время при электроконтактной приварке продукты горения органических растворов снижают как прочность сцепления приваренной шихты с основой, так и прочность самого покрытия, что видно при применении раствора желатины. Использование поливинилбутираля обеспечивает хорошие связующие свойства и удовлетворительную прочность сцепления при ЭКП, но сдерживается экологическим фактором, так как при ЭКП происходят термическое разложение связующего полимера и его выгорание, при котором образуется сложная смесь ароматических углеводородов, альдегидов (главным образом, формальдегида и масляного альдегида), непредельных углеводородов, фенолов и угарного газа [2].

Прочность сцепления образцов с различными неметаллическими компонентами

№ п/п	Компонент	Прочность сцепления, МПа
1	Поливинилбутираль (раствор)	204,2
2	Желатина (раствор)	141,9
3	Канифоль (раствор)	230,8
4	Борная кислота (раствор)	214,7
5	Борная кислота (порошок)	237,5
6	ПЖР3.200.28 (порошок)	152,5

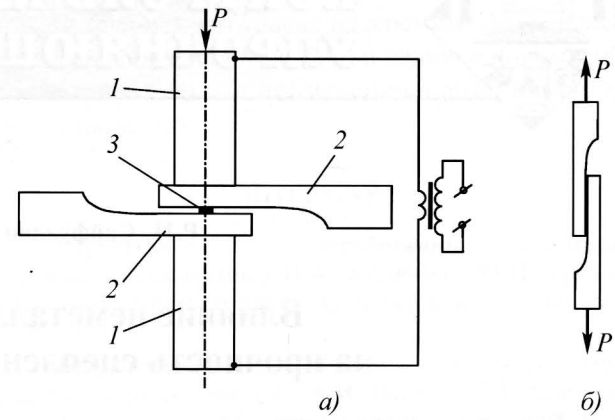


Рис. 3. Схемы электроконтактной приварки (*а*) и определения прочности сцепления (*б*):
1 – электроды; *2* – стальные пластины; *3* – прессованная шихта

В целом наилучшее влияние на прочность сцепления образцов оказывают борная кислота и канифоль, использующиеся в качестве флюсов при газовой, кузнечной сварке и пайке соответственно. Однако для формирования слоя порошка на поверхности изношенной детали перспективно применение раствора канифоли, так как он может служить одновременно и связующим для металлических порошков.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Сайфуллин Р.Н.** Исследование порошково-полимерных лент для восстановления изношенных деталей // Технология металлов. 2000. № 3. С. 11–13.

2. **Вредные** вещества в промышленности. Органические вещества: справ. Л.: Химия. Ленингр. отд-ние, 1985. 464 с.

В.П. Табаков, М.Ю. Смирнов, А.В. Циркин, А.В. Чихранов *(Ульяновский ГТУ)*

Оценка формоустойчивости режущего клина инструмента с износостойким покрытием*

Исследованы процессы пластической деформации режущего клина инструмента из твердого сплава МК8 и быстрорежущей стали Р6М5К5 с износостойким покрытием TiN. Разработана методика оценки формоустойчивости режущего клина инструмента.

Processes of plastic deformation of a cutting wedge of the tool from cemented carbide MK8 and HSS steel P6M5K5 with wearproof coating TiN are investigated. The method of form resistance estimation of cutting wedge of the tool is developed.

Разрушение *износостойкого покрытия* (ИП) в процессе резания происходит в результате образования в нем трещин. Одной из причин их возникновения являются упругопластические деформации режущего клина инструмента, поэтому важна разработка методики, позволяющей теоретически оценить формоустойчивость режущего клина инструмента с ИП.

Исследования процессов изменения формы режущего клина в процессе резания носят в основном описательный характер и чаще всего основываются на изучении профилограмм контактных площадок на передней поверхности *режущего инструмента* (РИ) и получении частных экспериментальных зависимостей величины опускания вершины клина (перемещения относительно основной плоскости) от времени его работы [1–3].

Деформирование режущей части инструмента происходит под действием высоких контактных напряжений и температур. При этом инструментальный материал находится под действием так называемой высокотемпературной ползучести, описываемой выражением

$$\varepsilon_{\text{п}} = A\sigma^k t_{\text{н}}^m, \qquad (1)$$

где $\varepsilon_{\text{п}}$ – относительная пластическая деформация;

A и k – коэффициенты, зависящие от свойств материала и температуры;

σ – действующие в материале напряжения, ГПа;

$t_{\text{н}}$ – время нагрева, с;

$m \approx 1/3$ – показатель степени.

Скорость относительной пластической деформации при ползучести из выражения (1)

$$\frac{d\varepsilon_{\text{п}}}{dt} = \frac{A}{3}\sigma^k t_{\text{н}}^{-\frac{2}{3}}. \qquad (2)$$

Для нахождения значений коэффициентов A и k в выражении (2) можно воспользоваться методом длительной твердости, который отличается от обычного измерения твердости при повышенной температуре лишь бóльшим временем выдержки индентора под нагрузкой $t_{\text{и}}$.

При измерении твердости использовали алмазный конус Роквелла с углом при вершине $2\psi = 120°$. В качестве исследуемых материалов были выбраны твердый сплав МК8 и быстрорежущая сталь Р6М5К5. Температура нагрева образцов при измерении твердости составляла: 20...900 °С для МК8, 20...600 °С для Р6М5К5. Твердость по Мейеру НМ определяли по формуле

$$\text{НМ} = \frac{P}{F} = \frac{4P}{\pi d_{\text{и}}^2}, \qquad (3)$$

где P = 200 Н – нагрузка на индентор;

F – площадь проекции отпечатка, м^2;

$d_{\text{и}}$ – диаметр отпечатка, м.

Результаты измерения твердости НМ представлены на рис. 1.

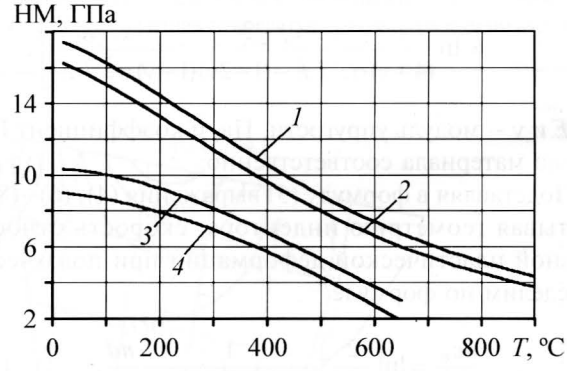


Рис. 1. Зависимость твердости по Мейеру НМ твердого сплава МК8 (*1*, *2*) и быстрорежущей стали Р6М5К5 (*3*, *4*) от температуры *T*:
1, 3 – $t_{\text{и}}$ = 15 с; *2, 4* – $t_{\text{и}}$ = 5 мин

*Работа выполнена в рамках гранта РФФИ 2006–2008 гг. (№ 06-08-00400) "Теоретическое и экспериментальное исследование закономерностей разрушения многоэлементных покрытий режущего инструмента".

Диаметр отпечатка определяли по формуле [4]

$$d_и = bt_и^n, \quad (4)$$

где b и n – коэффициенты.

Согласно работе [4] скорость пластической деформации при ползучести под индентором описывается выражением

$$\frac{d\varepsilon_п}{dt_и} = \frac{\varepsilon_п c}{c_1}\frac{1}{\sqrt{F}}\frac{dh}{dt_и}, \quad (5)$$

где c – коэффициент формы индентора при измерении твердости по Мейеру НМ;

h – глубина проникновения индентора, м;

c_1 – коэффициент, зависящий от склонности материала к деформационному упрочнению.

Относительная пластическая деформация, возникающая при внедрении индентора, [4]

$$\varepsilon_п = \ln\left(\frac{1}{\sin\psi}\right). \quad (6)$$

Коэффициент c_1 определяется размерами пластической области D под индентором и размером отпечатка d:

$$c_1 = \frac{D-d}{d}. \quad (7)$$

Размер пластической области под индентором [4]

$$D = \sqrt{\frac{6P}{\pi\sigma_т}}, \quad (8)$$

где $\sigma_т$ – предел текучести материала.

Для нахождения $\sigma_т$ воспользуемся уравнением Р. Хилла [4]:

$$\frac{НМ}{\sigma_т} = \frac{2}{3}\left[1 + \frac{3}{3-(1-2\nu)\sigma_т / E} \times \ln\frac{3}{(4+\nu)\sigma_т / E - (1-2\nu)(1+\nu)\sigma_т^2 / E}\right], \quad (9)$$

где E и ν – модуль упругости, Па, и коэффициент Пуассона материала соответственно.

Подставляя в формулу (5) выражения (4), (6)–(8) и учитывая геометрию индентора, скорость относительной пластической деформации при ползучести определим по формуле

$$\frac{d\varepsilon_п}{dt_и} = \ln\left(\frac{2}{\sqrt{3}}\right)\frac{1}{\sqrt{6D/(\pi\sigma_т)} - d}\frac{nd}{t_и}. \quad (10)$$

Согласно работе [4] для упрочняемых материалов между величиной твердости по Мейеру НМ и напряжением σ, действующим в материале при одноосном растяжении, существует корреляционная зависимость

$$НМ = 3\sigma. \quad (11)$$

После приравнивания правых частей выражений (2) и (10) и использования выражений (9) и (11) в Mathcad 7.0 Professional были получены зависимости для определения скорости относительной пластической деформации материала при его ползучести от действующих в нем напряжений при различных температурах. Методом наименьших квадратов были установлены регрессионные зависимости коэффициентов A и k (табл. 1).

Для оценки процессов ползучести, протекающих при резании в режущем клине инструмента, необходимо установить распределение в нем температур и напряжений. С этой целью были проведены экспериментально-аналитические исследования теплового и напряженного состояния режущего клина инструмента с покрытием TiN при продольном точении заготовок из стали 30ХГСА. Режимы резания: для твердосплавного инструмента – v = 180 м/мин, S = 0,15 мм/об, t = 0,5 мм; для быстрорежущего инструмента – v = 55 м/мин, S = 0,3 мм/об, t = 0,75 мм (обработку проводили с применением СОЖ). Для экспериментальных исследований использовали режущие пластины со следующими параметрами: твердый сплав – $\gamma = -5°$, $\alpha = 5°$, $\varphi = 45°$, $\varphi_1 = 45°$, $\lambda = -5°$, r = 1,0 мм; быстрорежущая сталь – $\gamma = 10°$, $\alpha = 8°$, $\varphi = 45°$, $\varphi_1 = 15°$, $\lambda = 0$, $r = 0$.

Для расчета температур и напряжений экспериментально определяли контактные характеристики процесса резания: полную длину контакта стружки с передней поверхностью C_γ, коэффициент укорочения стружки K_l и составляющие силы резания P_x, P_y, P_z. Распределение контактных температур и напряже-

Таблица 1

Температурные зависимости коэффициентов *A* и *k* для инструментальных материалов

Материал	Зависимости
МК8	$A = \exp(-1{,}265\cdot10^{-5}T^2 + 3{,}777\cdot10^{-2}T - 32{,}456)$
	$k = -8{,}472\cdot10^{-15}T^5 + 3{,}881\cdot10^{-11}T^4 - 6{,}102\cdot10^{-8}T^3 + 4{,}337\cdot10^{-5}T^2 - 2{,}089\cdot10^{-2}T + 14{,}86$
Р6М5К5	$A = \exp(1{,}887\cdot10^{-8}T^3 + 2{,}089\cdot10^{-6}T^2 + 7{,}264\cdot10^{-3}T - 15{,}044)$
	$k = -4{,}349\cdot10^{-8}T^3 + 2{,}717\cdot10^{-5}T^2 - 7{,}683\cdot10^{-3}T + 7{,}471$

ний, действующих на передней и задней поверхностях режущего клина инструмента, рассчитывали по методикам А.Н. Резникова [5] и Н.Н. Зорева [6] и исследовали в главной секущей плоскости с использованием пакета прикладных программ ANSYS. При изучении распределения напряжений в режущем клине инструмента рассматривали напряжения σ_x и σ_y, действующие в направлении, соответственно параллельном передней поверхности и перпендикулярном к ней.

Некоторые результаты расчета представлены в табл. 2 и 3. На рис. 2–4 в качестве примера показаны поля распределения температур и напряжений в режущем клине твердосплавного и быстрорежущего РИ с покрытием TiN.

С использованием полученных данных о температуре и напряжениях и ранее установленных зависимостей для определения скорости пластических деформаций при ползучести были рассчитаны относительные пластические деформации при ползучести в режущем клине инструмента (рис. 5). Как видно, для твердосплавного РИ деформациям ползучести подвергаются слои инструментальной основы, прилегающие к передней (по длине контакта C_γ) и задней

Таблица 2

Контактные характеристики процесса резания при точении заготовок из стали 30ХГСА инструментом с покрытием TiN

Материал инструмента	C_γ, мм	K_l	P_x, Н	P_y, Н	P_z, Н	q_n, МПа	q_f, МПа	σ_n, МПа	τ_f, МПа
МК8	0,447	1,77	69	114	197	624	379	1908	559
Р6М5К5	0,430	1,62	98	171	394	556	398	2045	620

Обозначения: C_γ – длина контакта РИ со стружкой по передней поверхности; K_l – коэффициент укорочения; q_n, σ_n, q_f, τ_f – соответственно нормальные и касательные удельные нагрузки и напряжения.

Таблица 3

Тепловые характеристики процесса резания при точении заготовок из стали 30ХГСА инструментом с покрытием TiN

Материал инструмента	$Q_п$, Вт	$Q_з$, Вт	$q_п$, МВт/м^2	$q_з$, МВт/м^2	$T_{п.ср}$, °С	$T_{з.ср}$, °С
МК8	46,0	–8,25	73,0	–117	845	410
Р6М5К5	13,8	–2,93	22,7	–41,6	408	212

Обозначения: $Q_п$, $Q_з$ и $q_п$, $q_з$ – мощности и интенсивности теплового источника соответственно по передней и задней поверхности (знак минус указывает на направление теплового потока из инструмента); $T_{п.ср}$, $T_{з.ср}$ – средняя температура соответственно по передней и задней поверхности.

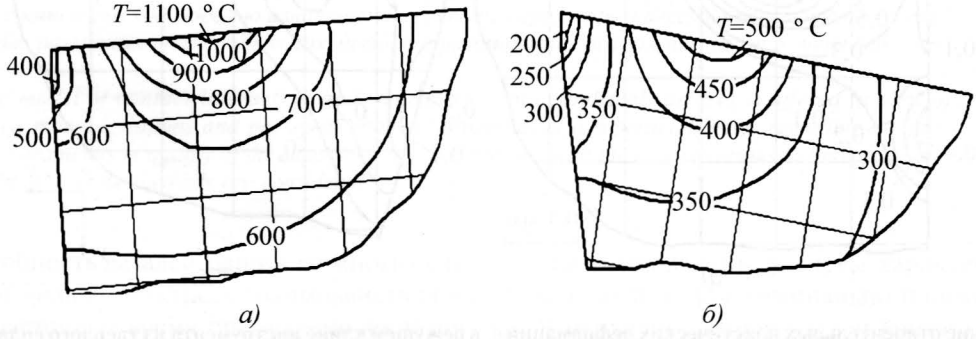


Рис. 2. Распределение температур *T* в режущем клине инструмента из твердого сплава (*а*) и быстрорежущей стали (*б*)

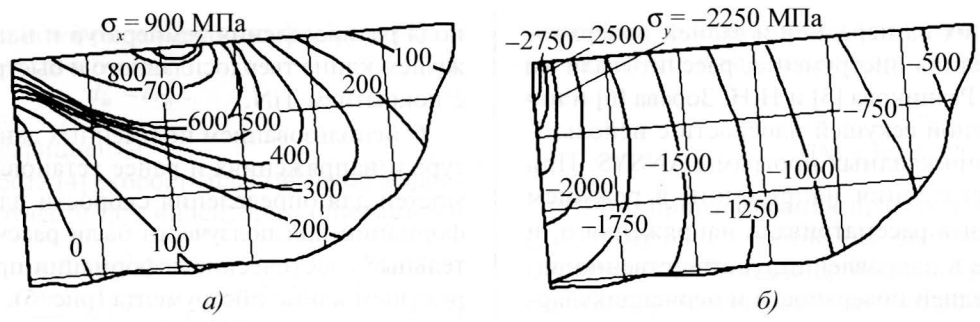


Рис. 3. Распределение напряжений σ_x (*а*) и σ_y (*б*) в режущем клине инструмента из твердого сплава с покрытием TiN

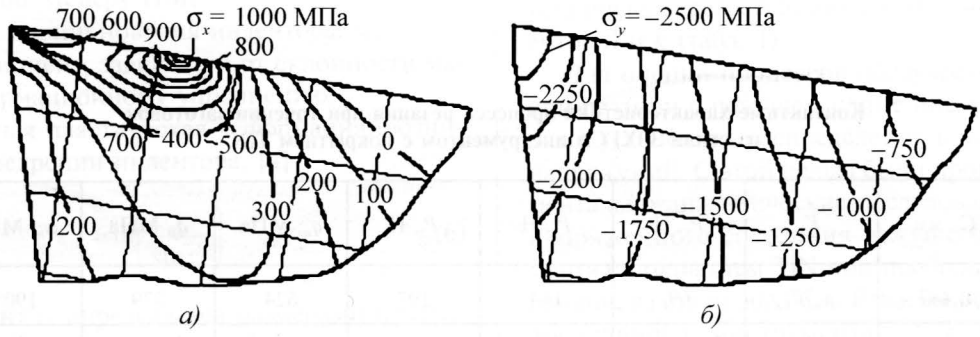


Рис. 4. Распределение напряжений σ_x (*а*) и σ_y (*б*) в режущем клине инструмента из быстрорежущей стали с покрытием TiN

поверхностям. Максимальная деформация на передней поверхности наблюдается на середине контакта стружки с передней поверхностью (на участке, равном $0{,}5C_\gamma$), где высокий уровень контактных температур интенсифицирует процессы ползучести. Деформации ползучести со стороны задней поверхности также максимальны в области наибольших температур.

Для быстрорежущего РИ характерно аналогичное распределение деформаций ползучести (рис. 5, *б*). Однако в данном случае преобладающее влияние на формоизменение режущего клина оказывает зона максимальных температур на задней поверхности инструмента, что связано с бóльшими напряжениями в режущем клине быстрорежущего РИ, работающего на меньших скоростях с применением СОЖ, и меньшими температурами на его передней поверхности в сравнении с твердосплавным инструментом.

Экспериментальное определение изменения формы режущего клина инструмента из твердого сплава МК8 и быстрорежущей стали Р6М5К5 с покрытием TiN при точении заготовок из стали 30ХГСА проводили по профилограммам контактных площадок на передней поверхности. Результаты исследований представлены на рис. 6 (штриховой линией показан профиль передней поверхности РИ, полученный на

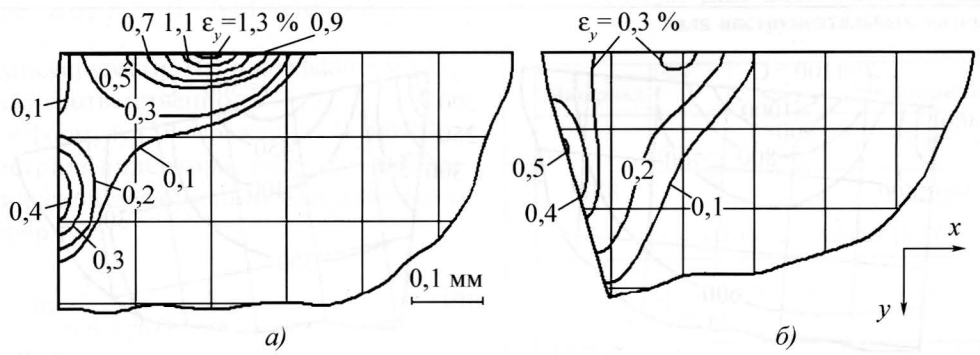


Рис. 5. Распределение относительных пластических деформаций ε_y в режущем клине инструмента из твердого сплава (*а*) и быстрорежущей стали (*б*) с покрытием TiN при $t_н$ = 15 мин

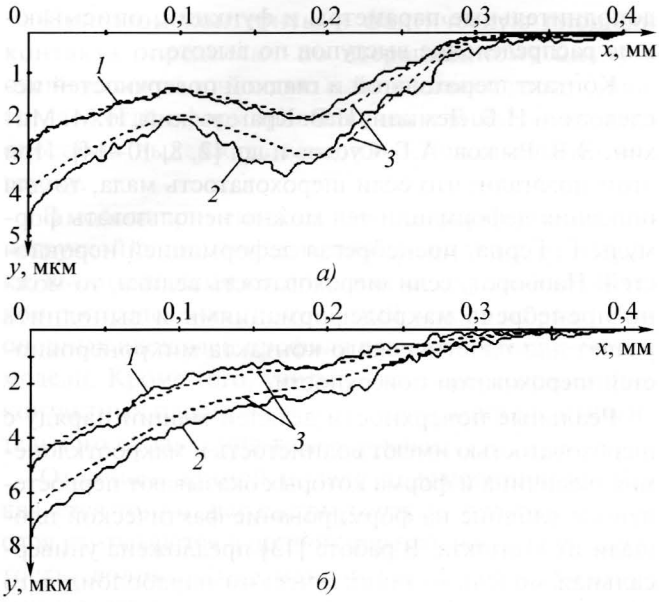


Рис. 6. Профилограммы контактных площадок на передней поверхности режущего клина инструмента из твердого сплава (*а*) и быстрорежущей стали (*б*) с покрытием TiN при точении заготовок из стали 30ХГСА:
1 – $t_н$ = 5 мин; *2* – $t_н$ = 15 мин; *3* – расчет

основании расчета изменения формы режущего клина при переходе от относительных деформаций к абсолютным).

Как видно, представленные данные показывают хорошее соответствие расчета с экспериментом, что подтверждает правильность полученных зависимостей для определения величины пластических деформаций инструментальных материалов при ползучести.

Разработанная методика оценки формоустойчивости режущего клина инструмента, основанная на расчете пластических деформаций при ползучести, позволяет оценивать процессы зарождения и развития трещин в покрытии и в итоге прогнозировать работоспособность РИ с износостойкими покрытиями.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Бетанели А.И.** Прочность и надежность режущего инструмента. Тбилиси: Сабчота Сакартвело, 1973. 302 с.

2. **Талантов Н.В.** Физические основы процесса резания, изнашивания и разрушения режущего инструмента. М.: Машиностроение, 1992. 240 с.

3. **Верещака А.С., Табаков В.П.** Физические основы процесса резания и изнашивания режущего инструмента с износостойкими покрытиями / Ульяновск: УлГТУ, 1998. 144 с.

4. **Булычев С.И., Алехин В.П.** Испытание материалов непрерывным вдавливанием индентора. М.: Машиностроение, 1990. 224 с.

5. **Резников А.Н.** Теплофизика процессов механической обработки материалов. М.: Машиностроение, 1981. 279 с.

6. **Зорев Н.Н.** Вопросы механики процесса резания металлов. М.: Машгиз, 1956. 367 с.

УДК 539.375

В.П. Матлахов *(Брянский ГТУ, Учебно-научный технологический институт)*

Обеспечение износостойкости цилиндрических поверхностей трения упрочнением

Предложена модель контактного взаимодействия и изнашивания цилиндрических поверхностей с учетом шероховатости, волнистости, макроотклонений и физико-механических свойств поверхностного слоя. В соответствии с кинетической моделью изнашивания выбраны параметры качества поверхностного слоя, управляемые с помощью различных технологических методов, рассмотрены возможности этих методов.

The model of contact interaction and wear process of cylindrical surfaces is offered in view of a roughness, a sinuosity, macrodeviations and physicomechanical properties of a superficial layer. According to kinetic model of wear process parameters of quality of the superficial layer, controlled with the help of various technological methods are chosen, possibilities of these methods are considered.

Работоспособность деталей машин во многих случаях зависит от вида контактного взаимодействия их элементов. В настоящее время предложено достаточно большое число моделей контактного взаимодействия и проведены расчеты характеристик контакта в основном для номинально плоских поверхностей. В меньшей степени изучен контакт цилиндрических поверхностей.

Тип сопряжения цилиндр–цилиндр характеризуется линейным видом контакта при начальном соприкосновении его деталей.

Контакт цилиндрических гладких поверхностей был рассмотрен Г. Герцем, Н.М. Беляевым, А.Н. Динником, С.Д. Пономаревым, В.А. Бидерманом, С.П. Тимошенко, Дж. Гудьером [1] и рядом других ученых.

Вследствие волнистости и шероховатости поверхностей касание двух твердых тел всегда дискретно, т.е. происходит в отдельных точках. В связи с этим различают геометрическую, номинальную (с учетом влияния макроотклонений), контурную (с учетом влияния волнистости) и фактическую (с учетом влияния шероховатости) площади контакта. Применительно к этим площадям рассматривают соответствующие давления. Следовательно, модель шероховатого тела может быть представлена набором выступов, причем последние необходимо описать рядом параметров, характеризующих их геометрическую форму. Исследования рельефа поверхностей различными средствами дают представления о форме и размерах выступов. Для простоты и наглядности конечного результата необходимо выбрать модель единичного выступа из ряда простейших геометрических фигур.

Построены и рассчитаны *модели шероховатой поверхности* с неровностями в виде: сферических сегментов [2–4], цилиндров [5–7], стержней [2], пирамид [7], эллипсоидов [8, 9].

Из перечисленных форм неровностей наиболее полно удовлетворяют всем условиям сферическая, цилиндрическая и эллипсоидальная [3]. *Стержневая* модель предполагает постоянство среднего размера фактического пятна контакта при изменении нагрузки, что противоречит экспериментальным данным. *Сферическая* модель вносит небольшую погрешность заменой радиусов кривизны в продольном и поперечном направлениях эквивалентным радиусом. *Эллипсоидальная* модель представляется более реальной, особенно для тех поверхностей, технология получения которых связана с наличием движения инструмента относительно обрабатываемой поверхности [10].

Сравнительный анализ этих трех типов моделей, выполненный Э.В. Рыжовым, показал, что при расчете площадей касания результаты по стержневой модели отличаются от результатов по эллипсоидальной на 25...30 %, а расчеты по сферической от эллипсоидальной – на 10...15 % [8].

На раннем этапе развития расчетных методов рассматривались модели с одинаковой высотой выступов (вырожденное распределение, модели не отражали реальной картины). В настоящее время вводятся дополнительные параметры и функции, описывающие распределение выступов по высоте.

Контакт шероховатой и гладкой поверхностей исследовали Н.Б. Демкин, И.В. Крагельский, Н.М. Михин, Э.В. Рыжов, А.Г. Суслов и др. [2, 8, 10–14]. При этом полагали, что если шероховатость мала, то для описания деформации тел можно использовать формулы Г. Герца, пренебрегая деформацией неровностей. Наоборот, если шероховатость велика, то можно пренебречь макродеформациями и выполнить расчет для пластического контакта микронеровностей шероховатой поверхности.

Реальные поверхности деталей машин наряду с шероховатостью имеют волнистость и макроотклонения, величина и форма которых оказывают первостепенное влияние на формирование фактической площади их контакта. В работе [13] предложена универсальная модель – эллиптический параболоид n-го порядка, наиболее точно описывающая выступы и впадины как шероховатости, так и волнистости и позволяющая проводить теоретические расчеты контактного сближения сопрягаемых поверхностей, обработанных различными методами, а также учитывать топографию поперечного и продольного профиля. Указанное несущественно для весьма гладких поверхностей, но имеет значение для шероховатых, так как у последних шероховатость в направлении скольжения несоизмеримо меньше шероховатости в перпендикулярном направлении [2].

Для этой модели сечения, получаемые от пересечения профиля шероховатости с плоскостью, перпендикулярной к средней плоскости, представляют параболы n-го порядка, а с плоскостью, параллельной средней плоскости, – эллипсы.

Основное отличие данной модели от существующих состоит в том, что расчет параметров контактного взаимодействия состоит из следующих этапов:

1) моделирование геометрического контакта поверхностей, одна из которых представляется гладкой и упругой, а другая – с приведенной (эквивалентной) шероховатостью, волнистостью и макроотклонениями;

2) моделирование волнистой поверхности на участках номинальной площади контакта в виде набора эллиптических параболоидов, определение участков контурной площади контакта;

3) моделирование шероховатой поверхности в виде набора эллиптических параболоидов на участках контурной площади контакта, определение фактической площади контакта;

4) расчет сближения контактирующих поверхностей и распределения давлений вдоль образующих цилиндрических поверхностей.

При этом контурную и фактическую площади контакта определяют по итерационному циклу с очень высокой точностью и заканчивают расчет лишь тогда, когда сформировавшаяся площадь контакта способна выдержать внешнюю приложенную нагрузку.

В модели применяются набор деформируемых под нагрузкой эллиптических параболоидов 2-го порядка, высоты вершин которых имеют определенный закон распределения, полученный исходя из равенства опорных площадей профиля реальной поверхности и модели. Кроме того, учитывается перераспределение контактных площадей и нагрузок вследствие относительного скольжения вала и втулки.

Отличием данной модели от вышеприведенных является то, что параметры качества поверхностного слоя учитываются в полной мере, включая шероховатость, волнистость, макроотклонения и физико-механические свойства поверхностного слоя, и контакт цилиндрических не сводится к контакту номинально плоских поверхностей.

Для инженерных расчетов написана программа в среде программирования Delphi 7. В ней содержатся формализованные алгоритмы, соответствующие используемым моделям. Для последующего анализа по желанию пользователя исходные данные и результаты расчетов можно экспортировать в электронную книгу Excel в виде таблицы. Программа имеет удобный интерфейс.

Модель контактного взаимодействия цилиндрических поверхностей

При моделировании геометрического контакта рассматривается некоторый участок цилиндрической поверхности, расположенный вдоль образующей в сечении цилиндра плоскостью, проходящий через ее центр. Эта элементарная площадка является лишь частью общей геометрической площади контакта цилиндрических поверхностей и представляет собой участок цилиндрической поверхности, ширина которого определяется длиной большей полуоси эллиптического параболоида при моделировании волнистости [13, 15].

Допуская, что на всей поверхности трения контактное взаимодействие происходит аналогично взаимодействию на рассматриваемом участке, можно ввести масштабный коэффициент, определяющий его размеры:

$$K_0 = \frac{200A}{\pi l p Sm_w tm_w}, \qquad (1)$$

где A – геометрическая площадь контакта;

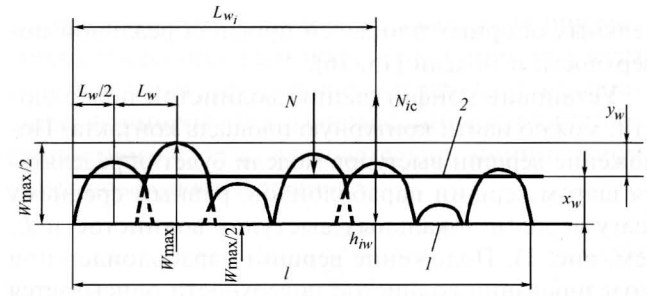


Рис. 1. Расчетная схема моделирования контакта цилиндрических поверхностей:
1, 2 – поверхности вала и втулки соответственно; l – ширина втулки; y_w – сближение контактирующих поверхностей; x_w – уровень сечения модели поверхностей

l – длина образующей контактирующих цилиндров;

Sm_w, tm_w – параметры волнистости;

p – коэффициент, учитывающий соотношение длин полуосей эллиптических параболоидов.

На участках номинальной площади контакта моделируется волнистая поверхность, модель которой представляет собой набор деформируемых под нагрузкой эллиптических параболоидов 2-го порядка, вершины которых имеют определенный закон распределения (рис. 1 и 2).

С учетом [14] площадь сечения i-го параболоида на уровне x_w определяется выражением

$$P_{iw} = p\pi p_w^2 (h_{iw} - x_w)/h_{iw}, \qquad (2)$$

где $p_w = Sm_w tm_w/200$.

Закон и параметры распределения высот выступов параболоидов находятся с помощью приближенных методов на ЭВМ исходя из условия равенства относи-

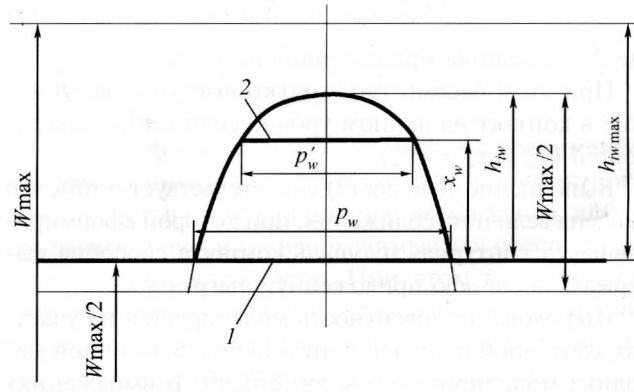


Рис. 2. Форма выступов модели волнистой поверхности:
1, 2 – контактирующие поверхности трения; p_w, p'_w – длины поперечных полуосей эллипсов соответственно на уровне средней плоскости и уровне сечения x_w; h_{iw} – высота i-го выступа модели волнистой поверхности; Wmax – максимальная высота профиля волнистости

тельных опорных площадей профиля реальной поверхности и модели [15, 16].

Установив конфигурацию волнистой поверхности, можно найти контурную площадь контакта. Положение вершин выступов модели будет определяться шагом вершин параболоидов, равным среднему шагу вершин локальных выступов волнистости L_w (см. рис. 1). Положение вершин параболоидов при моделировании волнистой поверхности описывается выражениями:

$$\begin{cases} L_{w_i} \in [0; d]; \\ L_{w_l} = L_w/2; \\ L_{w_i} = L_{w_{(i-1)}} + L_w. \end{cases} \quad (3)$$

Площадь сечения i-го параболоида для участков контурной площади контакта, ограниченной (3), с учетом упругих деформаций выступов

$$P_{ic} = p\pi p_w^2 (h_{iw} - x_w - y_{\text{упw}})/h_{iw}, \quad (4)$$

где упругие деформации согласно [14]

$$y_{\text{упw}} = (1-\mu^2)ck\sigma_{\text{т}} P_{iw}/(\pi E r_{iw}). \quad (5)$$

Реакция каждого выступа

$$N_{ic} = ck\sigma_{\text{т}} P_{ic}(1+f^2)^{1/2}, \quad (6)$$

где f – коэффициент трения;

c – коэффициент стеснения материала;

k – коэффициент упрочнения поверхностного слоя.

Зададимся некоторой величиной сближения y_w, обусловленной уровнем сечения $x_w \in [W\max/2; W\max]$ (см. рис. 1) и оценим выполнение условия

$$|(K_0 \Sigma N_{ic} - N)/N| \le \varepsilon, \quad (7)$$

где N – внешняя приложенная нагрузка.

При этом рассмотрим только выступы, вступившие в контакт на данном уровне сближения поверхностей ($h_{iw} > x_w + y_{\text{упw}}$).

Выполнение условия (7) свидетельствует о том, что найдена величина сближения, при которой сформировавшаяся контурная площадь контакта способна выдержать внешнюю приложенную нагрузку.

Шероховатая поверхность моделируется на участках контурной площади контакта по аналогичной методике моделирования волнистости. В выражениях (1)–(7) необходимо заменить величины K_0, Sm_w, tm_w, P_{iw}, p_w, h_{iw}, x_w, $W\max$, h_w, L_w на K_{0r}, Sm, tm, P_{irj}, p_r, h_{ijr}, x_r, $R\max$, h_r, S соответственно.

Определим фактическую площадь контакта, на которой моделируется шероховатая поверхность. Положение вершин выступов модели определяется шагом вершин параболоидов, равным среднему шагу вершин локальных выступов шероховатости.

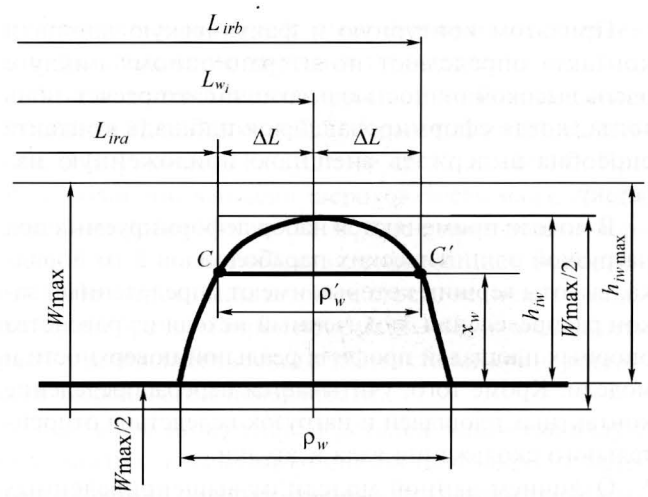


Рис. 3. Схема моделирования шероховатой поверхности на выступах волн:

CC' – зона моделирования фактической площади контакта

Учитывая, что фактическая площадь контакта моделируется на участках контурной, т.е. на сечениях параболоидов, вступивших в контакт при моделировании волнистой поверхности (для которых $h_{iw} > x_w + y_{\text{упw}}$), положение ij-й вершины параболоида при моделировании шероховатой поверхности (рис. 3) рассчитывается по следующим выражениям:

$$\begin{cases} L_{irj} \in [L_{ira}; L_{irb}]; \\ L_{ir1} = L_{ira} + S/2; \\ L_{irj} = S_{ir(j-1)} + S, \end{cases} \quad (8)$$

где $L_{ira} = L_{w_i} - \Delta L$; $L_{irb} = L_{w_i} + \Delta L$; $\Delta L = p_w [2(h_{iw} - x_w)/W\max]^{1/2}$.

Площадь сечения ij-го параболоида для участков фактической площади контакта, ограниченной (8), с учетом упругих деформаций выступов

$$P_{ijr} = p\pi p_r^2 (h_{ijr} - x_r - y_{\text{упr}})/h_{ijr}, \quad (9)$$

где упругие деформации с учетом [14]

$$y_{\text{упr}} = \frac{(1-\mu^2)ck\sigma_{\text{т}} P_{irj}}{\pi E r_{irj}}. \quad (10)$$

Реакция каждого выступа

$$N_{ijr} = ck\sigma_{\text{т}} P_{ijr}(1+f^2)^{1/2}. \quad (11)$$

Для параболоидов, относящихся к волнистой поверхности и вступивших в контакт (т.е. $h_{iw} > x_w + y_{\text{упw}}$,

величина x_w определена при выполнении условия (7)), рассчитаем положение их вершин для шероховатой поверхности по (8) и распределение высот выступов с учетом подстановки соответствующих параметров шероховатости.

Задавшись некоторой величиной сближения y_r, обусловленной уровнем сечения $x_r \in [R\max/2; R\max]$, проверим выполнение условия

$$\left|(K_{0r}\Sigma N_{ijr} - N)/N\right| \le \varepsilon, \qquad (12)$$

при этом учитывают выступы, вступившие в контакт, для которых $h_{ijr} > x_r + y_{упr}$.

Величина сближения, при которой образовавшаяся фактическая площадь контакта способна выдержать внешнюю приложенную нагрузку, установлена при выполнении условия (12).

Рассчитанные контурная и фактическая площади контакта, а также сближение сопряженных поверхностей позволяют путем статистических испытаний модели на ЭВМ установить распределение давлений вдоль поверхности контакта и прогнозировать износостойкость сопряженных поверхностей трения.

Расчет параметров качества, управляемых технологическими методами

В соответствии с кинетической моделью изнашивания [15]

$$J_t = K_J C_x^m C_F^n, \qquad (13)$$

где J_t – ожидаемая скорость изнашивания сопряженных цилиндров;

K_J – коэффициент изнашивания;

C_x – параметр, характеризующий качество поверхностного слоя;

C_F – параметр, характеризующий процесс трения;

m, n – коэффициенты, определяемые экспериментально.

Параметр C_x характеризует влияние микрогеометрии и физико-механических свойств поверхностного слоя [14]:

$$C_x = \frac{(RaWzH\max)^{1/6}}{tm^{3/2}Sm^{1/2}k^{2/3}\lambda'}, \qquad (14)$$

где Ra, Wz, $H\max$, tm, Sm – параметры шероховатости, волнистости и макроотклонений;

λ' – коэффициент, учитывающий влияние остаточных напряжений.

Параметр C_F определяется исходя из следующих предпосылок. Триботехническая система, обменивающаяся с окружающей средой теплотой (в результате действия силы трения) и массой (в результате наличия диспергированных в процессе изнашивания частиц), находится в состоянии равновесия при минимуме рассеяния энергии, стабилизации процесса тепловыделения, установившемся процессе изнашивания, формировании равновесного состояния поверхностного слоя и, следовательно, минимальном износе поверхностей трения:

$$C_F = \frac{fq\upsilon}{[Q_{уд}]}, \qquad (15)$$

где f – коэффициент трения;

q – давление в зоне контакта;

υ – скорость относительного скольжения сопряженных цилиндрических поверхностей;

$[Q_{уд}]$ – допустимая удельная мощность трения.

Параметр C_F является безразмерной величиной, показывающей, насколько фактическая удельная мощность трения ($fq\upsilon$) отличается от допустимой по справочным данным $[Q_{уд}]$. Значение C_F должно стремиться к минимуму в соответствии с возможностями технологических методов отделочно-упрочняющей обработки.

Для цилиндрических пар трения необходимо обеспечить минимальный суммарный износ в направлении сближения сопрягаемых поверхностей. Параметрами качества поверхностного слоя, управляемыми с помощью технологических методов, являются коэффициент упрочнения поверхностного слоя $k = HV/HV_{исх}$ и параметр C_x (см. формулу (14)), характеризующий в основном влияние качества поверхностного слоя на процесс изнашивания. Значения этих параметров рассчитывают согласно предлагаемой модели изнашивания (13):

$$k = \left(\frac{J_t}{K_J C_F^n}\right)^{-3/(2m)} \frac{(RaWzH\max)^{1/4}}{tm^{9/4}Sm^{3/4}\lambda^{3/2}}; \qquad (16)$$

$$C_x = \left[\frac{J_t}{K_J C_F^n}\right]^{1/m}. \qquad (17)$$

Зная требуемую износостойкость соединения вал–втулка и используя данную модель контактного взаимодействия и изнашивания, легко найти значения параметров k и C_x, необходимые для обеспечения нужной износостойкости. При этом не требуется проводить дорогостоящих и долговременных натурных испытаний. В зависимости от требуемых значений коэффициента упрочнения поверхностного слоя k и параметра C_x проводится выбор технологических методов и режимов упрочняющей и механической обработки.

Каждый из указанных технологических методов обработки имеет свои особенности и области применения и характеризуется определенными факторами,

обусловливающими процесс формирования параметров качества обрабатываемых поверхностей деталей. Каждому из факторов присущи свои количественные и качественные характеристики: определенные высотные и шаговые параметры неровностей; степень и глубина упрочнения; величина, знак и глубина залегания остаточных напряжений. Все эти характеристики были учтены при разработке представленной в данной статье модели.

Так, после наружного чистового точения $C_x = 0{,}6...1{,}2$, а коэффициент упрочнения поверхностного слоя $k = 1{,}1...1{,}3$. Возможности алмазного выглаживания несколько шире, что связано с обеспечением более высокого качества поверхностного слоя и значений $C_x = 0{,}25...0{,}6$ и $k = 1{,}2...1{,}7$. Электромеханическая обработка за счет широкого диапазона изменения режимов и возможности получения высокой твердости упрочненного слоя позволяет получать поверхности с $C_x = 0{,}12...0{,}65$, $k = 1{,}4...3{,}5$. После нанесения нитрид-титановых покрытий $C_x = 0{,}2...0{,}675$ и $k = 2{,}5...5$.

Например, если в результате статистических испытаний модели на ЭВМ для обеспечения требуемой долговечности пары трения типа вал–втулка потребовалось бы технологическими методами обеспечить параметр $C_x = 0{,}2$, а коэффициент упрочнения поверхностного слоя $k = 3$, то из приведенных выше технологических методов пришлось бы выбрать электромеханическую обработку или нанесение покрытий. Это связано с бóльшими диапазонами регулирования режимов этих методов обработки и степенью их влияния на формирование параметров качества и эксплуатационных свойств поверхностного слоя деталей.

Описанный подход позволяет путем проведения статистических испытаний предлагаемой модели на ЭВМ проводить научно обоснованный выбор технологических методов и режимов обработки с учетом их возможностей. Была проведена экспериментальная проверка предлагаемой модели, которая подтвердила правомерность данного подхода к решению задачи обеспечения требуемой износостойкости цилиндрических поверхностей трения.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Тимошенко С.П., Гудьер Дж.** Теория упругости. М.: Машиностроение, 1979. 560 с.
2. **Крагельский И.В.** Трение и износ. М.: Машиностроение, 1968. 480 с.
3. **Демкин Н.Б.** Контактирование шероховатых поверхностей. М.: Машиностроение, 1970. 270 с.
4. **Greenwood J.A., Williamson J.B.P.** Contact of nominally flat surfaces // Proc. Roy. Soc. Ser. A. 1966. Vol. 295. No. 1442. P. 300.
5. **Lincoln B.** Elastic deformation and the laws of friction // Nature. 1953. Vol. 172. P. 169.
6. **Ling F.F.** On asperity distribution of metallic surfaces // Appl. Phys. 1958. Vol. 29. No. 8. P. 1168–1174.
7. **Hisacado T.** On the mechanism of contact between solid surfaces (4th rep. // Bull. JSME. 1970. Vol. 13. No. 55. P. 129–139.
8. **Рыжов Э.В.** Контактная жесткость деталей машин. М.: Машиностроение, 1966. 195 с.
9. **Площадь** фактического контакта сопряженных поверхностей / П.Е. Дьяченко, Н.Н. Толкачева, Г.А. Андреев и др. М.: Изд-во АН СССР, 1963. 92 с.
10. **Крагельский И.В., Добычин М.Н., Комбалов В.С.** Основы расчетов на трение и износ. М.: Машиностроение, 1977. 526 с.
11. **Демкин Н.Б., Рыжов Э.В.** Качество поверхности и контакт деталей машин. М.: Машиностроение, 1981. 244 с.
12. **Михин Н.М.** Внешнее трение твердых тел. М.: Машиностроение, 1977. 221 с.
13. **Суслов А.Г.** Технологическое обеспечение параметров состояния поверхностного слоя деталей. М.: Машиностроение, 1987. 207 с.
14. **Суслов А.Г.** Качество поверхностного слоя деталей машин. М.: Машиностроение, 2000. 320 с.
15. **Горленко А.О.** Технологическое повышение долговечности деталей с криволинейными поверхностями // Справочник. Инженерный журнал. 2003. № 4. С. 60–62.
16. **Горленко А.О., Матлахов В.П.** Контактное взаимодействие цилиндрических поверхностей при трении скольжения // Механика и физика процессов на поверхности и в контакте твердых тел и деталей машин: межвуз. сб. науч. тр. / под ред. Н.Б. Демкина. Тверь: ТГТУ, 2006. С. 14–20.

АНОНС

Читайте в следующем номере журнала:

Тарасов А.Н., Макарский В.А., Павловский Н.Р. Структура и свойства упрочненных слоев при электроимпульсно-дуговом легировании поверхности стали ферросплавами.

В.П. Мордовин, А.В. Калмакова, О.Е. Узинцев
(Московский государственный индустриальный университет)

Получение, структура и сорбционные свойства водородаккумулирующих материалов с редкоземельными металлами

Рассмотрены химические, структурные и технологические аспекты металлогидридного аккумулирования водорода. Особое внимание уделено материалам на основе интерметаллида $LaNi_5$. Представлены результаты по разработке технологий получения указанных материалов. Установлено, что индукционной плавкой в атмосфере Ar и последующей заливкой сплава $LaNi_5$ в чугунную изложницу можно получить 100 % фазы $LaNi_5$ в структуре материала. Технология обработки смесей оксидов и металлов гидридом кальция (гидридно-кальциевый метод) наиболее экономична для получения рассматриваемых материалов.

The chemical, structural and technological aspects of the metal-hydride accumulation of hydrogen are considered. The materials based on intermetallic compound $LaNi_5$ are taken into particular consideration. Results of elaboration technologies of production such materials are brought. It is determined that protective argon atmosphere-induction melting with following casting alloy $LaNi_5$ into cast iron mould allows to get 100 % of phase $LaNi_5$ in structure of material. The technology of treatment of oxides and metals mixtures by calcium hydride (calcium-hydride method) is most economical for production considered materials.

Водородаккумулирующие материалы (ВАМ) металлогидридного типа позволяют осуществлять более компактное накопление водорода по сравнению с другими способами (в газообразном состоянии в баллонах и в жидком состоянии в криостатах). В образующихся гидридных фазах плотность атомов водорода в 1,5...2 раза превышает аналогичный показатель для жидкого водорода [1]. При металлогидридном аккумулировании, например, в порошке соединения $LaNi_5$ при давлении 0,4 МПа (4 атм) плотность водорода составляет такую же величину, как при давлении более 101 МПа (1000 атм) в случае аккумулирования в баллоне.

Металлогидридный способ аккумулирования не является новым: бинарные гидриды титана, циркония, *редкоземельных металлов* (РЗМ) давно используют в качестве источников чистого водорода. Однако синтез и разложение этих соединений происходят при высоких температурах (400...700 °С). При более низких температурах давление диссоциации бинарных гидридов слишком мало. Кроме того, кинетика реакций гидрирования металлов чувствительна к наличию малых примесей как в водороде, так и в металлах, а равновесие синтез ↔ диссоциация даже при высоких температурах устанавливается медленно [2].

Положение резко меняется, если рассматривать в качестве накопителей водорода некоторые сплавы, в том числе интерметаллические соединения. Принципиальной особенностью взаимодействия водорода с такими материалами является уникальная, не известная для бинарных гидридов, кинетика абсорбции водорода. При сохранении высоких плотностей накопления водорода синтез гидридных фаз на основе этих материалов осуществляется в течение 10...20 мин при комнатной температуре и давлениях водорода 0,1...2 МПа.

Реакцию образования и диссоциации гидридов в обобщенной форме можно записать следующим образом:

$$(2/x)\mathrm{Me} + \mathrm{H}_2 \Leftrightarrow (2/x)(\mathrm{MeH}_x), \qquad (1)$$

где Me и MeH_x – соответственно металл (индивидуальный или сплав, включая интерметаллид) и его гидрид.

При использовании сплавов, в том числе интерметаллидов, можно быстро сместить равновесие реакции (1) при небольшом изменении внешних условий – температуры и давления водорода. Это позволяет рассматривать такие материалы как удобные, обратимо действующие "аккумуляторы водорода". При этом выделяющийся из гидридных фаз водород содержит не более 0,001 % газообразных примесей [3].

Сорбционные свойства подобных материалов можно охарактеризовать с помощью изотерм абсорбции или десорбции, являющихся изотермическими

сечениями соответствующих p–T–C-диаграмм. В большинстве случаев рассматриваются три фазы в системе: α-фаза – твердый раствор водорода в металле, β-фаза – гидрид и газовая фаза – водород. Тройное равновесие в соответствии с правилом фаз Гиббса является нонвариантным, что определяет область постоянного давления (плато) на соответствующей изотерме. Давление плато определяет устойчивость гидридной фазы, а протяженность плато – сорбционную емкость (условно). В ряде случаев плато на изотермах не имеет явно выраженного характера и сорбционные характеристики задаются координатами соответствующих p–T–C-диаграмм [4].

ВАМ с редкоземельными металлами базируются на интерметаллидах типа RT_x (R – РЗМ, T – Fe, Co, Ni), чаще всего RT_5. Эти интерметаллиды с высокой скоростью взаимодействуют с водородом при температурах, близких к комнатной, и давлениях 0,1...1 МПа с образованием богатых водородом гидридов (отношение количества атомов водорода к количеству атомов металла в одном и том же объеме больше единицы). Наименьшая склонность к распаду с увеличением числа циклов "сорбция–десорбция водорода" характерна для интерметаллидов типа RT_5. Давление диссоциации гидридных фаз повышается в ряду RCo_5–RNi_5 [5].

Наибольшее число исследований посвящено изучению свойств интерметаллидов, легированных разными элементами соединения $LaNi_5$. Частичное замещение в нем никеля на марганец, алюминий, медь, железо, кобальт и другие элементы приводит к снижению давления плато p_p при данной температуре. Замещение лантана на другие РЗМ, в том числе на различные мишметаллы – к его повышению [5–7]. Установлено, что величина p_p очень чувствительна к составу материала [4].

В ряде работ приведены результаты исследований, в которых легирование соединения $LaNi_5$ происходит и со стороны лантана, и со стороны никеля. Так, в работе [8] приведены результаты исследований многокомпонентных и многофазных сплавов на основе мишметалла и не содержащих дефицитного и дорогого кобальта. Сравнение проводили со сплавом типа AB_5 с высоким содержанием кобальта. В результате был сделан вывод, что бескобальтовый сплав на основе мишметалла весьма перспективен для разработки менее дорогостоящих никель-металлогидридных (Ni–MH) аккумуляторных батарей, обладающих высокой емкостью и циклической стабильностью.

В патенте [9] предложены сплавы – накопители водорода, представленные формулой $RNi_aMn_bCo_cAl_dX_e$, где R – редкоземельный металл, включающий Sc и Y, более 95 % ат. которых состоят из одного или нескольких элементов: La, Ce, Nd и Pr; X – один или более из элементов Fe, Cu, Zn, V и Nb; $3{,}9 \le a < 6$; $0{,}45 \le b < 1{,}5$; $0{,}01 \le c < 0{,}3$; $0{,}4 \le d < 1{,}0$; $0 \le e < 0{,}2$; $5{,}2 \le a + b + c + d + e \le 7{,}5$. Сплав имеет матрицу со структурой типа $CaCu_5$, в которой распределены частицы фазы (размером 0,3...5 мкм), богатой марганцем. Сплав обладает стабильностью и повышенной активностью при гидрировании.

Были исследованы ВАМ с общей формулой $La_{1-x}Ce_xNi_{5-y}Al_y$, где $x = 0...1$; $y = 0...0{,}6$ (сплавы системы церий–лантан–алюминий–никель – серия ЦЛАН) [4]. Варьируя содержание церия и алюминия, можно получать материалы, образующие гидриды с заданным давлением диссоциации в широкой области значений (0,03...1,6 МПа при 293 К). В табл. 1 приведены значения сорбционной емкости и давления диссоциации гидридных фаз некоторых составов из этой серии, а для сравнения – те же характеристики соединения $LaNi_5$.

Для получения рассматриваемых ВАМ используют разные технологии. По данным отечественных и зарубежных источников, для исследовательских целей применяют индукционную или дуговую плавку с нерасходуемым электродом в защитной атмосфере. Проводятся работы по получению ВАМ путем спекания порошков, а также методами электрохимического или самораспространяющегося высокотемпературного синтеза. Эти методы, однако, не вышли за рамки лабораторных исследований. В настоящее время сформировались два направления, по которым развиваются промышленные технологии получения ВАМ на основе

Таблица 1

Характеристики некоторых сплавов серии ЦЛАН

Состав	Сорбционная емкость, см^3/г	Давление диссоциации водорода, МПа	
		при T = 293 К	при T = 373 К
$La_{0,95}Ce_{0,05}Ni_{4,98}Al_{0,02}$	160	0,210	2,5
$La_{0,9}Ce_{0,1}Ni_{4,8}Al_{0,2}$	146	0,063	1,1
$La_{0,5}Ce_{0,5}Ni_{4,98}Al_{0,02}$	170	1,000	9,8
$LaNi_5$	170	0,140	1,8

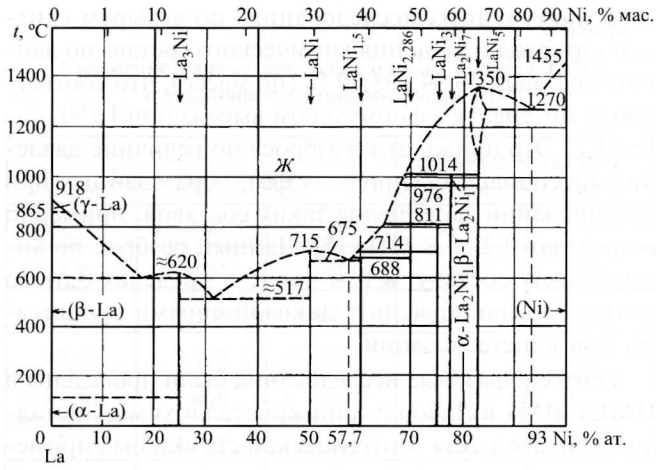


Рис. 1. Диаграмма состояния системы La–Ni [11]

соединения $LaNi_5$: обработка смесей оксидов и металлов гидридом кальция (гидридно-кальциевый метод) и традиционная индукционная плавка.

Суть гидридно-кальциевого метода применительно к сплаву $LaNi_5$ можно выразить в виде следующей химической реакции:

$$Ni + 0{,}1La_2O_3 + 0{,}3CaH_2 \rightarrow \rightarrow 0{,}2LaNi_5 + 0{,}3CaO + 0{,}3H_2. \quad (2)$$

Эта реакция проводится при температуре более 1000 °С. Легирование сплава другими элементами осуществляется их введением в состав шихты (левая часть уравнения) в виде оксидов и порошков металлов, например Al_2O_3, CeO_2, CoO и т.д.

Технологический процесс состоит из следующих стадий:

- смешивание шихтовых компонентов;
- высокотемпературная обработка шихты, в результате которой происходят восстановление шихты и сплавообразование за счет взаимной диффузии компонентов (стадия восстановления–диффузии);
- гидрометаллургическая обработка полученного продукта в целях удаления оксида кальция, образующегося при реакционном взаимодействии компонентов шихты;
- сушка и рассев порошка интерметаллида.

При разработке этой технологии исходили из необходимости получения гомогенных порошковых сплавов в системе La–Ni, имеющих 100%-ный фазовый состав по $LaNi_5$ [10]. Особенностью интерметаллида $LaNi_5$ согласно диаграмме состояния La–Ni [11] (рис. 1) является отсутствие области гомогенности при температуре ниже 1000 °С. Это создает определенные трудности в технологии, так как любое отклонение содержания лантана в сплаве от стехиометрического, равного 32,13 % мас., приводит к появлению других фаз, ухудшающих свойства сплава. Длительные изотермические выдержки и медленное охлаждение, характерные для гидридно-кальциевого восстановления, позволяют квалифицировать этот процесс как термодинамически равновесный, поэтому фазовый состав сплавов согласуется с равновесными диаграммами состояния соответствующих систем.

Даже небольшой избыток лантана в шихте приводит к образованию значительного количества соединения La_2Ni_7. Появление в сплаве этой фазы крайне нежелательно, поскольку ее сорбционные свойства значительно ниже, чем $LaNi_5$. Кроме того, известно, что интерметаллид La_2Ni_7 подвержен распаду при взаимодействии с водородом (гидрогенолизу) и как сорбент водорода не используется. В ходе обработки исходной шихты при температурах выше 1014 °С происходит образование жидкой фазы La_2Ni_7 (плавление), тогда как $LaNi_5$ плавится при $t_{пл}$ = 1350 °С. Это часто приводит к оплавлению продуктов реакции и выходу из строя печного оборудования. Присутствие в порошке сплава фазы La_2Ni_7 с высоким содержанием La (40,34 % мас.) увеличивает его окисляемость при контакте с воздухом. В то же время недостаток лантана в шихте ведет к появлению фазы никеля, которая значительно меньше влияет на свойства получаемого сплава и не ухудшает технологичность изготовления порошка, но как посторонняя фаза снижает сорбционную емкость сплава.

Попытки получить однофазный сплав при расчете шихты со стехиометрическим содержанием лантана в интерметаллиде $LaNi_5$, равным 32,13 % мас., не дали положительных результатов. В большинстве партий порошков присутствовали посторонние фазы Ni или La_2Ni_7. Многофакторность процесса обработки шихты гидридом кальция приводит к тому, что практически всегда наблюдаются отклонения содержания лантана в продукте, особенно в промышленных условиях, как в большую, так и в меньшую сторону. Это может происходить, например, из-за неравномерности смешивания компонентов шихты и (или) недостаточной точности взвешивания их количеств, неравномерности нагрева в ходе восстановления – диффузии и т.д. С учетом того, что увеличение содержания лантана на 1 % по сравнению со стехиометрическим приводит к появлению 12,2 % фазы La_2Ni_7 со всеми вышеуказанными последствиями, а уменьшение содержания даже на 2 % дает всего 6 % чистого никеля, было предложено проводить расчет шихты с уменьшенным по сравнению со стехиометрическим содержанием лантана. В этом случае при восстановлении и последующей взаимодиффузии компонентов образуется двухфазный сплав, обладающий требуемой технологичностью и удовлетворительным уровнем служебных свойств. В дальнейшем

его можно превратить в однофазный сплав путем вытравливания небольших количеств фазы никеля на стадии гидрометаллургической обработки.

Для многокомпонентных сплавов, содержащих несколько редкоземельных элементов, частично замещающих лантан, расчет шихты рекомендуется вести таким образом, чтобы сумма всех РЗМ (по массе) была несколько ниже, чем их массовая доля согласно химической формуле интерметаллида.

Дисперсность порошков сплавов этого типа, полученных гидридно-кальциевым восстановлением, находится в пределах от 3 до 160 мкм, причем 80...90 % частиц порошка имеют размеры 40...100 мкм; насыпная плотность порошков составляет 3,45...3,55 г/см^3; текучесть – 30...40 с; форма частиц преимущественно осколочная; частицы хрупкие и легко измельчаются [4].

В качестве исходного сырья были использованы более дешевые, чем металлические РЗМ, порошки оксидов РЗМ, поэтому себестоимость материалов, полученных гидридно-кальциевым восстановлением, оказалась ниже по сравнению с материалами, полученными методом плавления. По этой технологии в период 1987–1993 гг. коллективом ЗАО СП "ПОЛАД" (НПО "ТУЛАЧЕРМЕТ", Тула) по заказу промышленных предприятий было изготовлено более 16 т разных интерметаллидов серии ЦЛАН. Отпускная цена этих интерметаллидов при их хорошем качестве была на тот период в 2...3 раза ниже, чем полученных методом плавки на других предприятиях [10].

Соединение $LaNi_5$ было получено также по промышленной технологии – индукционной плавкой, разработанной Институтом металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН (ИМЕТ РАН) совместно с Московским экспериментальным заводом качественных сплавов. Плавку проводили в индукционной печи типа ОКБ-869 вместимостью 150 кг и мощностью 100 кВт. Никель марки Н-0 помещали непосредственно в магнезитовый тигель, лантан марки ЛаМ-1 – в специальные карманы внутри печи, чтобы предупредить его выгорание. Никель плавили в вакууме с остаточным давлением около 0,4 Па ($3 \cdot 10^3$ мм рт. ст.). После расплавления никеля в печь подавали аргон под давлением 0,04...0,06 МПа (0,4...0,6 атм), а затем в несколько приемов вводили лантан. Разлив сплава проводили в предварительно подогретую до 200...300 °С чугунную изложницу. Охлаждение слитка до 200...300 °С происходило непосредственно в печи, дальнейшее охлаждение – на воздухе. Сплав был промаркирован ЛаН-32.

По данной технологии было изготовлено более 3 т сплава, отвечающего составу соединения $LaNi_5$. Пробы на химический анализ брали из верхней, средней и нижней частей слитка, имеющего размеры, мм: длина – 200, ширина – 70, высота – 450. Результаты анализа приведены в табл. 2.

В приведенных исследованиях по четырем слиткам интервал изменения химического состава по лантану составил 30,34...33,79 % (по массе), что соответствует интервалу в формульном выражении $LaNi_{5,43}$ – $LaNi_{4,64}$. Это приводит к разбросу по величине давления диссоциации гидридных фаз, образованных при гидрировании материалов таких составов, примерно в пределах 0,2...0,8 МПа [5]. Данный разброс по химическому составу, в том числе в пределах одного слитка, можно объяснить ликвационными процессами при кристаллизации.

Рентгенофазовые исследования были проведены в ИМЕТ РАН в Лаборатории кристаллохимии металлов и сплавов. Для рентгеновской съемки был применен автоматизированный комплекс, включающий дифрактометр ДРОН-3М, совмещенный с ПЭВМ. Съемку проводили в Cu K_α - излучении с применением графитового монохроматора. Результаты съемки автоматически обрабатывались по специальной программе, разработанной в указанной лаборатории. В результате этой обработки прибор выдавал полный рентгенофазовый состав материала.

При рентгенофазовом анализе сплава $LaNi_5$ съемку вели с углами $\theta = 5...40°$, при этом было выявлено 69 линий. В табл. 3 приведены значения 2θ, межплоскостных расстояний d и интенсивностей I для наиболее интенсивных из них, а на рис. 2 – соответствующий участок дифрактограммы. Для сравнения использовали данные Банка PDF (Powder Difraction File), соответствующие для чистого соединения $LaNi_5$ (карта № 17-126). По данным табл. 3 и из рис. 2 следует практически полное совпадение рефлексов по углам θ и межплоскостным расстояниям d, но сильное различие линий по интенсивности I, что свидетельствует о сильной напряженности структуры (согласуется с методом получения образца для порошковой дифракции – интенсивным механическим

Таблица 2

Результаты химического анализа соединения $LaNi_5$ в промышленной партии сплава

Номера слитков	Содержание лантана, % мас.
1	31,14 / 32,19 / 32,43
2	31,72 / 31,95 / 31,61
3	31,58 / 30,34 / 31,50
4	31,55 / 33,79 / 31,74

Примечание. Через косую черту даны значения содержания лантана, соответствующие взятию пробы из верхней, средней и нижней частей слитка.

Таблица 3

Сравнение параметров исследуемого образца $LaNi_5$ с табличными данными банка PDF

Параметр образца			Данные банка PDF (карта № 17-126)	
2θ, °	*d*, Å	*I*	*d*, Å	*I*
35,89	2,502	49	2,500	30
41,65	2,168	61	2,169	32
42,60	2,122	12	2,119	50
45,50	1,990	3	1,988	25
47,83	1,902	100	1,905	20
59,26	1,559	33	1,558	15
61,06	1,518	22	1,515	10
63,33	1,469	3	1,466	20
64,53	1,444	4	1,447	5
69,22	1,357	4	1,361	35
74,72	1,270	4	1,271	2
75,73	1,256	11	1,255	40

измельчением). Результаты рентгенофазового анализа показали 100%-ное присутствие фазы $LaNi_5$ в полученном сплаве.

Гомогенное состояние в структуре обусловлено наличием при температурах выше 1000 °С области гомогенности соединения $LaNi_5$ (см. рис. 2), а также быстрой кристаллизацией (закалкой) при охлаждении в металлической изложнице с интенсивным теплоотводом [11].

На рис. 3 показана микроструктура полученного сплава, имеющая характерный для интерметаллидной фазы вид.

На рис. 4 приведены изотермы десорбции водорода для $LaNi_5$, полученного указанным выше способом [12]. Представленные изотермы хорошо согласуются с результатами отечественных и зарубежных исследований этого материала, что свидетельствует о качественном получении его со 100%-ным содержанием фазы $LaNi_5$ [5–6].

Следует отметить также последние технологии получения рассматриваемых материалов, которые пока носят исключительно исследовательский характер. Речь идет о получении материалов в мелкокристалли-

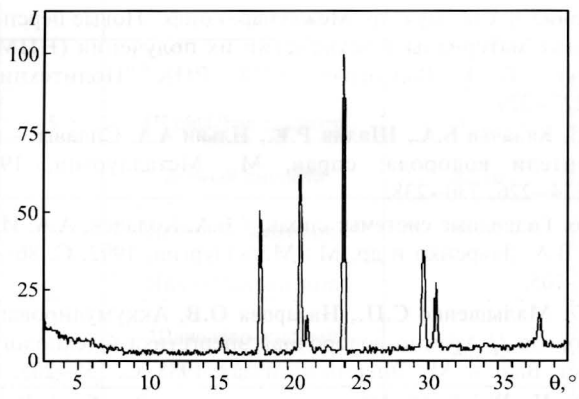


Рис. 2. Дифрактограмма интерметаллида $LaNi_5$ (Cu_{K_α}-излучение)

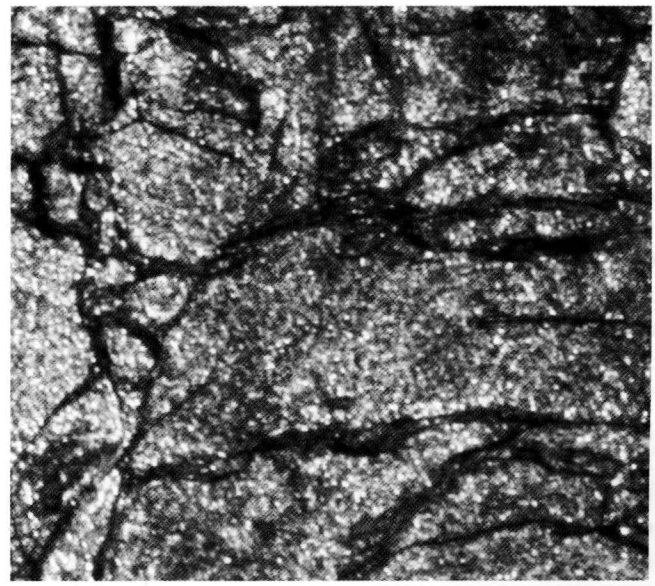


Рис. 3. Микроструктура (×100) сплава $LaNi_5$ (стереомикроскоп Stemi 2000-C)

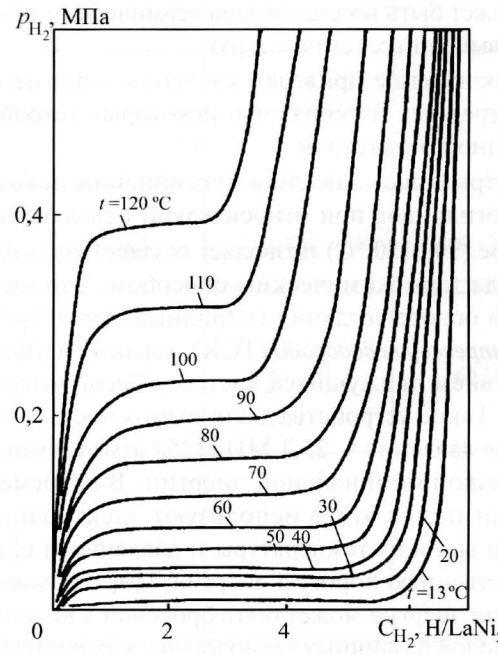


Рис. 4. Изотермы десорбции водорода для $LaNi_5$:
p_{H_2} – давление водорода; C_{H_2} – концентрация водорода

ческом, аморфном и нанокристаллическом состояниях и об их влиянии на служебные свойства ВАМ на основе соединения $LaNi_5$.

В работе [13] исследовано влияние кобальта и высокоскоростной закалки на *циклическую стабильность* (ЦС) ВАМ следующего состава: $MLNi_{4,3-x}Co_xMn_{0,4}Al_{0,3}$, где ML – обогащенный лантаном мишметалл; $x = 0,2$, 0,4, 0,5, 0,6, 0,7 и 0,9. Материалы были получены методом повторного расплавления с охлаждением в среде аргона при литье на вращаемое медное колесо. Показана возможность значительного повышения ЦС сплавов, созданных с применением метода высокоскоростной закалки, особенно сплавов с пониженным содержанием кобальта. Методом рентгеновской дифракции было установлено наличие в сплаве фазы типа AB_5 со структурой $CaCu_5$. Повышение ЦС авторы объясняют резким уменьшением размеров зерен сплава и присутствием определенного количества аморфной фазы.

В работе [14] механическое легирование и механическое измельчение использовали для синтезирования и обработки сплавов типа AB, AB_2, AB_5 и материалов на основе магния. После размола наблюдали нанокристаллическую или аморфную структуру в зависимости от состава материала. Исследовали структуру и особенности накопления водорода в различных нанокристаллических сплавах. Установлено улучшение активации и кинетики абсорбции–десорбции водорода после механического размола. Однако наблюдалось сильное снижение способности к накоплению водорода в системах AB, AB_2 и AB_5 и незначительное – в системах на основе Mg. Способность к накоплению водорода может быть восстановлена термическим отжигом при повышенных температурах.

В заключение приведем сведения о применении рассмотренных материалов в некоторых устройствах водородной энергетики.

Быстрый рост давления диссоциации некоторых металлогидридов при относительно невысокой температуре (90...150 °С) позволяет осуществлять сжатие водорода термохимическим способом. Это явление лежит в основе создания гидридных *термосорбционных компрессоров водорода* (ТСК), характеризующихся отсутствием движущихся частей и бесшумностью в работе. Такие устройства дают возможность получать высокие давления – 25,3 МПа (250 атм) и выше – за счет низкопотенциальной энергии. В современной технологии для этого используют электроэнергию или пар высоких температуры и давления, т.е. высококачественную дорогую энергию [10]. Низкопотенциальная энергия может быть бросовой в виде тепловых отходов различных технологических процессов, а также солнечной радиацией. По существу, с помощью ТСК концентрируется низкопотенциальная энергия, так как сжатие водорода повышает энергетическую ценность системы.

Новые устройства и технологии могут иметь большое значение для энергетики и машиностроения ближайшего будущего. Так, новые газовые приводы на основе ТСК, использующие в качестве рабочего тела водород, который воздействует на различные исполнительные механизмы и не расходуется, не требуют наличия магистрали сжатого газа, баллонов или газогенераторов [15]. Такие приводы получили название *термосорбционных приводов* (ТСП). При сравнении ТСП с аналогичным электромагнитным приводом по потребляемой мощности и перемещению выходного звена развиваемое усилие ТСП в 2,5 раза превышает усилие электромагнитного привода [16].

Достаточно просто можно сконструировать ТСП как линейного, так и поворотного перемещения для заслонок и шаровых кранов различных типов.

Установлено, что при получении водородаккумулирующего интерметаллического соединения $LaNi_5$ индукционной плавкой в защитной атмосфере с последующей разливкой в чугунные изложницы можно получить 100%-ное содержание фазы $LaNi_5$ в структуре материала.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Висволл Р.** Хранение водорода в металлах. Водород в металлах: в 2 т. / под. ред. Г. Алефельда и И. Фелькля. Т. 2. Прикладные аспекты: пер. с англ. М.: Мир, 1981. С. 241–289.

2. **Семененко К.Н., Бурнашева В.В.** Синтез и фазовые превращения соединений водорода с металлами // Вестн. МГУ. Сер. 2. Химия. 1977. Т. 18. № 5. С. 618–632.

3. **Тарасов Б.П.** Металлогидридный способ аккумулирования водорода // Сб. науч. докл. IV Междунар. сов. по проблемам энергоаккумулирования и экологии в машиностроении, энергетике и на транспорте. М.: ИМАШ РАН, 2004. С. 457–458.

4. **Мордовин В.П., Касимцев А.В., Алехин В.П.** Водородаккумулирующие порошковые материалы системы лантан–церий–никель–алюминий, основные свойства и получение // Сб. науч. тр. Междунар. конф. "Новые перспективные материалы и технологии их получения (НПМ – 2004)". Т. 1. Волгоград, 2004. РПК "Политехник". С. 227–229.

5. **Калачев Б.А., Шалин Р.Е., Ильин А.А.** Сплавы – накопители водорода: справ. М.: Металлургия, 1995. С. 214–226, 230–238.

6. **Гидридные системы:** справ. / Б.А. Колачев, А.А. Ильин, В.А. Лавренко и др. М.: Металлургия, 1992. С. 86–93, 103–105.

7. **Малышенко С.П., Назарова О.В.** Аккумулирование водорода // Атомно-водородная энергетика и технология: сб. ст. Вып. 8. М.: Энергоатомиздат, 1988. С. 155–205.

8. **Hu Wei-Kang.** Improvement in capacity of cobalt-free Mm-based hydrogen storage alloys with good cycling stability // J. Alloys and Compounds. 2000. Vol. 297. No. 1–2. P. 206–210.

9. **Пат. US 6261517, МПК[7] С 22 С 19/03, С 22 С 19/00.** Rare-earth metal-nickel-hydrogen storage alloy, a method to producing the same, and anode for nickel-hydrogen rechargable battery / Akihito K., Masafumi I., Yuji T. Опубл. 17.07.2001.

10. **Использование** низкопотенциальных тепловых отходов технологических процессов с помощью гидридных термосорбционных компрессоров водорода на базе интерметаллидов семейства ЦЛАН / Ю.К. Байчток, В.З. Мордкович, Н.В. Дудакова и др. // Сб. науч. докл. III Междунар. сов. по проблемам энергоаккумулирования и экологии в машиностроении, энергетике и на транспорте. М.: ИМАШ РАН, 2002. С. 303–313.

11. **Диаграммы** состояния двойных металлических систем: справ. : в 3 т. Т. 3. Кн. 1 / под общ. ред. Н.П. Лякишева. М.: Машиностроение, 2001. С. 175–176.

12. **Взаимодействие** $LaNi_5$ с водородом / К.Н. Семененко, В.П. Малышев, Л.А. Петрова и др. // Изв. АН СССР. Неорган. материалы. 1977. Т. 13. № 11. С. 2009–2013.

13. **The influence** of high-rate quenching on the cycle stability and the structure of the AB_5-type hydrogen storage alloys with different Co content / Li Chuan-Jian, Wang Feng-Rong, Cheng Wen-Hao, et al. // J. Alloys and Compounds. 2001. Vol. 315. No. 1–2. P. 218–223.

14. **Liang G., Schulz R.** Mechanically alloyed nanocristalline hydrogen storage materials // Mater. Trans. 2001. Vol. 42. No. 8. P. 1593–1598.

15. **Использование** гидридов интерметаллических соединений в качестве источников питания газовых приводов / В.И. Ивлев, Г.В. Крейнин, В.И. Круглов и др. // Пневматика и гидравлика. Приводы и системы управления: сб. науч. статей / под общ. ред. Е.В. Герц. М.: Машиностроение, 1989. Вып. 14. С. 303–309.

16. **Ивлев В.И., Крейнин Г.В.** Тепловые приводы с фазовым превращением рабочего тела // Проблемы машиностроения и надежности машин. 1994. № 4. С. 7–14.

Составы электролитов и режимы электрохимического оксидирования (анодирования) алюминия и его сплавов

Номер состава	Компонент электролита	Содержание, г/л	Температура ванны, °С	Плотность тока, А/дм^2	Напряжение, В	Время выдержки, мин
1	Серная кислота	180...200	15...23	0,5...2,0	24	15...60
2	Хромовый технический ангидрид	30...55	20...40	3,0	40	30...60
	Серная кислота	2...4				
3	Щавелевая кислота	27...33	10...28	1,5...3,0	До 100	20...120
	Сулфосалициловая кислота двухводная	90...110				
4	Щавелевая кислота	10...20	15...25	2,5...3,5	120	90...120
	Борная кислота	1...2				
5	Хромовый ангидрид	30...35	40...45	0,3...1,0	40...80	60...80
	Щавелевая кислота	1...3				
	Борная кислота	8...10				
6	Хромовый ангидрид	6...8	40...45	3,0	120	30...40
	Лимонная кислота	1...2				
	Щавелево-кислый калий-титан	40...42				
7	Ортофосфорная кислота	350...670	15...30	1,0	12	5...10

П.С. Мельников *(Казань)*

Очистка поверхностей деталей от электролита в гальваническом производстве

Рассмотрены способы очистки поверхностей деталей и промывных вод в гальванических цехах. Предложен и исследован способ очистки.

Ways of cleaning of details surface and scourage in galvanic shops are considered. The new way of cleaning is offered and researched.

В настоящее время в России и за рубежом на многих предприятиях функционируют гальванические цехи.

Подавляющее большинство покрытий осаждают электролитическим способом из водных растворов, содержащих ионы тех или иных металлов и растворимые аноды; при этом детали служат катодом.

Из технической литературы известно, что сложнопрофильные детали уносят из электролизера до 0,1 л/м^2 рабочего раствора, который необходимо тщательно смыть холодной и горячей проточной водой. В целях уменьшения потерь драгоценных металлов, например при серебрении или золочении, используют так называемые ванны-уловители, наполненные непроточной дистиллированной водой. Раствор из них затем расходуют для пополнения рабочих ванн, но даже в этом случае потери основного электролита велики.

Промывка проточной водой требует ее большого расхода и дальнейшей очистки от компонентов электролита, унесенного поверхностью деталей. На практике применяют также промывку деталей в органических растворителях и в паровой фазе. Однако все существующие способы не позволяют очистить промывные воды до безопасной концентрации вредных веществ.

В табл. 1 приведены данные о *предельно допустимых концентрациях* (ПДК) некоторых веществ, применяемых при нанесении гальванических покрытий, как на выходе из гальванического цеха, так и в водоемах санитарно-бытового водопользования [1].

Как уже упоминалось, поверхность сложнопрофильных деталей уносит с собой до 0,1 л/м^2 рабочего раствора. Если учесть, что в электролите содержится, например, по 40 г/л цинка и цианида натрия, то для доведения его до ПДК понадобится (при производительности гальванического цеха 1000 м^2/сут) не менее 45 м^3 воды, предназначенной для промывки деталей. Но даже при этом в канализацию уйдет до 1 кг цинка, который на станции нейтрализации превратится в шлам, требующий захоронения или сжигания.

Как правило, в гальванических цехах щелочно-кислотные, цианистые и хромсодержащие стоки поступают на нейтрализацию отдельными потоками, так как они требуют разных технологий обезвреживания, что предусмотрено правилами техники безопасности и охраны труда.

Кислотный и щелочной потоки предварительно самонейтрализуются. Затем поток доводят до требуемой концентрации добавлением едкого натра или серной кислоты. Остальные потоки обезвредить сложнее: для нейтрализации цианидов применяют хлорную известь или активный хлор, для очистки хромсодержащих вод используют бисульфат натрия и серную кислоту.

На некоторых предприятиях проводят озонирование. Несмотря на то что этот способ позволяет снизить расход воды и трудоемкость, повысить культуру производства и отказаться от использования громозд-

Таблица 1

Предельно допустимые концентрации[*1] некоторых веществ, применяемых при нанесении гальванопокрытий

Компонент	Предельно допустимая концентрация	
	на выходе из цеха, г/л	в водоемах санитарно-бытового водопользования, мг/л
Натр[*2] едкий	0,100	–
Кислота[*3] серная	0,06	0,5
Ангидрид хромовый	0,012	0,1
Цинка сульфат	0,150	1,0
Цинка нитрат	0,030	1,0
Олова сульфат	0,020	–
Олова дихлорид	0,050	–
Железа хлорид	0,500	0,5
Железа сульфат	0,700	0,5
Цианиды[*4]	0,015	0,1
Красители	0,010	0,1

[*1] В пересчете на металл.

[*2] В пересчете на общую щелочность.

[*3] В пересчете на общую кислотность.

[*4] В пересчете на натрия цианид.

кого оборудования, он не лишен значительных недостатков. Озон сильно действует на слизистые оболочки организма человека, взрывоопасен, способен воспламенять горючие вещества и мгновенно разрушает резиновые шланги и уплотнители.

Уносимый деталями электролит смывают с помощью органических растворителей, а также отделяют от водной фазы ионно-обменными смолами и др.

Ход исследования

Известно значительное количество солей аммония – хлориды, фториды, сульфаты и карбонаты и т.д. В определенной степени они растворимы в воде и разлагаются при нагреве на составные элементы, взрыво- и огнебезопасны. Автором в исследованиях предпочтение было отдано карбонатам. Это объясняется тем, что они при разложении не выделяют таких агрессивных по отношению к металлам газов, как хлор, фтор и сернистый газ.

В свою очередь, из карбонатов был выбран нейтральный, характеристики и преимущества которого приведены в табл. 2.

Температура разложения приведенных карбонатов находится в пределах 56...60 °С, все они выпускаются серийно, почти бесцветны. Нейтральный карбонат разлагается на составные элементы согласно уравнению

$$(NH_4)_2CO_3 \rightarrow 2NH_3 + CO_2 + H_2O$$

$$96 \rightarrow 34 + 44 + 18$$

$$1\ кг \rightarrow 0{,}35\ кг + 0{,}46\ кг + 0{,}19\ кг.$$

Бикарбонат при разложении отщепляет углекислый газ и воду, переходя в нейтральный карбонат:

$$2NH_4HCO_3 = (NH_4)_2CO_3 + CO_2 + H_2O.$$

Учитывая лучшую растворимость в воде и возможность его изготовления в лабораторных условиях, все эксперименты проводили только с использованием нейтрального карбоната. В процессе исследований применяли его насыщенный водный раствор. Для разложения карбоната служил реактор типа шаровидного баллона. Температуру на выходе из реактора поддерживали в пределах 70...90 °С за счет регулирования пламени горелки. В качестве ванны-уловителя использовали герметичную камеру из коррозионно-стойкой стали, снабженную крышкой с зажимами.

Меднение деталей осуществляли в электролите состава (г/л): меди цианид 40...50, натрия цианид (свободный) 15...20. Температура раствора – 18...20 °С, плотность тока – 0,5 А/дм^2, время меднения – 1 ч. После 1...2 мин выдержки деталей над электролизером их загружали в пустую камеру и закрывали крышку. Затем включали подачу парогазовой смеси. Время выдержки при этом варьировали в пределах 1...5 мин при температуре 60...80 °С при поступлении парогазовой смеси под собственным давлением.

После этого парогазовую смесь пропускали через обратный холодильник и в виде жидкости собирали в отдельную емкость.

Смытый с деталей электролит оседал в придонной части камеры. Очищенные таким способом детали выгружали и выдерживали в ванне с непроточной дистиллированной водой при комнатной температуре в течение 5...10 мин в целях определения качества отмывки от компонентов электролита и наличия аммония или его производных. Одновременно с этим химическому анализу подвергали возвратный карбонат на наличие в нем компонентов электролита меднения. Помимо этого проводили сравнительную оценку прочности сцепления покрытия с основным металлом, оттенков цвета, термостойкости и качества последующего никелирования омедненных деталей, отмытых по существующему процессу и в парогазовой смеси.

Результаты исследований

Многократные эксперименты показали, что побочные продукты в уловленном электролите и в возвратном растворе карбоната аммония отсутствуют. В промывной воде следов карбоната также не обнаружено. Скорость осаждения никеля и прочность его

Таблица 2

Некоторые свойства карбонатов аммония

Характеристика	Наименование карбоната			
	Нейтральный	Бикарбонат	Карбоминат	Двойная соль
Химическая формула	$(NH_4)_2CO_3 \cdot H_2O$	NH_4HCO_3	$NH_4CO_2NH_2$	$(NH_4HCO_3) \cdot (NH_4CO_2NH_2)$
Молекулярная масса	114,11	79,06	78,11	157,11
Плотность, г/см^3	3,01	1,536	–	–
Растворимость в воде, г/л	1000	200	250	200

Таблица 3

Результаты очистки омедненных деталей

Параметр процесса очистки			Содержание веществ в воде, г/л	
Температура в реакторе, °С	Температура в камере, °С	Время выдержки в камере, мин	Медь	Цианиды
70...75	65...70	3	0,10...0,15	0,05...0,07
70...75	65...70	5	0,05...0,07	0,02...0,03
75...80	70...75	3	0,02...0,03	0,010...0,015
75...80	70...75	5	0,010...0,015	0,008...0,010
80...85	75...80	3	0,005...0,008	Следы
80...85	75...80	5	0,003...0,005	–

сцепления с омедненными деталями, очищенными в парогазовой смеси, не снижаются. Данные о скорости и степени очистки омедненных деталей после обработки предлагаемым способом в зависимости от температуры и времени выдержки в камере для улавливания электролита приведены в табл. 3.

Степень очистки проверяли в ванне с непроточной дистиллированной водой в течение 5, 10 и 15 мин при температуре 18...20 °С; через 1 л воды пропускали 1 м^2 поверхности очищенных деталей.

Если учесть, что предельно допустимая концентрация меди и цианида натрия на выходе из гальванического цеха должна составлять соответственно 0,05 и 0,015 г/л, то видно, что данный метод вполне эффективен даже при выдержке в течение 3 мин при температуре 70...75 °С.

Повышение температуры в реакторе разложения карбоната и в камере улавливания электролита способствует его лучшему удалению с поверхности деталей, но при этом происходит разбавление смеси паром, который образуется из воды, находящейся в растворе карбоната и электролита. Это приводит в итоге к необходимости дополнительного корректирования и того, и другого. Увеличение времени выдержки в камере улавливания более 5 мин во всех случаях повышает степень очистки деталей, но снижает производительность, особенно при нанесении многослойных химических и электролитических покрытий.

Выводы

1. На примере деталей, омедненных в цианистом электролите, показана возможность применения нейтрального карбоната аммония в качестве реагента при очистке деталей от унесенного ими рабочего раствора.

2. Помимо указанного карбоната для этой цели, вероятно, можно использовать и другие карбонаты или концентрированный нашатырный спирт (NH_4OH), способный при повышенной температуре разлагаться на аммиак и пары воды.

3. Предлагаемый способ улавливания электролита, уносимого поверхностью деталей, практически безотходен, он позволяет свести к минимуму расход промывных вод и может быть применен в автоматических линиях в гальванических цехах. По вредности и трудоемкости этот способ не превосходит другие используемые способы. Кроме того, унесенный электролит возвращается в производство почти в неизменном виде с весьма незначительными потерями.

4. Правильное использование предлагаемого способа позволит улучшить условия труда на очистных станциях, а также экологическое состояние водоемов.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Мельников П.С.** Справочник по гальванопокрытиям в машиностроении. 2-е изд., перераб. и доп. М.: Машиностроение, 1991. 384 с.

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 *Погорелова Т.Н.*
Технический редактор *Тупталов С.Ю.*
Корректоры *Сажина Л.И., Сонюшкина Л.Е.*
Сдано в набор 26.02.07 г. Подписано в печать 13.04.07 г. Формат 60×88 1/8. Бумага офсетная. Печать офсетная.
Усл. печ. л. 6,86. Уч.-изд. л. 7,69. Заказ 532. Свободная цена.
Оригинал-макет и электронная версия подготовлены в ОАО "Издательство "Машиностроение".
Отпечатано в Подольской типографии – филиале ОАО "ЧПК", 142110, Подольск, ул. Кирова, д. 15

Рисунки к статье В.А. Лебедева

"ПРИНЦИПЫ РАЗРАБОТКИ РАЦИОНАЛЬНОЙ СТРУКТУРЫ ОПЕРАЦИИ ППД"

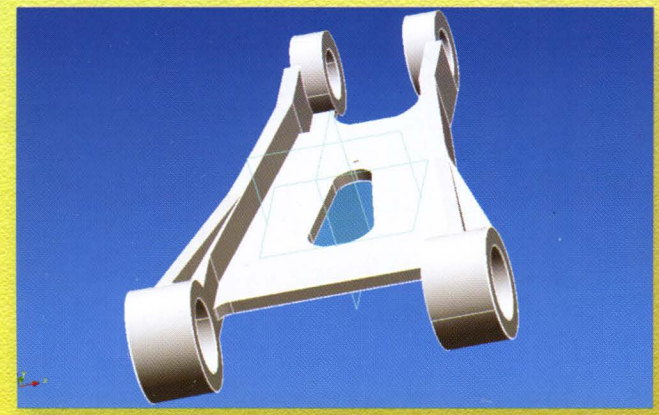


Рис. 4. Твердотельная модель нижнего звена шлицевого шарнира основной стойки шасси транспортного самолета, реализованная в модуле APM Studio

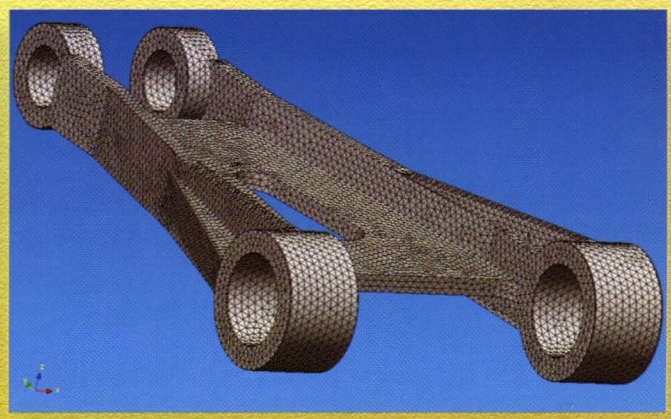


Рис. 5. Генерация твердотельной модели конечно-элементной сеткой

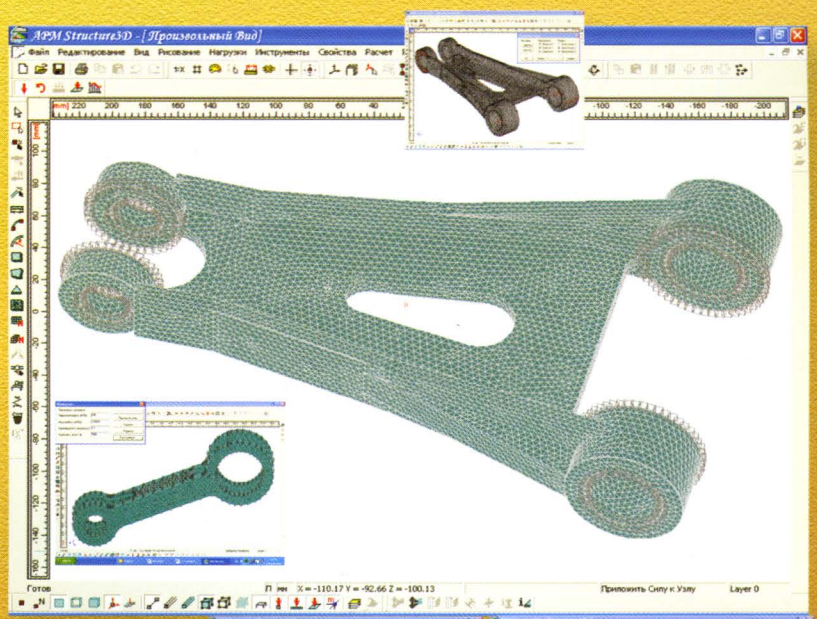
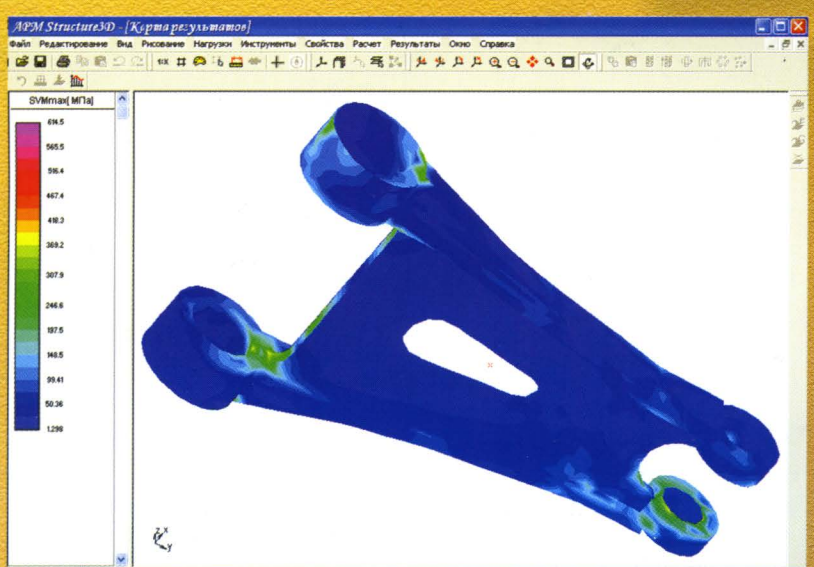


Рис. 6. Моделирование рабочих условий звена шлицевого шарнира в модуле APM Structure 3D



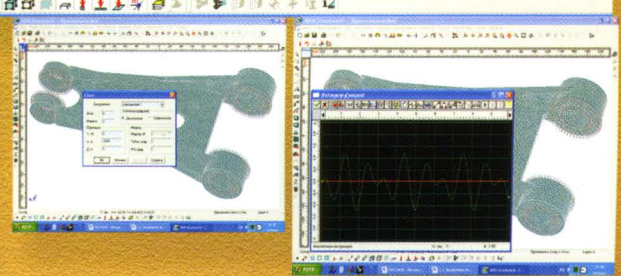


Рис. 7. Карта распределения эквивалентных напряжений по объему модели нижнего звена шлицевого шарнира в виде изолиний цветовой гаммы по результатам расчета в APM Structure 3D