ЖЕМЕСЯЧНЫЙ НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ И ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ ЖУРНАЛ

МЕХАНИЧЕСКАЯ УПРОЧНЯЮЩАЯ ОБРАБОТКА

Nº 7 (79) **ИЮЛЬ**

Издается с января 2005 г.

Главный редактор

д-р техн. наук, Ю.В. ПАНФИЛОВ

Председатель редакционного совета

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

Заместитель главного редактора

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

В.М. БАШКОВ

А.И. БЕЛИКОВ

С.Н. ГРИГОРЬЕВ

B.A. 3EMCKOB

С.А. КЛИМЕНКО

В.А. ЛАШКО

В.А. ЛЕБЕДЕВ

В.В. ЛЮБИМОВ

Ф.И. ПАНТЕЛЕЕНКО

Х.М. РАХИМЯНОВ

Б.П. САУШКИН

В.П. СМОЛЕНЦЕВ

А.М. СМЫСЛОВ

Г.А. СУХОЧЕВ

В.П. ТАБАКОВ

В.А. ШУЛОВ М.Л. ХЕЙФЕЦ

Редакция:

Е.П. ЗЕМСКОВА Т.В. ПАРАЙСКАЯ

Журнал распространяется по подписке, которую можно оформить в любом почтовом отделении (индексы по каталогам: "Роспечать" 85159, "Пресса России" **39269**, "Почта России" **60252**) или в издательстве.

Тел.: (499) 269-52-98, 269-66-00,

268-40-77

Факс: (499) 269-48-97.

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

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

СОДЕРЖАНИЕ

	Голиков Н.И., Сидоров М.М. Влияние ультразвуковой обработки на ударную вязкость сварных соединений труб, изготовленных из сталей 09Г2С и 13Г1СУ	3
	Губанов В.Ф. Формирование остаточных напряжений при выглаживании деталей износостойким инструментом	
	Жиганов В.И., Халимов Р.Ш. Разработка и исследование технологии финишного электромеханического упрочнения направляющих токарного станка	
	Лебедев В.А., Малегон И.П. Энергетический подход к выбору режимов обработки и оценки качества поверхностного слоя, упрочненного динамическими методами ППД	12
	Федотов Г.Д., Табаков В.П., Адакин В.А., Бадыков М.М. Упрочнение прямобочных шлицев на валах при многопроходном холодном пластическом деформировании накатной головкой	18
)	ОБРАБОТКА КОНЦЕНТРИРОВАННЫМИ ПОТОКАМИ ЭНЕРГИИ	
	Каменева А.Л. Влияние давления газовой смеси на структурные и фазовые изменения в пленках нитрида титана в процессе электродугового испарения	20
	Нафиков М.З. Экспериментальное определение режимов электроконтактной приварки проволоки	30
)	ХИМИЧЕСКАЯ, ХИМИКО-ТЕРМИЧЕСКАЯ И ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА	
	Ковтунов А.И., Чермашенцева Т.В., Хохлов Ю.Ю. Исследование влияния	25

никеля на процессы жидкофазного алюминирования сталей погружением Росляков И.Н., Рослякова Л.И. Повышение сопротивления усталости и износостойкости стальных изделий, восстановленных гальваническим железнением, путем низкотемпературной нитроцементации

ПЕРСПЕКТИВНОЕ ОБОРУДОВАНИЕ И СИСТЕМЫ АВТОМАТИЗАЦИИ

Сайфуллин Р.Н. Электроконтактная приварка ферромагнитных порошков 41

КОНТРОЛЬ КАЧЕСТВА УПРОЧНЯЮЩЕЙ ОБРАБОТКИ

Корешков В.Н., Кусакин Н.А., Премент Г.Б., Семенов С.В., Точило В.С., Хейфец М.Л. Управление и контроль процессов упрочнения и восстановления

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

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

THE MONTHLY SCIENTIFIC AND PRODUCTION JOURNAL

STRENGTHENING TECHNOLOGIES AND GOATLNGS

№ 7 (79) July 2011

Since 2005, January

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

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

Editorial AssistantsDr of Phys. Math. Sci.
V.Yu. FOMINSKY

Chairman Assistants:

Dr of Eng. Sci. V.Yu. BLUMENSTEIN

Dr of Eng. Sci. A.V. KIRICHEK

Dr of Eng. Sci. O.V. CHUDINA

Editorial council:

Yu.P. ANKUDIMOV

A.P. BABICHEV

V.P. BALKOV

V.M. BASHKOV

A.I. BELIKOV

S.N. GRIGORIEV

V.A. ZEMSKOV

S.A. KLIMENKO

V.A. LASHKO

V.A. LEBEDEV

V.V. LYUBIMOV

F.I. PANTELEENKO

H.M. RAHIMYANOV

B.P. SAUSHKIN

V.P. SMOLENTSEV

A.M. SMYSLOV

V.A. SHULOV

G.A. SUHOCHEV

V.P. TABAKOV

M.L. KHEIFETS

Edition:

E.P. ZEMSKOVA T.V. PARAYSKAYA

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

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

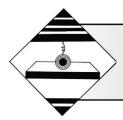
CONTENTS

ME	CHANICAL STRENGTHENING PROCESSING
	kov N.I., Sidorov M.M. Influence of ultrasonic processing on impact toughness elded connections of the pipes made of steels 09Γ2C and 13Γ1CY
	anov V.F. Residual pressure formation at burnishing details by the wear-proof
	ganov V.I., Khalimov R.Sh. Research and development of technology finishing tromechanical hardening guides lathe
	edev V.A., Malegon I.P. Energy approach to the choice of modes of processing assessing the quality of the surface layer hardened dynamic methods PSD 12
of st	otov G.D., Tabakov V.P., Adakin V.A., Badykov M.M. The hardening traight side splines on a shaft at multipass cold plastic deformation ne roll head
PR(OCESSING BY CONCENTRATED STREAMS OF ENERGY
	neneva A.L. The influence of mixed gas pressure on structural phase modification in TiN-films during arc spraying
	kov M.Z. The experimental determination of conditions of electro-contact brazing vire
СНІ	EMICAL, CHEMICO-THERMAL AND ELECTROCHEMICAL PROCESSING
	tynov A.I., Chermashentseva T.V., Khohlov Yu.Yu. The research ickel influence on the processes of liquid-phase dip aluminizing of steel 35
	Ijakov I.N., Rosljakova L.I. Increase of fatigue resistance and wear resistance carburizing of a blanket of iron metal deposits on metal products
PER	SPECTIVE EQUIPMENT AND AUTOMATION SYSTEMS
Say	fullin R.N. A method of electro-contact brazing of the magnetic iron powder 41
QU	ALITY CONTROL OF STRENGTHENING PROCESSING
Kore	eshkov V.N., Kusakin N.A., Prement G.B., Semenov S.V., Tochilo V.S.,

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

Kheifetz M.L. The machine elements hardening and recovery process control 44

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



МЕХАНИЧЕСКАЯ УПРОЧНЯЮЩАЯОБРАБОТКА

УДК 621.791.947

Н.И. Голиков, М.М. Сидоров (Учреждение РАН Институт физико-технических проблем Севера им. В.П. Ларионова Сибирского отделения РАН, г. Якутск) E-mail: golikov@iptpn.ysn.ru

Влияние ультразвуковой обработки на ударную вязкость сварных соединений труб, изготовленных из сталей 09Г2С и 13Г1СУ

Приведены результаты испытаний на ударный изгиб образцов сварных соединений труб диаметром 530 и 720 мм, изготовленных из низколегированных сталей марок 09Г2С и 13Г1СУ и прошедших термическую и ультразвуковую ударную обработку.

Ключевые слова: сварные соединения, ультразвуковая ударная обработка, отпуск, ударная вязкость.

Results of tests for a shock bend of samples of welded connections of pipes in diameter of 530 and 720 mm made from low-alloyed of steels of marks 09\Gamma2C and 13\Gamma1CV, the past thermal and ultrasonic shock processing are resulted.

Keywords: welded connections, ultrasonic shock processing, temper, impact toughness.

Введение

Термодеформационный цикл сварки оказывает интенсивное воздействие на структуру и напряженно-деформированное состояние металла конструкции, а также в полученном сварном соединении возможно появление технологических и конструктивных концентраторов напряжений. При эксплуатации это обуславливает более интенсивное накопление поврежденности в зоне сварного соединения [1, 2] и, как следствие, около 80 % разрушений сварных оболочечных конструкций происходит в зоне сварных соединений [3].

Повышение эксплуатационной прочности сварных конструкций может быть достигнуто путем разработки способов, направленных на изменение остаточного напряженного состояния и механических свойств металла стыковых сварных соединений труб. Одним из таких способов является ультразвуковая ударная обработка (УУО), преимущество которой состоит в том, что она совмещает поверхностное упрочнение пластической деформацией при циклических ударах с изменением общего объемного напряженного состояния.

В работах [1, 4—10] показана эффективность применения УУО для повышения сопротивления усталости сварных соединений. В частности, в работе [1] получено увеличение циклической долговечности на образцах стыковых соединений углеродистой стали в средне- и

малоцикловой областях в 4—5 раз и повышение предела выносливости на 54 % после УУО. Повышение сопротивления усталостному разрушению сварных соединений после УУО объясняется появлением остаточных сжимающих напряжений [4] и измельчением структуры в приповерхностном слое [5, 6, 9].

В работе [10] приведены результаты испытаний различных участков сварных соединений стали 12X18H10T на ударный изгиб (ГОСТ 6996—66) после вибрационной обработки и УУО. Показано, что значение ударной вязкости металла сварного шва для обоих видов обработки практически не меняется, а в зоне термического влияния увеличивается как минимум на 11 %.

Для сварных конструкций, эксплуатирующихся в условиях низких климатических температур, одной из определяющих характеристик материала является ударная вязкость. При проведении УУО, приводящей к пластической деформации поверхности, возможно снижение ударной вязкости в различных зонах сварного соединения.

В данной работе проведено исследование влияния ультразвуковой обработки на ударную вязкость сварных соединений труб из низколегированных сталей марок $09\Gamma 2C$ и $13\Gamma 1CY$ при снижении температуры испытаний до -60 °C.

Методика проведения исследований

Для исследований были изготовлены две сварные пробы из труб, использованных при строительстве магистральных газопроводов. Первая проба получена

из трубы диаметром 530 мм, толщина стенки 7 мм, изготовленной из стали марки 09Г2С. Сварной шов выполнен ручной дуговой сваркой в три слоя обратноступенчатым методом электродами класса прочности Э50А диаметром 3 мм для корневого слоя и диаметром 4 мм для заполняющего и облицовочного слоев. Режим сварки для корневого слоя: сварочный ток 80...110 А, напряжение на дуге 24...26 В, скорость сварки 6...8 м/ч. Для заполняющего и облицовочного слоев: сварочный ток 140...170 А, напряжение на дуге 26...28 В, скорость сварки 5...7 м/ч.

Вторая сварная проба получена автоматической сваркой под флюсом из трубы диаметром 720 мм с толщиной стенки 8 мм, изготовленной из стали 13Г1СУ. Корневой слой выполнен ручной дуговой сваркой с применением электродов типа Э50А диаметром 3 мм при следующем режиме сварки: сварочный ток 80...110 А, напряжение на дуге 24...26 В и скорость сварки 6...8 м/ч. Заполняющий и облицовочный слои выполнены автоматической сваркой под флюсом с применением сварочной проволоки ОК Autrod 12.24 диаметром 3,2 мм, флюс ОК Flux 10.71. Режим сварки: сварочный ток 550...600 А, напряжение на дуге 30...44 В, скорость сварки 24...26 м/ч.

Из каждой пробы были вырезаны по три фрагмента, один из которых подвергали высокому отпуску с нагревом до температуры 650 °C с последующей выдержкой 1 ч и медленным остыванием в печи; второй фрагмент — УУО, а третий оставался в исходном состоянии.

УУО поверхности сварных соединений проводили с помощью ультразвукового технологического комплекса, который состоит из плавно регулируемого ультразвукового генератора УЗГТ-0.5/27 и технологической оснастки в виде ультразвукового ударного инструмента с соединительным кабелем и шлангами системы охлаждения. При этом инструмент перемещали вдоль шва механизированным способом. Частота колебаний инструмента составляла 26 кГц; амплитуда торца волновода — 20 мкм; мощность, подводимая к преобразователю, — 420 Вт; скорость перемещения инструмента не превышала 0,1 м/мин.

После термической обработки (ТО) и УУО из каждого фрагмента были изготовлены образцы для испытаний на ударную вязкость при температурах +20, -40, -60 °C с U-образными надрезами в зоне металла шва и в околошовной зонах (ОШЗ) на расстоянии 3 мм от линии сплавления.

Результаты исследований и их обсуждение

Результаты ударных испытаний образцов, изготовленных из фрагментов сварного стыка труб диаметром 530 мм (марка стали 09Г2С), приведены на рис. 1 и 2.

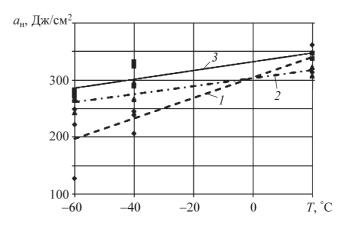


Рис. 1. Зависимости ударной вязкости образцов (09Г2С) с надрезом в ОШЗ от температуры:

1 -без обработки; 2 -после УУО; 3 -после ТО

Исследования показали, что после ТО ударная вязкость в ОШЗ при отрицательных температурах в среднем увеличилась в сравнении с исходным состоянием на $82 \, \text{Дж/см}^2$, что составляет 37 %, а в металле шва — в среднем на 36 $\, \text{Дж/см}^2$, что составляет 23 %.

После УУО увеличение значения ударной вязкости в ОШЗ составило 55 Дж/см² (24 %), в металле шва — 48 Дж/см² (30 %). Из графиков видно, что наиболее высокие значения ударной вязкости в ОШЗ сварного соединения получены после ТО. Но в зоне металла шва наибольшее увеличение ударной вязкости сварного соединения достигнуто после УУО.

Результаты ударных испытаний образцов сварного соединения стыка трубы диаметром 720 мм, изготовленной из марки стали 13Г1СУ, представлены на рис. 3 и 4. Видно, что в отличие от первой сварной пробы значительного изменения ударной вязкости после ТО и УУО не наблюдается.

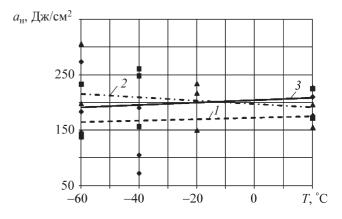


Рис. 2. Зависимости ударной вязкости образцов (09Г2С) с надрезом в зоне металла шва от температуры:

1 — без обработки; 2 — после УУО; 3 — после ТО

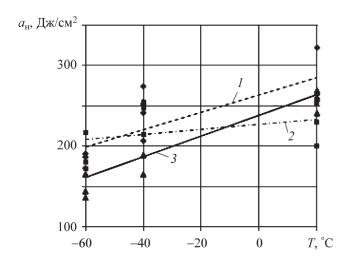


Рис. 3. Зависимости ударной вязкости образцов (13Г1СУ) с надрезом в ОШЗ от температуры:

1 — без обработки; 2 — после УУО; 3 — после ТО

Анализ показал, что проведение УУО стабилизирует значения ударной вязкости в ОШЗ: ее средние значения при снижении температуры испытаний практически не меняются, в то время как ударная вязкость исходных образцов и образцов после ТО испытывает заметное падение. Ближе к $-60\,^{\circ}\mathrm{C}$ ударная вязкость металла зоны термического влияния после УУО выше, чем после ТО. В зоне металла шва обнаружено увеличение значений ударной вязкости после УУО при отрицательных температурах испытаний (примерно на 12 %).

Из результатов испытаний следует, что при снижении температуры положительный эффект от проведения УУО сохраняется: в диапазоне умеренно низ-

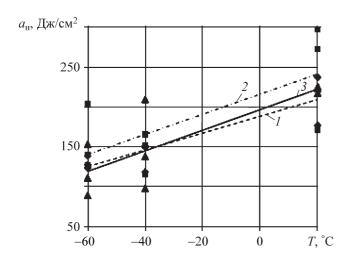


Рис. 4. Зависимости ударной вязкости образцов (13Г1СУ) с надрезом в зоне металла шва от температуры:

1 — без обработки; 2 — после УУО; 3 — после ТО

ких температур значения ударной вязкости металла сварных соединений стыков труб после ультразвуковой обработки выше или практически не ниже ударной вязкости необработанных сварных швов.

Выводы

- 1. Выявлено, что положительный эффект ультразвуковой обработки кольцевых сварных стыков труб из низколегированных сталей сохраняется в диапазоне отрицательных климатических температур: в сравнении с необработанным материалом ударная вязкость металла шва сварной пробы из стали 09Г2С в среднем выше на 30 %, металла ОШЗ на 24 %; в сварной пробе из стали 13Г1СУ ударная вязкость металла шва выше на 12 %, в ОШЗ практически не изменилась.
- 2. Показано, что УУО не уступает ТО по своему положительному влиянию на значения ударной вязкости сварных стыков труб из низколегированных сталей 09Г2С и 13Г1СУ при различных температурах.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- 1. Михеев П.П., Недосека А.Я., Пархоменко И.В. и др. Эффективность применения ультразвуковой ударной обработки для повышения сопротивления усталости сварных соединений // Автоматическая сварка. 1984. № 3. С. 4—7.
- 2. Анучкин М.П., Горицкий В.Н., Мироненко Б.И. Трубы для магистральных трубопроводов. М.: Недра, 1986. 231 с.
- 3. **Клюев В.В., Пархоменко П.П., Абрамчук В.Е.** и др. Технические средства диагностирования: справочник. М.: Машиностроение, 1989. 672 с.
- 4. **Коломийцев Е.В., Серенко А.Н.** Влияние ультразвуковой и лазерной обработки на сопротивление усталости стыковых сварных соединений в воздушной и коррозионной средах // Автоматическая сварка. 1990. № 11. С. 13—15.
- 5. **Панин В.Е., Клименов В.А., Безбородов В.А.** и др. Субструктурные и фазовые превращения при ультразвуковой ударной обработке мартенситной стали // Физика и химия обработки материалов. 1993. № 6. С. 77—83.
- 6. **Безбородов В.П., Клименов В.А., Плешанов В.С.** и др. Влияние ультразвуковой ударной обработки на структуру и свойства сварных соединений теплостойкости стали 12X1MФ // Сварочное производство. 2000. № 7. С. 17–21.
- 7. **Лащенко Г.И.** Энергосберегающие технологии снижения остаточных напряжений в сварных конструкциях // Сварщик России. 2006. № 1. С. 15-19.
- 8. **Нехорошков О.Н., Першин В.П., Семухин Б.С.** Применение метода ультразвуковой ударной обработки для сварных соединений конструкционных сталей // Вестник ТГАСУ. 2006. № 2.
- 9. **Панин В.Е., Каблов Е.Н.** и др. Влияние ультразвуковой ударной обработки на структуру и сопротивление усталости сварных соединений высокопрочной стали ВКС-12 // Физическая мезомеханика. 2006. № 9. С. 85—96.
- 10. Зарипов М.З., Ибрагимов И.Г., Ризванов Р.Г. и др. Исследование влияния вибрационных и ультразвуковых колебаний в процессе сварки на свойства сварных соединений нефтегазового оборудования из стали 12X18H10T // Нефтегазовое дело. 2010. № 2.

УДК 621.787

В.Ф. Губанов (Курганский государственный университет) E-mail: drviktm@kgsu.ru

Формирование остаточных напряжений при выглаживании деталей износостойким инструментом

Обоснована целесообразность применения выглаживателя с предварительным подогревом рабочей части индентора для отделочно-упрочняющей обработки деталей. Установлено, что применение этого инструмента не оказывает негативного воздействия на формирование остаточных сжимающих напряжений в поверхностном слое детали. Экспериментально подтверждено, что предварительный подогрев рабочей части твердосплавного индентора увеличивает его стойкость.

Ключевые слова: выглаживание, инструмент, подогрев индентора, стойкость индентора, остаточные сжимающие напряжения.

The expediency of the burnisher application with preliminary heating of an indentor working part for finish-strengthening treatment of details is proved. It is established that application of this tool does not render negative influence on residual pressure formation of compression in a detail blanket. It is experimentally confirmed that the preliminary heating of a working part of hard-facing alloyed indentor increases its firmness.

Keywords: burnishing, tool, heating of indentor, firmness of indentor, residual pressure of compression.

В современных условиях повышение износостой-кости выглаживателей становится актуальной задачей, поскольку износ рабочей части индентора выглаживателя приводит к появлению несоответствующей продукции.

Решить данную задачу можно на основе разработки специализированных конструкций инструментов [1]. Известно, что у выглаживателей [2] в начальный период обработки наблюдается хрупкое состояние твердосплавного индентора. Разогрев рабочей части индентора в ходе процесса выглаживания сопровождается износом, характерным для хрупкого разрушения твердых сплавов [3], что в целом отрицательно сказывается на стойкости инструмента. Поэтому подогрев индентора до начала обработки повышает стойкость выглаживателя, что связано с переводом твердого сплава из хрупкого состояния в хрупко-пластическое.

На рис. 1 приведена конструкция специализированного инструмента [4], состоящего из индентора *1*, державки *2*, винта *3*, нагревательного элемента *4*, вольтметра *5* и трансформатора *6*. Нагревательный элемент, который изолирован от контакта с державкой и винтом, состоит из токопроводящего титанового основания и полупроводникового слоя. Выглаживатель закрепляется в инструментальной головке таким образом, чтобы инструмент был электрически от нее изолирован.

В электрическую цепь подается напряжение, которое регулируется трансформатором 6 и регистрируется вольтметром 5. Нагрев твердосплавного индентора 1 осуществляется вследствие эффекта термо-ЭДС, возникающего в зоне контакта нагревательного

элемента 4 с индентором *1*. После нагрева индентора до требуемой температуры подача напряжения в электрическую цепь прекращается, выглаживатель подводится к детали и начинается процесс отделочно-упрочняющей обработки.

Поскольку сам процесс отделочно-упрочняющей обработки сопровождается тепловыми явлениями, возникает вопрос о том, не оказывает ли негативного влияния предварительный подогрев рабочей части индентора на формирование остаточных напряжений в поверхностном слое детали.

Для оценки максимальных остаточных сжимающих напряжений первого рода σ_{max} , формируемых в

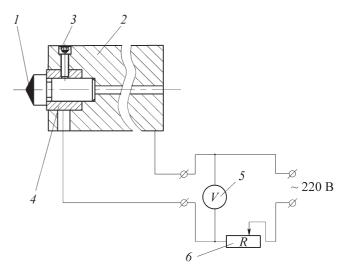


Рис. 1. Выглаживатель с предварительным подогревом рабочей части

поверхностном слое детали при выглаживании инструментом с предварительным подогревом рабочей части, была проведена серия экспериментов.

Выглаживали цилиндрические поверхности деталей \emptyset 80 мм (сталь 9XC) инденторами из инструментального твердого сплава ВК8 сферической формы радиусом рабочей поверхности 3 мм. Исходное среднее арифметическое отклонение профиля шероховатости выглаживаемой поверхности составляло $Ra_{\rm u} = 0.4$ мкм. По рекомендациям, приведенным в работе [3], температура предварительного подогрева рабочей части индентора была назначена 740 °C.

На рис. 2 представлены результаты экспериментальных исследований влияния натяга h_3 на σ_{\max} при подаче $S_0=0.07$ мм/об; скорости выглаживания v=50 м/мин. Максимальные остаточные сжимающие напряжения в поверхностном слое детали с увеличением натяга (силы выглаживания) возрастают, причем эта зависимость описывается квадратичной моделью.

На рис. 3 представлены результаты экспериментальных исследований влияния S_0 на σ_{\max} при $h_3 = 75$ мкм; v = 50 м/мин. Максимальные остаточные сжимающие напряжения в поверхностном слое детали с увеличением подачи монотонно уменьшаются, что связано с кратностью воздействия силы выглаживания.

На рис. 4 представлены результаты экспериментальных исследований влияния v на $\sigma_{\rm max}$ при $S_0 = 0,07$ мм/об; $h_3 = 75$ мкм. Максимальные остаточные сжимающие напряжения в поверхностном слое детали с увеличением скорости выглаживания линейно уменьшаются.

Основное влияние на максимальные остаточные сжимающие напряжения в поверхностном слое детали оказывает натяг, далее по степени влияния идут подача и скорость выглаживания.

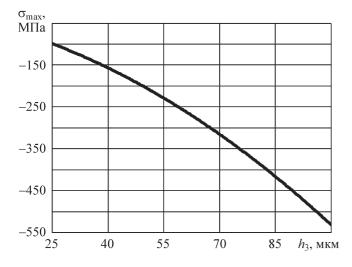


Рис. 2. Зависимость максимальных остаточных сжимающих напряжений от натяга

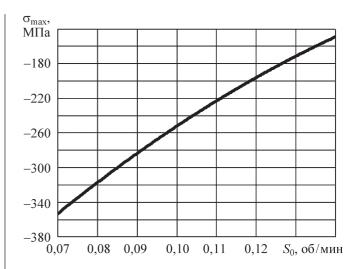


Рис. 3. Зависимость максимальных остаточных ежимающих напряжений от подачи

Следовательно, предварительный подогрев рабочей части индентора не оказывает негативного влияния на формирование остаточных напряжений в поверхностном слое детали.

Для сравнения износа индентора с предварительным подогревом рабочей части и износа индентора без предварительного подогрева рабочей части осуществляли обработку деталей без доводки инденторов при $S_0 = 0.07$ мм/об; $h_3 = 75$ мкм; v = 40 м/мин.

На рис. 5 приведена зависимость среднего арифметического отклонения профиля шероховатости выглаженной поверхности Ra от времени выглаживания t. Полученные результаты позволяют сделать вывод о том, что предварительный подогрев рабочей части твердосплавного индентора увеличивает его стойкость. Начальные значения параметра Ra обработанной поверхности при выглаживании приработавшимся индентором (t = 0,1 ч) с предварительным по-

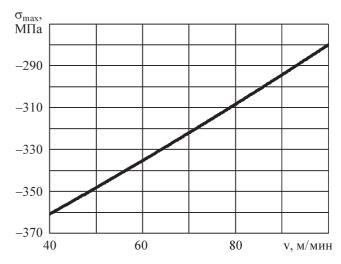


Рис. 4. Зависимость максимальных остаточных ежимающих напряжений от скорости выглаживания

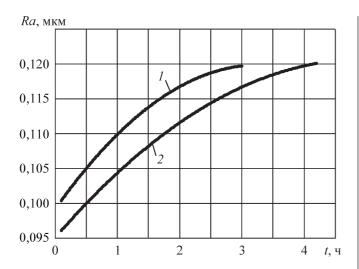


Рис. 5. Зависимости параметра шероховатости детали от времени выглаживания:

1- без предварительного подогрева рабочей части индентора; 2- с предварительным подогревом рабочей части индентора

догревом рабочей части меньше, чем при выглаживании приработавшимся индентором без предварительного подогрева рабочей части.

Таким образом, применение выглаживателя с предварительным подогревом рабочей части индентора позволяет повысить стойкость индентора и не оказывает негативного воздействия на формирование остаточных сжимающих напряжений в поверхностном слое детали. При этом инструмент является достаточно простым по своему конструктивному исполнению. Следовательно, данный выглаживатель можно рекомендовать применять при отделочно-упрочняющей обработке деталей.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- 1. **Губанов В.Ф.** Выглаживатели с повышенной износостойкостью // Технология машиностроения. 2008. № 2. С. 31-32.
- 2. **Кузнецов В.П., Горгоц В.Г., Губанов В.Ф.** и др. Обеспечение требуемого качества поверхностей деталей на основе управления динамической системой процесса выглаживания: учеб. пособие. Старый Оскол: Изд-во "Тонкие Наукоемкие Технологии", 2006. 100 с.
- 3. **Артамонов Е.В.** Прочность и работоспособность сменных твердосплавных пластин сборных режущих инструментов. Тюмень: ТюмГНГУ, 2003. 192 с.
- 4. **Пат. 58065 РФ.** Выглаживатель с предварительным подогревом рабочей части / Губанов В.Ф., Губанов И.Ф. Опубл. 2006. Бюл. № 31.

УДК 621.787.001.57:621.941

В.И. Жиганов, Р.Ш. Халимов (Ульяновская государственная сельскохозяйственная академия) E-mail: GVI-1944-01@yandex.ru

Разработка и исследование технологии финишного электромеханического упрочнения направляющих токарного станка

Приведены результаты разработки и исследования технологии для повышения динамической устойчивости токарного станка при резании и повышения его технологической надежности.

Ключевые слова: электромеханическая обработка, серый чугун, регулярный микрорельеф, поверхность трения, технологические рекомендации.

The results of research and development of technology to improve the dynamic stability of the lathe when cutting and improving its technical reliability are presents.

Keywords: electro-mechanical treatment, cast iron, regular microrelief, surface friction, technological advice.

Важной задачей при конструировании и эксплуатации металлорежущих станков является улучшение динамических характеристик станков, представляющих собой замкнутую технологическую систему [1], в которой фрикционное трение подвижных узлов по направляющим в значительной мере определяет устойчивость системы при резании, точность обработки, шероховатость поверхности и технологическую надежность. От состояния поверхностного слоя направляющих зависят возникающие при их взаимо-

действии с другим телом или с окружающей средой процессы изнашивания [2].

Для повышения долговечности направляющих в промышленности применяют традиционные технологии: закалка ТВЧ, плазменная и лазерная закалка, комбинированные методы упрочнения и восстановления поверхности, полимерные материалы и покрытия направляющих металлорежущих станков. Наиболее эффективной и прогрессивной технологией явля-

ется электромеханическая обработка (ЭМО) различных поверхностей деталей машин [3, 4].

Ранее были проведены комплексные сравнительные триботехнические исследования различных пар трения скольжения [5], которые свидетельствуют о целесообразности применения упрочненных ЭМО подвижных узлов (ползунов, суппортов и т.п.) для повышения устойчивости прецизионных металлорежущих станков при резании, обеспечивая при этом повышенную их ремонтопригодность.

В ходе исследований выявлено, что комбинация пары трения подвижного узла металлорежущего станка, состоящая из одной поверхности упрочненного ЭМО материала и поверхности из наклеенного полимерного материала на другом образце этой пары, показала более чем двухкратное снижение значений момента силы трения, а также ее стабильный характер. Такая пара способствует оптимизации характеристики трения материалов при любом режиме трения.

Существующие методы упрочнения поверхности, как правило, не предусматривают оптимизацию параметров микрорельефа поверхности, т.е. оставляют ее такой, какая она была получена в результате механической обработки, меняя только физико-механические свойства поверхностного слоя.

Новая технология упрочнения позволяет целенаправленно изменять геометрические параметры микрорельефа, создавать направленный, упорядоченный, наперед заданный *регулярный микрорельеф* (PMP) поверхности [6, 7]. Такое качество поверхности достигается травлением через трафареты, вибронакатыванием, а также ЭМО, при которой микрорельеф обеспечивается изменением соотношения скоростей движения инструмента и заготовки.

В целом задача была решена при разработке новых комплексных (комбинированных) методов упрочняющей обработки, рабочего инструмента и оснастки, обеспечивающих возможность образования на поверхности деталей регулярных, управляемых, аналитически рассчитываемых микрорельефов [8, 9].

Патентные разработки позволяют дополнить классификацию поверхностей с РМР.

Созданные масляные каналы на упрочненной поверхности служат в качестве резервуаров для удержания смазки, полостей для скопления продуктов износа, а карманы разрывают линии адгезионных связей между контактирующими поверхностями. Система каналов и углублений исключает сухое трение, предотвращает образование горячих зон, при этом устраняется возможность образования явления схватывания и, как следствие, натиров и задиров. При изменении

площади масляных канавок можно минимизировать силу трения.

Такое электромеханическое упрочнение поверхности зеркала направляющих станины металлорежущих станков является окончательной операцией обработки их поверхностей, т.е. не требуется дополнительных доводочных операций (шлифование, шабрение и т.д.).

В данной работе изложены результаты исследований на основе оригинальных технических разработок и предложена новая технология финишного электромеханического упрочнения (ФЭМУ) направляющих скольжения из серого чугуна СЧ20 (ГОСТ 1412-85), которая предусматривает образование упрочненного каркаса сетки РМР поверхности трения с возможностью удержания смазки и улучшения динамических характеристик суппорта металлорежущего станка [5, 8, 9]. Технология ФЭМУ позволяет оптимизировать и получить РМР-поверхности с заранее запрограммированными параметрами и каналами для заполнения их смазкой, при которых достигается меньшая скорость изнашивания направляющих в сравнении с направляющими, изготовленными по серийной технологии.

Исследования проводили поэтапно. Первоначально выполняли ФЭМУ плоской поверхности детали из чугуна СЧ20, предназначенной, например, для изготовления испытательных образцов, имитирующих фрагмент плоской поверхности направляющих металлорежущего станка (рис. 1).

Для упрочнения поверхности по предлагаемой технологии был изготовлен инструмент (упрочняющий ролик) из материала, имеющего высокую температуру плавления и теплостойкость, большую чем у материала обрабатываемой поверхности детали (рис. 2).

ФЭМУ производили при силе прижатия ролика к обрабатываемой поверхности 5 Н. Скорость перемещения детали составляла 1; 1,25; 1,5 м/мин. Сила тока для каждой скорости скольжения — 450; 600; 800 А. В результате проведенного многофакторного эксперимента и статистической обработки их результатов были определены оптимальные параметры процесса

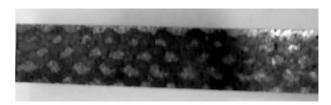


Рис. 1. Образец, подвергнутый ФЭМУ



Рис. 2. Инструмент для ФЭМУ

поверхностного упрочнения: скорость относительного перемещения детали v=1 м/мин, сила тока I=800 А.

При металлографическом исследовании шлифов чугунных образцов (рис. 3, см. с. 3 обложки) было установлено, что при проведении электромеханического упрочнения происходит измельчение пластинчатого графита, и он принимает вид более мелких включений.

Анализируя полученные результаты, следует отметить, что микротвердость материала изменяется по глубине слоя. Максимальное значение микротвердости достигается на расстоянии 0,04 мм от поверхности образца и составляет порядка 62 HRC. По глубине слоя микротвердость убывает. Снижение значений микротвердости упрочненного слоя поверхности до исходного наблюдалось при глубине 0,59 мм у образцов, упрочненных силой тока 800 A, при их перемещении со скоростью 1 м/мин.

Для определения особенностей строения поверхности чугуна после ФЭМУ невооруженным глазом был проведен макроструктурный анализ. Для этого изготавливали образцы из упрочненного серого чугуна, поверхность которых шлифовали, затем 12 ч травили соляной кислотой. На рис. 4 (см. с. 3 обложки) показан образец макрошлифа после ФЭМУ из серого чугуна СЧ20.

Анализ показал (см. рис. 4, с. 3 обложки), что упрочненный участок имеет плотную равномерную зеркальную структуру без видимых дефектов, неупрочненный участок 2 имеет на своей поверхности дефекты в виде раковин, пор, трещин.

Для визуального определения разницы рельефа на упрочненной ЭМО и неупрочненной поверхностях образца из серого чугуна в учебно-научной лаборатории нанотехнологий УлГТУ были проведены исследования на *сканирующем зондовом микроскопе* (СЗМ) NanoEducator (рис. 5) в режиме атомно-силовой микроскопии [10]. Тип сканирования при использовании данного микроскопа — образцом по трем пространственным координатам при неподвижно закрепленном зонде.

Более подробная информация по конструкции и принципу работы C3M NanoEducator изложена в руководстве пользователя [11], а также на сайте http://www.nt-mdt.ru.



Puc. 5. Оборудование для сканирования микроскопом NanoEducator:

1 — измерительная головка СЗМ; 2 — электронный блок управления; 3 — системный блок персонального компьютера; 4 — монитор

Исследования проводили на образцах из серого чугуна СЧ20, упрочненных по предлагаемой технологии на режиме $I=800~\mathrm{A}; \mathrm{v}=1~\mathrm{m/muh}; P=5~\mathrm{H},$ показавшем наилучший результат при предыдущих металлографических исследованиях. Образцы вырезали согласно руководству пользователя по следующим размерам: ширина сторон и толщина образца не превышали соответственно 12 и 5 мм. Для достоверности получения рельефа поверхности образцы помещали в спиртовую ванну для удаления с поверхности оксидов и частиц абразива на $10...15~\mathrm{muh}, \mathrm{3atem}$ тщательно просушивали в сушильном шкафу.

При исследовании образца его поверхность условно разделяли на три зоны: упрочненную, переходную и неупрочненную, результаты состояния поверхности снимали поочередно и строили трехмерные графические изображения рельефа поверхности.

При исследовании площади поверхности в главном окне программы NanoEducator задавали следующие параметры сканирования: площадь сканирования $10~000\times10~000$ нм; шаг 100~нм; скорость сканирования 4000~нм/с.

На рис. 6 (см. с. 3 обложки) представлены результаты сканирования рельефа поверхности с помощью СЗМ NanoEducator. Результаты сканирования сохраняли на жестком диске персонального компьютера. Полученные результаты подтверждают достоверность ранее проведенных исследований и показывают высокую эффективность предлагаемой технологии ФЭМУ.

Для расширения применения новой технологии ФЭМУ с целью снижения затрат на полную разборку

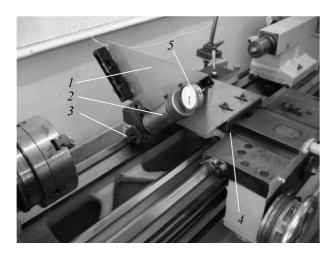


Рис. 7. Общий вид устройства, закрепленного на станке мод. УТ-16 (установка и токоподводящие кабели не показаны): 1- стойка; 2- державка; 3- ролик; 4- поперечные салазки суппорта; 5- индикатор контроля силы прижатия инструмента к обрабатываемой поверхности



Рис. 8. Наладка для упрочнения зеркала — поверхностей скольжения направляющих станины станка мод. УТ-16:

1 — станина станка с упрочняемыми направляющими; 2 — телескопическая державка с тарированной пружиной и индикатором; 3 — рабочий инструмент (специальный ролик); 4 — разработанное устройство; 5 — токоподводящий кабель; 6 — установка УЭМО-5

Рис. 9. Фрагмент станины с направляющими до (*a*) и после (б) упрочнения



a)



б)

станка при упрочнении его направляющих разработано и изготовлено приспособление для ФЭМУ направляющих станины, закрепляемое на каретке токарного станка (рис. 7). Оно позволяет проводить упрочнение непосредственно на новом или ремонтируемом станке с помощью его привода подач, не производя его полной разборки. Устройство проходит экспертизу в Роспатенте.

В результате ФЭМУ на обработанной поверхности направляющих образуются характерные упрочненные треки с регулярным направленным микрорельефом, способствующим удержанию смазки на поверхности трения.

По разработанной технологии ФЭМУ было проведено упрочнение направляющих станины токарно-винторезного станка мод. УТ-16. На рис. 8 показана наладка для упрочнения рабочих поверхностей направляющих станины станка мод. УТ-16 по предлагаемой технологии.

На рис. 9 показан фрагмент станины с неупрочненными направляющими и после их упрочнения.

Заключение

- 1. Разработана технология ФЭМУ для упрочнения направляющих станин металлорежущих станков. Определены оптимальные режимы технологии ФЭМУ поверхности деталей из серого чугуна.
- 2. Исследование поверхности после ФЭМУ на C3M NanoEducator позволило достоверно и более точно оценить качество получаемой поверхности, этим подтверждена эффективность предлагаемой технологии.
- 3. На основе выполненных исследований проведено упрочнение направляющих станины токарно-винторезного станка мод. УТ-16 по технологии ФЭМУ, что подтверждено актом внедрения предлагаемой технологии на производственном участке ОГОУ

СПО "Ульяновский технический колледж" от 21.02.2011 г.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- 1. **Кудинов В.А.** Динамика станков. М.: Машиностроение. 1967. 359 с.
- 2. **Проников А.С.** Параметрическая надежность машин. М.: Изд-во МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2002. 560 с.
- 3. **Багмутов В.П., Паршев С.Н.** и др. Электромеханическая обработка: технологические и физические основы, свойства, реализация. Новосибирск: Наука, 2003. 318 с.
- 4. **Жиганов В.И., Халимов Р.Ш.** Некоторые способы улучшения динамических характеристик технологической системы токарного станка // Молодежь и наука XXI века: матер. Всерос. науч.-практ. конф. Ульяновск: УГСХА, 2007. С. 164—174.
- 5. Жиганов В.И., Халимов Р.Ш. Исследование трения и разработка методов электромеханической обработки по-

- верхностей направляющих скольжения металлорежущих станков // СТИН. 2009. № 4. С. 2—5.
- 6. **Шнейдер Ю.Г.** Эксплуатационные свойства деталей с регулярным микрорельефом. Л.: Машиностроение, 1982. 248 с.
- 7. **ГОСТ 24773-81.** Поверхности с регулярным микрорельефом. М.: Изд-во стандартов, 1982. 8 с.
- 8. **Пат. 2 271 919 РФ**, МПК В 24 В 39/00. Инструмент для электромеханической обработки поверхности деталей / Жиганов В.И.; заявл. 20.04.04; опубл. 20.03.06.
- 9. Пат. 2 385 212 РФ, МПК В 24 В. Способ упрочнения поверхности деталей / Жиганов В.И., Халимов Р.Ш., Смирнова Н.А.; заявл. 11.02.08; опубл. 27.03.10.
- 10. **Миронов В.Л.** Основы сканирующей зондовой микроскопии. М.: Техносфера, 2005. 144 с.
- 11. **Сканирующий** зондовый микроскоп NanoEducator. Руководство пользователя. ЗАО "Нанотехнология МДТ". Москва, 2009. 147 с.

УДК: 62/002:539.3(075.8)

В.А. Лебедев, И.П. Малегон (Азовский технологический институт (филиал) Донского Государственного технического университета) E-mail: malegon.inna@yandex.ru

Энергетический подход к выбору режимов обработки и оценки качества поверхностного слоя, упрочненного динамическими методами ППД

Предложены модели прогнозирования физико-механических характеристик качества поверхностного слоя, формируемого в процессе упрочнения, представлена методика расчета технологических режимов обработки динамическими методами поверхностного пластического деформирования.

Ключевые слова: динамические методы, поверхностно-пластическое деформирование, упрочнение, поверхностный слой, режимы обработки, твердость, скрытая энергия.

Forecasting models of physicomechanical characteristics of the quality of the surface layer being formed in the process of hardening, the methods of calculating technological models of processing with dynamic PSD methods are presented.

Keywords: dynamic methods, plastic surface deformation, hardening, surface layer, mode of processing, hardeness, hidden energy.

Дальнейшее развитие методов *поверхностного пластического деформирования* (ППД), расширение области их применения в технологических процессах изготовления деталей машин — вполне закономерный процесс, обусловленный тенденцией непрерывного повышения эксплуатационных характеристик проектируемых изделий.

В процессе ППД происходит упрочнение *поверх*ностного слоя (ПС), что предопределяет главное технологическое назначение данных методов и их место в технологии изготовления деталей машин и, как следствие, постоянный научный интерес, проявляемый учеными и инженерно-техническими работниками для раскрытия физической сущности процесса, которая могла стать основой при разработке новых и совершенствовании существующих способов и методов ППД.

Современные достижения физики, многочисленные теоретические и экспериментальные исследования методов ППД позволили дать структурно-энерге-

тическую интерпретацию процесса ППД, положив в его основу термодинамическую теорию прочности и разрушения твердых тел, из которой следует, что ответственной за упрочнение ПС является потенциальная (скрытая) энергия, накапливаемая в нем при ППД.

Предложенная в работах [1, 2] энергетическая модель деформационного упрочнения методами ППД, описываемая кинетическими уравнениями, дает возможность качественно и количественно оценить плотность внутренней энергии упрочненного ПС для сплавов, склонных к упрочнению. Используя аналогию между процессами механического и термического упрочнения, в качестве энергетического критерия эффективности упрочнения ПС методами ППД может быть принята предельная плотность скрытой энергии, запасенная в локальном микрообъеме ПС, равная разности энтальпии данного материала в твердом состоянии при температуре плавления и при 293 К.

Энергетическое условие эффективности упрочняющей обработки деталей методами ППД раскрывает связь между предельной плотностью скрытой энергии и режимами обработки, что позволяет на стадии технологической подготовки решать ряд оптимизационных задач при проектировании операций ППД.

Установление истинных значений физико-механических характеристик ПС, формируемого в результате упрочения методами ППД, позволяет объективно оценить влияние качества поверхности на эксплуатационные свойства деталей. В качестве основных физико-механических характеристик упрочненного ПС, определяющих его прочностные свойства и, как следствие, эксплуатационные свойства деталей, выделяют микротвердость, остаточные напряжения, глубину упрочненного слоя.

Несмотря на то что указанные физико-механические характеристики получили наиболее широкое распространение в науке и инженерной практике, а их экспериментальное определение не представляет серьезных затруднений, теоретический анализ поведения деталей в условиях эксплуатации связан со значительными трудностями, которые обусловлены их конструктивной сложностью, неоднородностью и нестационарностью напряженно-деформированного состояния материала. Основные физико-механические характеристики прочности ПС деталей устанавливают в результате механических испытаний или путем применения методов разрушающего контроля.

Однако в последние годы в связи с появлением более совершенных методов и средств определения физико-механических свойств решающую роль начина-

ют играть неразрушающие методы оценки повреждаемости деталей.

Развитие неразрушающих методов контроля и прогнозирования физико-механических свойств деталей идет по двум направлениям – экспериментальному и теоретическому. При этом оба направления опираются на различного рода параметры, характеризующие состояние повреждаемости материала и критерии разрушения. Активизация развития этих методов предопределяется тем, что между механическим состоянием детали в конструкции изделия и комплексом его физических свойств ПС существует тесная взаимосвязь. При этом чем лучше физико-механические характеристики качества ПС детали коррелируют с его механическим состоянием в конструкции изделия, тем с большей достоверностью можно определить и предсказать механические свойства изделия и его конструктивных элементов без разрушения.

Следовательно, современные методы неразрушающего контроля и прогнозирования должны основываться на установлении корреляционной связи физико-механических характеристик качества ПС с объемной повреждаемостью материала в процессе упрочняющей обработки методами ППД.

В связи с этим изучение в процессе ППД таких термодинамических свойств материала, как плотность накапливаемой в деформируемых объемах упрочненного ПС скрытой энергии, интегрально и однозначно характеризующей его структурное состояние и степень повреждаемости, имеет особое значение.

Наиболее обобщенной характеристикой прочности пластически деформированного ПС является твердость. О связи между твердостью, напряжениями и деформациями говорит тот факт, что при измерении твердости вдавливанием выявляется не особое механическое свойство материала, а сопротивление ПС пластической деформации.

В настоящее время получены экспериментальные данные о связи между твердостью и напряжениями течения в условиях простейших напряженных состояний — растяжения, сжатия, кручения, что позволяет установить корреляционную связь и предложить метод оценки по твердости структурных параметров упрочненного ППД ПС и наоборот.

В соответствии с энергетическими представлениями процесса $\Pi\Pi\Pi$, термодинамической теорией прочности и разрушения твердых тел основными параметрами, характеризующими структурное состояние материала, его наследственные свойства (предысторию нагружения), являются начальная плотность скрытой энергии E_0 материала в исходном (до деформирования) состоянии и степень перенапряжения на

межатомных связях, оцениваемая коэффициентом K_{σ} . Знание этих структурных параметров необходимы для расчетно-аналитической оценки (прогнозирования) физико-механических характеристик ПС, упрочненного методами ППД.

Для оценки исходной плотности скрытой энергии E_0 необходимо установить зависимость интенсивности напряжения σ_i от твердости. Статистическая обработка экспериментальных данных позволяет представить обобщенную зависимость между твердостью и интенсивностью напряжения в виде

$$\sigma_i = 0.067 \text{HV}^{1,2},$$
 (1)

где HV – твердость материала по Виккерсу.

О высокой степени универсальности полученной формулы свидетельствует высокий коэффициент корреляции r=0.956.

Установленный характер зависимости интенсивности напряжений от твердости HV представляет интерес с позиций возможности прогнозирования повреждаемости ПС при ППД, а также для определения предельного значения твердости упрочненного слоя $\mathrm{HV}_{\mathrm{n.c.}}^*$, при котором достигается наибольший эффект упрочнения с точки зрения повышения эксплуатационных свойств деталей.

В соответствии с теорией дислокаций между плотностью скрытой энергии E и интенсивностью напряжений σ_i существует взаимная связь

$$\sigma_i^2 = \frac{6GE}{K_\sigma^2},\tag{2}$$

где G — модуль сдвига.

Учитывая, что интенсивность напряжений σ_i связана с твердостью HV выражением (1), а K_{σ} с достаточной степенью точности определяется по формуле [2]

$$K_{\sigma} = \frac{1}{1,2 \cdot 10^{-3} + 6,47 \cdot 10^{-6} \,\text{HV}_0},$$

то из выражения (2) получим зависимость для оценки плотности скрытой энергии в виде

$$E = MHV^{2,4}, (3)$$

где
$$M = \frac{1}{6G} \left(\frac{0,067}{1.2 \cdot 10^{-3} + 6.47 \cdot 10^{-6} \,\mathrm{HV_0}} \right)^2;$$

 HV_0 — твердость материала в исходном состоянии по Виккерсу.

На основании выражения (3) может быть определена начальная плотность скрытой энергии E_0 , если

подставить значение твердости ПС в исходном до деформирования состоянии

$$E_0 = \frac{(0.067 \text{HV}^{1.2})^2}{6G(1.2 \cdot 10^{-3} + 6.47 \cdot 10^{-6} \text{HV}_0)^2}.$$
 (4)

Согласно структурно-энергетической интерпретации процесса ППД, наибольший эффект упрочняющей обработки достигается, когда плотность накопленной скрытой энергии E в ПС обрабатываемого материала достигает предельной величины E^* . Тогда по уравнению (3) предельно допустимая твердость упрочненного слоя с точки зрения влияния ее на эксплуатационные свойства деталей будет равна

$$HV_{\text{n.c}}^* = \left(\frac{E^*}{M}\right)^{0.42}$$
 (5)

Установлено, что критическое значение плотности скрытой энергии E^* хорошо коррелирует с известной термодинамической характеристикой металлов, определяемой как разность энтальпии данного материала в твердом состоянии при температуре плавления и энтальпии при 293 К. Поэтому выражение для оценки предельно допустимой твердости упрочненного в процессе ППД ПС можно представить в виле

$$HV_{\text{n.c}}^* = \left[\frac{(H_{\text{TS}} - H_{293})}{M} \right]^{0.42}, \tag{6}$$

где $H_{\rm TS},\,H_{\rm 293}$ — энтальпия материала детали соответственно в твердом состоянии при температуре плавления и при нормальных условиях (293 K).

Для определения корреляционной связи твердости $HV_{n,c}$ и глубины упрочненного слоя h_y был подобран большой массив экспериментальных данных, устанавливающих взаимосвязь глубины упрочненного слоя с изменениями микротвердости на поверхности при динамическом ППД образцов из различных сталей и материалов.

Статистическая обработка экспериментальных данных по методу наименьших квадратов позволила установить связь между микротвердостью и глубиной упрочненного слоя при обработке деталей динамическими методами ППД со скоростями соударения энергонесущей среды 1...100 м/с в виде апроксимирующего уравнения

$$h_y = 0.45 H_{\mu}^{0.25}, \tag{7}$$

где H_{μ} — относительный прирост микротвердости поверхности, достигаемый за определенный промежуток времени и определяемый из соотношения

$$H_{\mu} = \frac{(\mathrm{HV}_{\mathrm{n.c}} - \mathrm{HV}_{0})}{\mathrm{HV}_{0}}.$$

Коэффициент корреляции установленной зависимости (7) близок к единице (0,957), что свидетельствует о тесной параболической корреляционной связи между h_y и $\mathrm{HV}_{\mathrm{n.e.}}$, т.е.

$$h_y = 0.45 \left(\frac{(HV_{\text{n.c}} - HV_0)}{HV_0} \right)^{0.25}$$
 (8)

С учетом формулы (6) выражение (8) будет иметь вид

$$h_y^* = 0.45 \left[\frac{\left(\frac{(H_{TS} - H_{293})}{M} \right)^{0.42} - HV_0}{HV_0} \right]^{0.25},$$
 (9)

где h_y^* — предельно допустимая глубина упрочненного слоя при ППД.

Обобщенная зависимость (1) между твердостью и интенсивностью напряжений σ_i позволяет прогнозировать как физический предел текучести материала по исходному значению твердости

$$\sigma_{\rm T} = 0.067 \,{\rm HV}_0^{1,2},$$
 (10)

так и предел текучести упрочненного в процессе $\Pi\Pi J$ ΠC .

В условиях предельно допустимого с точки зрения повышения эксплуатационных свойств деталей упрочнения методами ППД максимальный предел текучести ПС $\sigma_{\scriptscriptstyle T}^*$ можно прогнозировать из следующего выражения:

$$\sigma_{\rm T}^* = 0.067 \left[\frac{(H_{\rm TS} - H_{293})}{M} \right]^{0.5}.$$
 (11)

Теоретически и экспериментально установленная корреляционная связь между остаточными напряжениями и пределом текучести упрочненного ПС позволяет также говорить о тесной связи остаточных напряжений с твердостью.

Аналитическое описание связи основных остаточных напряжений σ_{o} с физико-механическими характеристиками формируемого в процессе ППД упрочненного ПС, а также геометрическими параметрами обрабатываемой детали наиболее объективно представлено в следующей зависимости:

$$\sigma_{o} = \frac{\sigma_{\tau}}{h_{y}} \left[2h_{i} - \frac{1}{3}S - \frac{1}{4}(S - 2h_{y}) \times \left(2\ln \frac{S}{(S - 2h_{i})} - \frac{(S - 2h_{y})^{2}}{3S^{2}} - 1 \right) \right],$$
(12)

где h_i — глубина залегания локального микрообъема; S — толщина (диаметр) упрочняемой детали.

Из зависимости (12) следует, что величина остаточных напряжений возрастает с увеличением напряженного состояния упрочненного ПС и имеет максимум σ_0^* на поверхности упрочненного слоя детали при $h_i = 0$

$$\sigma_{o}^{*} = \sigma_{T}^{*} \left(-1 + \frac{h_{y}}{3S} + \frac{2h_{y}^{2}}{3S^{2}} \right).$$
 (13)

Так как при упрочняющей обработке ППД $h_y << S$, то в выражении (13) значением $\frac{h_y^2}{S^2}$ можно пренебречь, а формулу для прогнозирования максимальных остаточных напряжений, формируемых в

упрочненном ППД ПС, записать в виде

$$\sigma_{o}^{*} = \sigma_{T}^{*} \left(-1 + \frac{h_{y}}{3S} \right)$$
 (14)

Проведенные исследования показали, что энергетические параметры упрочненного ППД ПС E_0 , E^* , K_{σ} можно довольно просто определить по известным значениям твердости материала HV_0 в исходном состоянии, используя формулы (4), (5).

Установление корреляционных связей между плотностью скрытой энергии, накапливаемой в упроченном $\Pi C E$, и твердостью $HV_{\text{п.с}}$, твердостью и физико-механическими характеристиками упрочняемого ΠC дают возможность с позиций энергетического подхода путем использования методов неразрушающего контроля прогнозировать качество поверхности и, как следствие, эксплуатационные свойства деталей, подвергаемых в процессе изготовления упрочняющей обработке динамическими методами $\Pi \Pi J$.

Комплексным технологическим параметром динамических методов ППД являются удельная кинетическая энергия соударения обрабатывающих тел энергонесущей среды с обрабатываемой деталью, приходящаяся на единицу площади в единицу времени, и удельная работа, затраченная на упрочнение единичного объема ПС. От правильного обоснования этого параметра во многом зависит производительность процесса ППД, а также качество ПС и эксплуатационные свойства деталей.

Исследования, представленные в работах [1, 2], позволяют целенаправленно подойти к решению этого вопроса для достижения наиболее эффективного упрочнения ПС деталей и, как следствие, повышения их эксплуатационных свойств.

Основой для предлагаемой методики являются соотношения, определяющие критерий и условие ППД,

при которых обеспечивается наибольший с точки зрения повышения эксплуатационных свойств эффект упрочнения. С помощью этих соотношений могут быть решены различные оптимизационные технологические задачи. В качестве примера сформулируем и решим одну их них, связанную с определением технологических параметров упрочняющей обработки выбранным или выбранными для этой цели динамическими методами ППД.

Исходные данные:

- 1. Обрабатываемая деталь:
- 1.1. Твердость материала в исходном состоянии (HV_0) .
- 1.2. Предельная твердость материала в закаленном состоянии (HV_{max}).
 - 1.3. Энтальпия материала.
 - 1.4. Модуль сдвига материала.
 - 1.5. Температура плавления материала.
 - 2. Условия ППД:
- 2.1. Метод ППД, определяющий состояние энергонесущей среды при обработке.
 - 2.2. Характеристика обрабатывающей среды:
 - диаметр обрабатывающих тел;
 - материал обрабатывающих тел.
 - 2.3. Режимы обработки:
- 2.3.1. Для ППД хаотично соударяющимися обрабатывающими телами:
- предельно допустимые по конструкторским соображениям частота f_{\max} и амплитуда A_{\max} колебаний рабочей камеры;
- диапазон регулирования частот и амплитуд. Если они задаются дискретно, то значения рабочих частот и амплитуд.
- 2.3.2. Для ППД направленным потоком обрабатывающих тел:
 - диапазон скоростей энергонесущего потока;
 - диаметр сопла;
 - количество сопел;
 - расстояние до обрабатываемой поверхности;
- позиционируемая относительно сопла обрабатываемая площадь;
- скорость относительного перемещения детали относительно сопла S_n .
- 2.3.3. Для ППД порционными массами обрабатывающих тел:
- диапазон числа оборотов вращения ротора (для дробеметного упрочнения);
- число лопаток ротора (для дробеметного упрочнения);
- диапазон частот и амплитуда колебаний виброплощадки (для вибрационной ударно-импульсной обработки);
- позиционируемая относительно ротора (виброплощадки) обрабатываемая площадь.

Порядок решения задачи:

1. Определение предельно допустимой плотности скрытой энергии E^* , $\frac{\text{мДж}}{\text{м}^3}$, граничных локальных микрообъемов упрочненного ПС, которая должна быть накоплена в процессе ППД выбранным методом

$$E^* = \Delta H = H_{TS} - H_{293}$$
.

Значения ΔH для наиболее часто применяемых металлов, на основе которых выполняются конкретные сплавы, подвергающиеся упрочнению методами ППД, равны, $\frac{\text{мДж}}{\text{м}^3}$: железо — 10 500; алюминий — 1800; титан — 5250; магний — 1300; медь — 4150.

2. Определение плотности скрытой энергии, накопленной в граничных локальных микрообъемах ПС на предшествующих ППД этапах обработки

$$E_{\rm o} = MHV_0^{2,4}$$
.

В таблице приведены справочные значения твердости и модуля сдвига для наиболее часто применяемых металлов, на основе которых выполняются сплавы, подвергаемые упрочнению.

3. Корректировка твердости локальных микрообъемов упрочненного ΠC , ответственных за начало разрушения $HV_{\rm M}$:

$$HV_{M} = HV_{\Pi,c}^* \left(\frac{HV_{max}}{HV_{max}^*}\right)^{0.95}$$

где
$$HV_{\text{п.с}}^* = \left(\frac{E^*}{M}\right)^{0.42}$$
.

4. Определение глубины упрочненного в процессе $\Pi\Pi\Pi$ Π Π

$$h_y^* = 0.45 \left(\frac{(HV_M - HV_0)}{HV_0} \right)^{0.25}$$
.

5. Определение предельной удельной работы внешних сил, необходимой для упрочнения ПС, при которой достигается наибольший эффект ППД, обес-

Значения твердости и модуля сдвига для наиболее часто применяемых металлов

Металл	HV ₀ , ΜΠα	HV _{max} , MΠa	<i>G</i> , 10 ⁴ , МПа
Fe	Fe 1000		8
Al	500	2000	2,65
Ti	1300	1350	4,25
Cu	690	2400	4,2

печивающий повышение эксплуатационных свойств деталей

$$A_{yx} = \frac{0.5h_y^* (\Delta H - 2E_0)}{0.85 \left[\frac{1 - 0.85 (HV_M - HV_0)}{(HV_{max} - HV_0)} \right]}.$$

6. Обоснование кратности покрытия обрабатываемой поверхности следами ударов (пластическими отпечатками) i и определение продолжительности обработки выбранным методом $\Pi\Pi \ t$.

Кратность покрытия обрабатываемой поверхности пластическими отпечатками принимается приблизительно в пределах i=10...15. Более точно i^* рассчитывается по методике, предложенной в работе [2].

Продолжительность упрочняющей обработки определяется по формулам:

— если площадь упрочняемой поверхности S меньше или равна площади охватываемой энергонесущей средой S_n

$$t^* = \frac{i^*}{Pf},$$

где P — вероятность того, что любая точка обрабатываемой поверхности покрывается пятном контакта за один энергоимпульс, сообщаемый энергонесущей среде;

f — частота энергоимпульсов, сообщаемых телам энергонесущей среды;

— если площадь упрочняемой поверхности S больше площади охватываемой энергонесущей средой S_n

$$t^* = \frac{i^* S}{PfS_n}.$$

7. Определение удельной энергии $E_{yд}$, приходящейся на единицу обрабатываемой площади в единицу времени, для выбранного метода $\Pi\Pi$ Д

$$E_{yx} = \frac{A_{yx}}{t^*}.$$

8. Выбор параметров упрочняющей обработки ППД, используя соотношения:

для виброударных методов ППД с соударением и порционными массами обрабатывающих тел

$$E_{yz} = \frac{1{,}18mf^3A^2F}{D^2},$$

где m — масса тел энергонесущей среды;

A — амплитуда колебаний рабочей камеры;

F — сила соударения обрабатывающих тел;

D — диаметр обрабатывающих тел;

для дробеметных методов ППД порционными массами

$$E_{\rm yg} = \frac{1,18mn^3 R_{\rm cp}^2 zF}{D^2},$$

где n — частота вращения ротора;

 $R_{\rm cp}$ — средний радиус ротора;

z — число лопаток ротора;

- для дробеструйных методов ППД направленным потоком обрабатывающих тел

$$E_{yx} = \frac{0.04m v_{B.\pi}^3 F}{D^2 l},$$

где $V_{\text{в.п}}$ — скорость воздушного потока;

l — расстояние до обрабатываемой поверхности.

В дальнейшем энергетические методы прогнозирования основных закономерностей процесса ППД позволяют определить физико-механические характеристики ПС и оценить степень повышения сопротивления усталости детали после упрочняющей обработки ППД динамическими методами.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- 1. **Лебедев В.А.** Технология динамических методов поверхностного пластического деформирования. Ростов н/Д: Издательский центр ДГТУ, 2006. 183 с.
- 2. **Лебедев В.А.** Энергетические аспекты упрочнения деталей динамическими методами поверхностного пластического деформирования. Ростов н/Д: Издательский центр ДГТУ, 2007. 156 с.

УДК 621.7

Г.Д. Федотов, В.П. Табаков, В.А. Адакин, М.М. Бадыков (Ульяновская государственная сельскохозяйственная академия) E-mail: plast.deff@mail.ru

Упрочнение прямобочных шлицев на валах при многопроходном холодном пластическом деформировании накатной головкой

Исследован процесс упрочнения шлицевых валов при холодном пластическом деформировании. Проведено сравнение упрочнения шлицевых валов, полученных пластическим деформированием заготовки с отверстием и без отверстия. Получены зависимости твердости шлицевых валов в различных сечениях.

Ключевые слова: пластическое деформирование, твердость, накатывание, шлицевый вал.

The hardening process of splined shafts under cold plastic deformation is studied. The comparative study of hardening splined shafts obtained by plastic deformation of the workpiece with opening and without it is done. The hardness function of splined shafts at various sections is obtained.

Keywords: plastic deformation, hardness, rolling, splined shaft.

В машиностроении шлицевые валы изготавливают методами пластического деформирования и резания. Износостойкость шлицевых валов, полученных пластическим деформированием, выше изготовленных резанием на 30...40 % [1]. Накатанные зубья при скручивании на 10...20 % прочнее фрезерованных. При пластическом формообразовании зерна структуры не разрушаются и расположены по контуру профиля зубьев (рис. 1), что повышает их сопротивление усталости.

С 2001 г. изготовление шлицованных концов карданных валов автомобилей УАЗ полностью выполняется на шлиценакатных станах 1126 ПС на ОАО "Автодеталь—сервис" (г. Ульяновск). Это принципиально новый технологический процесс получения шлицев на валах, при котором не требуется дополнительной отделочной обработки рабочих поверхностей шлицев. Накатывание сопровождается интенсивным упрочнением материала детали.

В настоящее время шлицы на валах накатывают за шесть проходов. Это способствует уменьшению сил деформирования в 3–5 раз в сравнении с однопроходным накатыванием [1]. Глубина подбивки (смещения роликов в радиальном направлении) рассчитана таким образом, чтобы за каждый проход вытеснялся металл равного объема, при этом длина поковки за каждый проход увеличивается на 2 мм [1, 2]. Для улучшения условий деформирования и исключения встречного

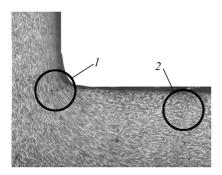


Рис. 1. Уплотнение металла по шлицу и впадине валов: 1- зона активного течения металла; 2- "застойная" зона

течения металла рекомендовано высверливать отверстие в поковке на всю глубину шлицев [3].

Глубина, степень упрочнения шлицев, а также течение металла представлены на рис. 2, 3. Поковки из

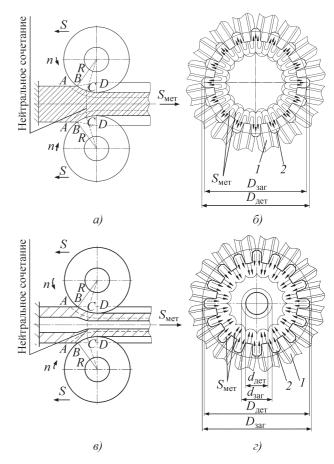


Рис. 2. Направление течения металла ($S_{\text{мет}}$ — направление течения металла; S — перемещение инструмента):

a — осевое без отверстия; δ — радиальное без отверстия; s — осевое с отверстием; ϵ — радиальное с отверстием; l — инструмент; 2 — деталь

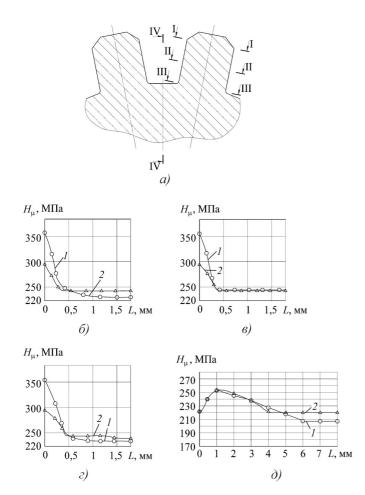


Рис. 3. Изменение твердости в поперечном сечении вала: a — направление распределения секущих плоскостей; δ , ϵ , ϵ — в поперечных сечениях шлица соответственно по вершине (I–I), по центру (II–II) и по основанию (III–III); δ — от внутреннего диаметра до центра вала; I — вал без отверстия; 2 — вал с отверстием

стали 45 под накатывание шлицев были с исходной твердостью 156...207 НВ. Изменение твердости поковки по длине и сечению не превышало 20 единиц.

На рис. 3 показано изменение твердости в различных направлениях поперечного сечения вала на глубину L после накатывания шлицев с отверстием и без отверстия. Степень упрочнения определяли по выражению

$$\Delta = \frac{H_{\text{max}} - H_0}{H_0} \cdot 100 \%, \tag{1}$$

где $H_{\max},\ H_0$ — максимальная и начальная твердость соответственно.

По всем сечениям вала была обнаружена неравномерность твердости. Равное упрочнение для сплошных валов достигается по всей высоте шлица (см. рис. 3, δ — ϵ) (увеличение твердости на 50 %). Твердость уменьшается от периферии к центру, причем, чем ближе к периферии, тем интенсивнее изменяется твердость. Несколько меньше упрочнение на боковых поверхностях шлиц на валах с отверстием: твердость увеличилась на 42 % (см. рис. 3, δ — ϵ). Твердость по галтелям (сечение

III—III) увеличивается на 40 %, а на боковых поверхностях шлица — на 37 % (сечения I-I, II-II).

Во впадине максимальная твердость наблюдается на расстоянии 1...2 мм от периферии (сечение IV–IV); она увеличилась на 30 % как для валов с отверстием, так и для валов без отверстия. На контактной поверхности твердость повысилась в меньшей мере — на 18 %. Такое относительное уменьшение твердости на контактной поверхности объясняется тем, что во впадине образуется так называемая "зона застоя", т.е. течение металла не происходит из-за сил трения между инструментом и заготовкой (см. рис. 3).

В центре вала твердость увеличилась на 16 % (см. рис. 3, ∂). При накатывании валов без отверстия основная масса смещенного металла (70...75 %) идет на удлинение заготовки.

После накатывания зерна металла в поперечном сечении сильно деформированы и вытянуты по контуру впадины, особенно на боковых поверхностях и по углу перехода боковой поверхности шлица к впадине (см. рис. 1). Это связано с направлением течения металла во время деформирования (рис. $2, \delta, \epsilon$). Металл при деформировании валов без отверстия движется в осевом направлении, увеличивая длину вала, и в радиальном, увеличивая внешний диаметр вала и его конфигурацию (см. рис. $2, \delta$).

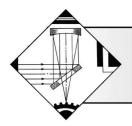
При деформировании валов с отверстием металл движется в осевом направлении и к центру вала (см. рис. 2, ϵ), уменьшая размер внутреннего отверстия. Исключение встречного течения металла способствует снижению сил деформирования, напряжений на "режущей" кромке ролика и смещению нейтрального сечения к точке D (см. рис. 2, a, θ).

Выводы

- 1. Упрочнение шлицевых профилей по толщине и впадине при холодном пластическом деформировании достигает $H_{\mu}=350~\mathrm{M}\Pi \mathrm{a}$ (исходная твердость 156...207 НВ), что позволяет исключить последующую термическую обработку валов из среднеуглеродистых сталей.
- 2. Перед накатыванием шлицев на валах рекомендуется высверливать отверстие в поковке на всю глубину шлицев, что мало влияет на эффективность упрочнения шлицевых профилей по всем направлениям (см. рис. $2, \delta-\partial$), но за счет исключения встречного течения металла резко падает сопротивление деформированию, что значительно увеличивает долговечность накатных роликов.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- 1. Целиков А.И., Казанская И.И. и др. Поперечно-клиновая прокатка в машиностроении. М.: Машиностроение, 1982. 192 с.
- 2. Целиков А.И., Никитин Г.С., Рокотян С.Е. Теория продольной прокатки. М.: Металлургия, 1980. 320 с.
- 3. Пат. 2 240 196 РФ, МПК 7 В 21 Н 5/00. Способ продольного многопроходного накатывания профилей на валах / Федотов Г.Д., Дриз Ю.Б., Бадыков М.М., Желнов В.Н.; заявитель и патентообладатель Ульяновская ГСХА. № 2003107068; заявл. 14.03.03; опубл. 20.11.04, Бюл. № 32. 5 с.



ОБРАБОТКА КОНЦЕНТРИРОВАННЫМИ ПОТОКАМИ ЭНЕРГИИ

УДК 621.785

А.Л. Каменева (Научный центр порошкового материаловедения ГОУ ВПО "Пермский государственный технический университет") E-mail: kameneva@pstu.ru

Влияние давления газовой смеси на структурные и фазовые изменения в пленках нитрида титана в процессе электродугового испарения

Исследовано влияние давления газовой смеси на температурные условия формирования, структурные и фазовые изменения в пленках нитрида титана в процессе электродугового испарения. Показано, что в исследуемом интервале давлений 0,6...1,4 Па структурные и фазовые превращения в пленках нитрида титана протекают при превышении температуры 640 К и скорости нагрева пленки 2,6 К/мин. Выявлено, что упорядоченная сплошная поликристаллическая пленка с максимальными механическими свойствами формируется только в оптимальном интервале технологических параметров.

Ключевые слова: структурные и фазовые изменения, пленки нитрида титана, изменение давления газовой смеси, температурные условия формирования, электродуговое испарение, электронно-микроскопическое исследование, рентгендифракционный фазовый анализ, технологические параметры, упорядоченная сплошная поликристаллическая пленка, механические свойства.

The influence of mixed gas pressure on form temperature conditions, structural and phase modification in TiN-films during arc spraying have been investigated. Structural and phase modification flowing on condition that temperature 640 K and heating rate film over 2,6 K/min was shown. Ordered continuous polycrystalline film with maximum mechanical properties formed only in an optimum interval of technological parameters is investigated.

Keywords: structural and phase modification, TiN-films, modification of mixed gas pressure, temperature conditions, arc spraying, electron microscopic investigations, X-ray diffraction phase analysis, technological parameters, ordered continuous polycrystalline film, mechanical properties.

Введение

Получение ионно-плазменных пленок с однокомпонентной текстурой, характеризуемой одной преимущественно кристаллографической ориентацией поликристаллической составляющей пленки, и улучшенными эксплуатационными свойствами возможно в случае контроля и управления технологическими параметрами осаждения пленок, прежде всего давления газовой смеси.

Для интервалов давлений газовой смеси реакционного газа азота и инертного газа аргона $\sim 0,01...1,0$ Па [1-5] и 2,0...10,0 Па [6-9] проведены многочисленные исследования особенностей протекания ионно-плазменных процессов, в частности электродугового испарения и магнетронного распыления.

Установлено, что давление газовой смеси оказывает влияние на состав и структуру ионно-плазменных пленок [1-5], их скорость осаждения и плотность ионного тока [6-9]. Однако до сих пор не выявлены зако-

номерности влияния давления газовой смеси на структурные и фазовые изменения в ионно-плазменных пленках.

Цель работы — исследование влияния давления газовой смеси и температурных условий на стадии и механизм формирования, процесс структурообразования, направление преимущественно кристаллографической ориентации поликристаллической составляющей, фазовый состав, механические свойства пленок TiN, формируемых методом электродугового испарения в интервале давлений 0,6...1,4 Па.

Методика проведения исследований

Тестовые образцы из стали Ст3 с пленками TiN получали на автоматизированной установке УРМ3.279.048 одним электродуговым испарителем с катодом из титана ВТ1-00 при различном давлении газовой смеси. До проведения технологического процесса для удаления со стенок вакуумной камеры оста-

точной влаги и газов на 20 мин включали резистивный нагреватель, расположенный в центральной части вакуумной камеры. Для увеличения адгезионной прочности пленки TiN к подложке поверхность тестовых образцов подвергали ионной очистке-нагреву с использованием электродугового испарителя и осаждали подслой титана.

Температуру поверхности тестового образца после ионной очистки, осаждения подслоя, а также температуру пленки каждые 10 мин при общей продолжительности процесса осаждения пленки $t_{\rm np}=30$ мин измеряли инфракрасным бесконтактным пирометром "Термикс".

Морфологические особенности сформированных пленок исследовали на автоэмиссионном электронном микроскопе Ultra 55. Рентгендифракционный фазовый анализ пленок TiN проводили для интервала углов Брэгга 25...80° с использованием рентгеновского дифрактометра Shimadzu XRD-6000 в CuK_{α} -излучении.

Микротвердость композиции измеряли микротвердомером ПМТ-3 при нагрузке на индентор 0,5 H после технологического процесса осаждения пленки.

Результаты исследований и их обсуждение

Технологические параметры процессов подготовки поверхности подложки перед осаждением пленки (ионной очистки и осаждения подслоя Ті), электродугового испарения и микротвердость композиции пленка ТіN—подложка (в дальнейшем микротвердость композиции) приведены в табл. 1.

На основании результатов рентгендифракционного фазового анализа участков пленок TiN, сформированных методом электродугового испарения в интервале давлений газовой смеси 0,6...1,4 Па (рис. 1, 2, табл. 2, 3), и измерений микротвердости композиции (см. табл. 1) установлено:

- на рентгеновских дифрактограммах в интервале углов Брэгга 25...80° присутствуют отражения (111), (200), (220), (311) и (222) кубической фазы TiN; отражения (100), (101), (102) и (110) гексагональной фазы $\text{TiN}_{0,3}$ и единственное отражение (111) тетрагональной фазы $\text{Ti}_2 N$ (см. рис. 2);
- при давлении газовой смеси 0,6 Па формируется разупорядоченная пленка, состоящая из двух основных фаз: кубической TiN и гексагональной TiN_{0.3} с

Tаблица 1 Технологические параметры процесса ионной очистки, осаждения подслоя Tі и пленки TіN

Tomonous notation in particular in posterior in annual of morning outside the morning in the mor								
Процесс	$U_{\scriptscriptstyle m BMC},{ m B}$	$U_{\rm cm}$, B	L, mm	$I_{\scriptscriptstyle m I}, { m A}$	<i>n</i> , мин ⁻¹	N ₂ /Ar, %	$I_{\Phi. ext{K}}, A$	$I_{\text{c.k}}$, A
Ионная очистка	600			80		0./100		
Осаждение подслоя Ті		200	270		2,5	0/100	1,50	2,50
Осаждение пленки TiN	_					90/10		
-	-		$T_{\Pi/\Pi\Pi}$	\mathbf{K} , при t_{np} , м	ин		TZ /	
Процесс	<i>p</i> , Па	3	5	10	20	30	v _н , К/мин	H_{μ} , ГПа
Ионная очистка	0,01	_	651	_	_	_	71,0	_
Осаждение подслоя Ті	1,0	613	_	_	_	_	_	_
	0,6	_	_	630	660	690	2,6	18,0
	0,8	_	_	640	(50)	700	2,9	19,6
Осаждение пленки TiN	1,0	_	_	645	670	725	3,7	27,1
	1,2	_	_	650	680	730	3,9	23,7
	1,4	_	_	655	690	735	4,1	21,6

Обозначения: $U_{\rm выс}$ — высокое напряжение; $U_{\rm cm}$ — напряжение смещения; L — расстояние подложка—источник плазмы; $I_{\rm д}$ — ток дуги; n — частота вращения подложкодержателя; $I_{\rm ф, K}$ — ток на фокусирующей катушке; $I_{\rm c, K}$ — ток на стабилизирующей катушке; p — давление газовой смеси; $T_{\rm п/пл}$ — температура подложки/пленки; $v_{\rm H}$ — скорость нагрева подложки на стадии ионной очистки и пленки на стадии осаждения подслоя и пленки; $H_{\rm u}$ — микротвердость композиции.

 $\it Tаблица~2$ Структурные характеристики пленок на основе TiN, сформированных электродуговым испарением

Номер	П.	V, %	ő об.	$\frac{dTi_2N}{dTi_2N_{{ t Ta6n}}}$, нм	$\frac{dTiN}{dTiN_{\text{табл}}}$, нм	$\frac{d Ti N_{0,3}}{d Ti N_{0,3 { m Ta}6\pi}},$ нм	$I_{\text{Ti}_2\text{N}}$	$I_{\mathrm{TiN}_{0,3}}$	<u>I_{111TiN}</u>	$I_{311\text{TiN}}$
опыта	<i>p</i> , Па	TiN	TiN _{0,3}	dTi ₂ N _{табл}	dTiN _{табл}	dTiN _{0,3табл}	I_{TiN}	$I_{ m TiN}$	I_{TiN}	I_{TiN}
1	0,6	89,1	10,9	$\frac{0,2295}{0,2292}$	$\frac{0,2465}{0,2450}$	0,2259	0,06		0,15	0,40
2	0,8	87,9	12,1	$\frac{0,2298}{0,2292}$	$\frac{0,2458}{0,2450}$	0,2268	0,01	0,32	0.00	0,07
3	1,0	99,2	0,8		0,2465 0,2450	0,2265 0,2268	_	0.05	0,80	0.02
4	1,2	98,6	1,4	-	0,2462 0,2450	0,2262 0,2268	0,009	0,05	0,79	0,03
5	1,4	99,2	0,8		0,2459 0,2450	0,2265 0,2268	_	0,02	0,83	0,02

Номер опыта	I_{Σ}	$\frac{\max I_{111\text{Ti}_2\text{N}}}{I_{\Sigma}}$	$\frac{\max I_{101\text{TiN}_{0,3}}}{I_{\Sigma}}$	$\frac{\max I_{111\text{TiN}}}{I_{\Sigma}}$	$\frac{\max I_{311\text{TiN}}}{I_{\Sigma}}$	$\frac{\max I_{\text{TiN}}}{\max I_{\text{TiN}_{0,3}}}$	$\frac{\beta_{111}^{0}}{\beta_{101}^{0}}$
1	54,3	0,04	0,11 0,11		0,29	2,7	1,0 0,8
2	149,0	0,01	0,09	0,6	0,05	6,9	$\frac{2,2}{0,7}$
3	106,0	_	0,02	0,76		32,4	3,3 0,55
4	120,0	0,008	0,05	0,74	0,03	44,5	$\frac{2,1}{0,7}$
5	109,5	_	0,01	0,81	0,02	59	$\frac{2,7}{0,7}$

Обозначения: V – объемная доля фаз; $\frac{{
m dTi}_2{
m N}}{{
m dTi}_2{
m N}_{{
m Ta6}{
m J}}}, \ \frac{{
m dTi}{
m N}_{{
m Ta6}{
m J}}}{{
m dTi}{
m N}_{{
m Ta6}{
m J}}}$ – межплоскостные расстояния; $\frac{I_{{
m Ti}_2{
m N}}}{I_{{
m Ti}{
m N}}}, \ \frac{I_{{
m Ti}{
m N}_{0,3}}}{I_{{
m Ti}{
m N}}},$

 $\frac{I_{111TiN}}{I_{TiN}}, \frac{I_{311TiN}}{I_{TiN}}$ — отношение суммарной интенсивности рефлексов соответствующих фаз к интенсивности всех рефлексов кубиче-

ской фазы TiN; I_{Σ} — суммарная интенсивность рефлексов всех фаз TiN; $\frac{\max I_{111\text{Ti}_{2}\text{N}}}{I_{\Sigma}}$, $\frac{\max I_{101\text{TiN}_{0,3}}}{I_{\Sigma}}$, $\frac{\max I_{111\text{TiN}}}{I_{\Sigma}}$, $\frac{\max I_{311\text{TiN}}}{I_{\Sigma}}$ — отношение максимальных интенсивностей рефлексов составления.

ние максимальных интенсивностей рефлексов соответствующих фаз к суммарной интенсивности рефлексов всех фаз TiN; β^0 — ширина рентгеновской дифракционной линии.

максимальной интенсивностью рефлекса (311) и (110) соответственно, дополнительной (объемная доля 1,1 %) тетрагональной (111) Ti_2N -фазы с максимальным отклонением межплоскостного расстояния от табличного значения, минимальными значениями суммарной интенсивности всех фаз и микротвердости композиции;

— при давлении 0,8 Па формируется пленка, состоящая из двух основных фаз: кубической TiN с направлением преимущественной кристаллографической ориентации (111) и гексагональной TiN $_{0,3}$ с максимальной интенсивностью рефлекса (110), дополнительной (объемная доля 0,4%) тетрагональной (111) Ti $_2$ N-фазы с отклонением межплоскостного

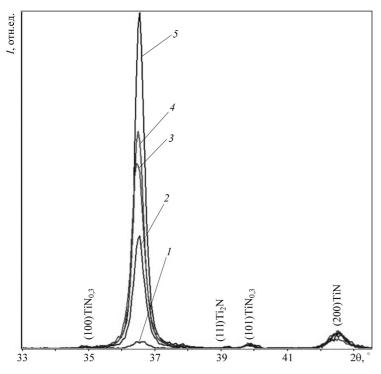


Рис. 1. Сравнительный спектр фрагментов дифрактограмм образцов пленок на основе TiN, полученных электродуговым испарением при давлении газовой смеси:

1 - 0,6 Па; 2 - 0,8 Па; 3 - 1,0 Па; 4 - 1,2 Па; 5 - 1,4 Па

расстояния от табличного значения, многократным уменьшением интенсивности рефлекса (311)TiN, максимальными значениями суммарной интенсивности всех фаз и незначительным увеличением микротвердости композиции;

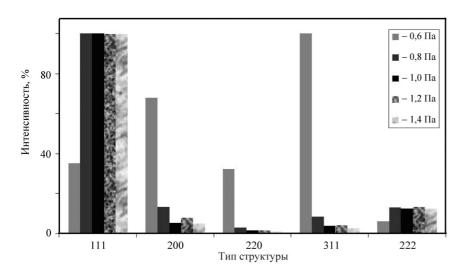


Рис. 2. Сравнительная диаграмма интенсивностей дифракционных пиков, приведенных к $100\,\%$ максимального пика, образцов, сформированных электродуговым испарением пленок на основе TiN

- с ростом давления до 1,0 Па при многократном уменьшении интенсивности рефлексов кубической фазы (311) TiN и гексагональной (110) Ті $N_{0,3}$ -фазы, увеличении интенсивности рефлекса (111) кубической фазы ТіN формируется пленка, состоящая из одной основной кубической фазы TiN с направлением преимущественно кристаллографической ориентации (111), дополнительной (объемная доля 0,8 %) гексагональной фазы TiN_{0.3} с максимальной интенсивностью рефлекса (101), с максимальным отклонением межплоскостного расстояния от табличного значения и максимальной шириной пика кубической фазы (111) TiN, минимальными соответствующими значениями у гексагональной фазы, различным направлением смещения положения пиков (111) TiN и (101) $TiN_{0,3}$, максимальным увеличением микротвердости композиции;
- при давлениях газовой смеси 1,2 и 1,4 Па формируется пленка, по большинству структурных и фазовых характеристик близкая к предыдущему режиму, однако следует отметить увеличение максимальной интенсивности рефлекса (111) кубической фазы TiN при многократном уменьшении интенсивности рефлекса (101) гексагональной фазы TiN_{0.3};
- максимальная микротвердость соответствует пленке TiN, сформированной при оптимальных технологических параметрах процесса осаждения: давлении газовой смеси 1,0 Па; температурном интервале 645...725 К; скорости нагрева пленки 3,7 К/мин и содержании азота в газовой смеси 90 %;

при достижении температуры пленки 640 К (через 10 мин осаждения) и ее дальнейшем увеличении в

формируемой пленке происходит фазовое превращение (311) $\text{TiN} \rightarrow (111) \, \text{TiN}$, приводящее к появлению преимущественно кристаллографической ориентации (111) поликристаллической составляющей пленки;

— причина ухудшения механической характеристики пленок с увеличением давления газовой смеси выше 1,0 Па рентгендифракционным фазовым анализом участков пленок TiN не выявлена.

Для установления вышеуказанной причины изучали стадии и механизм формирования, процесс структурообразования пленок TiN, получаемых методом электродугового испарения в интервале давлений газовой смеси 0,6...1,4 Па с использованием электронно-микроскопических исследований.

Положение	дифракционных	максимумов
-----------	---------------	------------

П	Фаза	Тип решетки	Тип текстуры	20 0	2θ, °, при давлении газовой смеси, Па					
Пленка				$2\theta_{{ m Ta}6\pi}$, °	0,6	0,8	1,0	1,2	1,4	
	TiN	Объемно-центрирован- ная кубическая	<111>	36,8048	36,45	36,545	36,45	36,5	36,547	
TiN	Ti ₂ N	Тетрагональная		39,3267	39,25	39,20	_	39,15	_	
	TiN _{0,3}	Гексагональная	<101>	39,7086	39,898	39,85	39,80	39,85	39,8	

На основании морфологических исследований при небольшом увеличении выявлено, что пленки TiN, сформированные электродуговым испарением в изучаемом интервале давлений газовой смеси, имеют различную шероховатость поверхности. Шероховатость поверхности пленок, сформированных при давлениях выше 1,0 Па, практически не различается (рис. 3).

Электронно-микроскопические исследования морфологических особенностей поверхности пленок с бо́льшим увеличением показали, что, несмотря на различное соотношение объемных долей фаз в пленке, в случае, если основной фазой является кубическая, стадии формирования пленок TiN идентичны.

Стадии формирования пленок на основе TiN методом электродугового испарения в интервале температур 613...735 K:

— *глобулярная стадия*, при протекании которой в пленке полностью отсутствует какая-либо направленность граничных областей в пространстве. В области низких температур до 640 К (0,6 Па) в условиях ограниченного смачивания поверхности

подложки формируются сферические глобулы с минимальной площадью их контакта с подложкой (рис. 4, a). Рост температуры пленки и скорости ее нагрева, вызванный увеличением давления газовой смеси и продолжительности процесса осаждения пленки, способствуют возникновению ван-дер-ваальсовых сил, смачиванию поверхности подложки и развитию уплощенных глобулярных структур с площадью контакта, равной диаметру глобулы (рис. 4, δ – δ). Глобулы с минимальной высотой и диаметром образуются при давлении газовой смеси 1,4 Па (см. рис. 4, δ);

— объединение глобул в образования с глобулярной структурой. На поверхности пленки при давлении 0,6 Па формируются 3D-образования с нарушением сплошности поверхности (рис. 5, а). Комплексное увеличение температуры пленки и скорости процесса

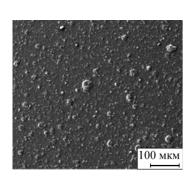


Рис. 3. Морфологические особенности пленок TiN, сформированных методом электродугового испарения при давлениях свыше 1,0 Па

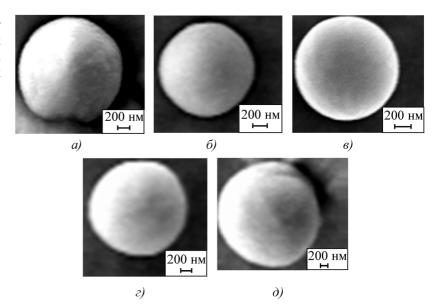


Рис. 4. Глобулярная стадия формирования пленки TiN: a-0.6 Па, \varnothing 1,6 мкм; $\delta-0.8$ Па, \varnothing 1,3 мкм; $\varepsilon-1.0$ Па, \varnothing 1,2 мкм; $\varepsilon-1.2$ Па, \varnothing 1,7 мкм; $\partial-1.4$ Па \varnothing 3,2 мкм

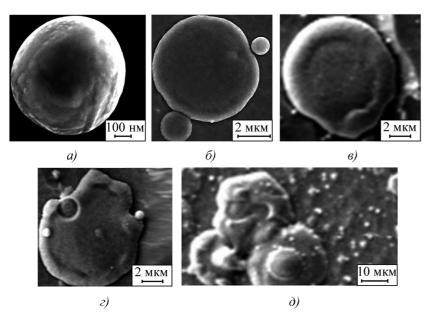


Рис. 5. Стадия объединения глобул в образования с глобулярной структурой: a-0,6 Па, \varnothing 0,73...1,6 мкм; $\delta-0,8$ Па, \varnothing 7,0 мкм; $\delta-1,0$ Па, \varnothing 11,0 мкм; $\varepsilon-1,2$ Па, \varnothing 12,0 мкм; $\partial-1,4$ Па, \varnothing 53,0 мкм

ее осаждения за счет роста скорости ее нагрева и давления газовой смеси способствует увеличению скорости протекания стадии и формированию 2D-островков с глобулярной структурой (рис. 5, δ – ϵ). Размер глобулярных островковых образований при максимальном давлении составляет 53,0 мкм (рис. 5, δ);

— на стадии первичного упорядочения 2D-островков с глобулярной структурой система становится более сложной: в этой области возможны упорядочения, характеризуемые фрактальностью, подтверждением является появление поверхностной однообразной по всей поверхности 2D-островков фрактальной структуры (рис. 6). Размер 2D-островков с ростом давления и улучшения тепловых условий формирования увеличивается до \emptyset 10,0 мкм (рис. 6, ε). Для пленки, сформированной при давлении газовой смеси 0,6 Па, данная стадия не обнаружена;

- стадия формирования 3D-образований с зернистой подструктурой. На поверхности пленки, сформированной при давлении газовой смеси 0,6 Па, наблюдаются уплощенные образования с нарушением сплошности поверхности в виде зернограничного разрушения (рис. 7, а), трещины (рис. $7, \delta$), катастрофическое разрушение поверхности (рис. 7, г). Упорядочение зернистой подструктуры и увеличение размера 3D-образований с зернистой подструктурой (рис. 7, ε –w), на поверхности которых обнаружены зародыши поликристаллической составляющей пленки конической формы (рис. 7, e — увеличенный фрагмент справа), происходит при достижении температуры пленки 660 К;

№ 11,0 мкм; кристаллические образования в виде затравочных кристаллитов с гранями {100} (рис. 8, а-в) и конических текстур <111> на поверхности 3D-образований (рис. 8, г-е) с зернистой подструктурой, однонаправленные по отношению к подложке и равномерно распределенные по ней, зарождаются в процессе осаждения пленки в интервале температур 670...690 К при скоростях нагрева пленки 2,9...4,1 К/мин. С ростом температуры и скорости нагрева пленки число граней {100} на поверхности 3D-образований увеличивается. Размер (диаметр) первичных поликристаллических

- стадия зародышеобразования поликри-

сталлической составляющей пленки. Поли-

— стадия укрупнения/срастания зародышевых поликристаллических образований. Стадия завершается увеличением основания кристаллита (рис. 9, a), его диаметра и высоты (рис. 9, δ , ϵ , δ) или при достижении минимального расстояния и максимального раз-

образований колеблется от 1,0 до 1,8 мкм. В условиях

формирования пленки при давлении газовой смеси

0,6 Па стадия не протекает;

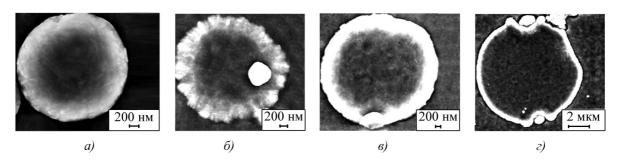


Рис. 6. Стадия первичного упорядочения 2D-островков с глобулярной структурой: a-0.8 Па, \varnothing 2,5 мкм; $\varepsilon-1.0$ Па, \varnothing 3,8 мкм; $\varepsilon-1.2$ Па, \varnothing 5,2 мкм; $\varepsilon-1.4$ Па, \varnothing 10,0 мкм

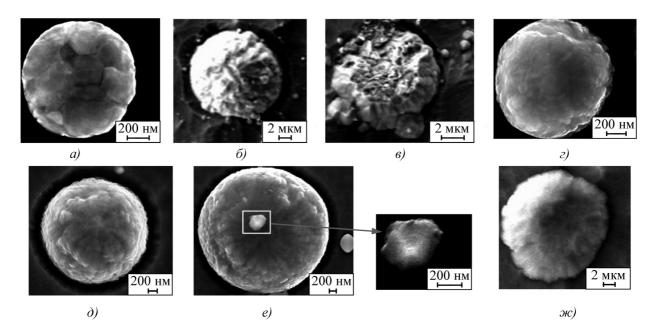


Рис. 7. Стадия формирования 3D-образований с зернистой подструктурой: a-0,6 Па, \varnothing 1,0 мкм; $\delta-0,6$ Па, \varnothing 4,5 мкм; $\epsilon-0,6$ Па, \varnothing 9,5 мкм; $\epsilon-0,8$ Па, \varnothing 1,3 мкм; $\delta-1,0$ Па, \varnothing 0,72...2,5 мкм; $\epsilon-1,2$ Па, \varnothing 4,5 мкм (увеличенный фрагмент справа — зародыш поликристаллической составляющей пленки \varnothing 450 нм); $\varkappa-1,4$ Па, \varnothing 22,5 мкм

мера 3D-образований с поверхностными коническими текстурами <111>- их срастанием в объединения протяженностью до 5,0 мкм (рис. 9, θ). Минимальная высота 3D-образования с максимальным числом граней соответствует давлению газовой смеси 1,0 Па (см. рис. 9, θ). В условиях формирования пленки при давлении газовой смеси 0,6 Па стадия не протекает;

— стадия островкового периода формирования поликристаллической пленки. Стадия зарождения поликристаллической составляющей пленки только в условиях дальнейшего увеличения температуры пленки до 700...735 К со скоростью не менее 2,9 К/мин переходит в стадию формирования 2D-поликристаллических образований — островков на поверхности пленки

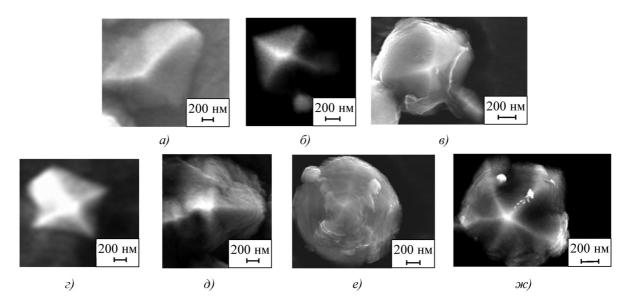


Рис. 8. Стадия зародышеобразования поликристаллической составляющей пленки: $a-0.8~\Pi a,\varnothing 1.8~\text{мкм};~\delta-1.0~\Pi a,\varnothing 1.0~\text{мкм};~e-1.0~\Pi a,\varnothing 1.2~\text{мкм};~e-1.2~\Pi a,\varnothing 1.5~\text{мкм};~\partial-1.2~\Pi a,\varnothing 1.7~\text{мкм};~e-1.4~\Pi a,\varnothing 1.5~\text{мкм};~\omega-1.4~\Pi a,\varnothing 1.4~\text{мкм}$

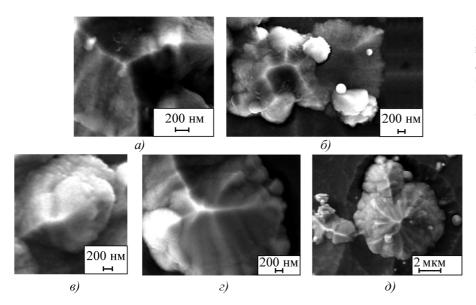


Рис. 9. Стадия укрупнения/срастания кристаллитов:

a-0.8 Па, \varnothing 2,6 мкм; $\delta-1.0$ Па, L=5.0 мкм, \varnothing 3,0 мкм, \varnothing 2,0 мкм; $\varepsilon-1.2$ Па, \varnothing 2,0 мкм; $\varepsilon-1.2$ Па, \varnothing 4,5 мкм; $\partial-1.4$ Па, \varnothing 9,0 мкм

(рис. 10, δ – ∂). Рост температуры пленки, связанный с увеличением давления газовой смеси и продолжительностью осаждения пленки, приводит к увеличению диаметра 2D-островков и одновременному уменьшению их высоты, а также диаметра кристаллита.

Максимальное увеличение температуры пленки и скорости ее нагрева до оптимальных значений 725 К и 3,7 К/мин соответственно (1,0 Па) способствует многократному увеличению количества островков. Следует отметить повторное протекание стадии образования 3D-образований с зернистой подструктурой на поверхности поликристаллических островков, наблюдаемое только при давлениях газовой смеси 1,2 и 1,4 Па (см. рис. 10, 2, ∂).

В условиях формирования пленки при давлении газовой смеси 0,6 Па стадия завершается формированием уплощенного 3D-образования с неупорядоченной структурой. На его поверхности присутствуют 2D- и 3D-образования, соответствующие различным стадиям формирования, в том числе 2D-поликристаллические островки, которые ранее не наблюдались (рис. 10, *a*);

— стадия формирования сплошной поликристаллической пленки. На основании электронно-микроскопического исследования морфологии поверхности пленки установлено, что структура поверхности сплошной пленки зернистая: при нагреве ее поверхности до 700 К неравномерно-зернистая (рис. 11, a, δ); при дос-

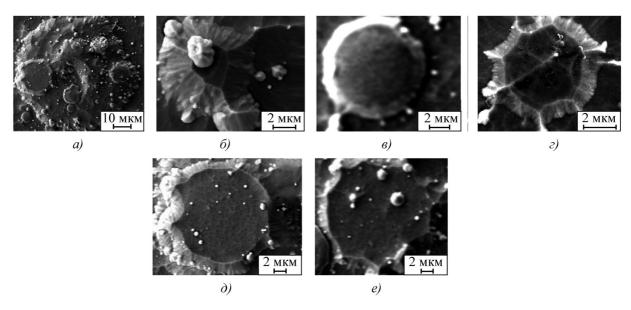


Рис. 10. Стадия островкового периода формирования поликристаллической пленки: $a-0.6~\Pi a, \varnothing 73.0~\text{мкm}; \delta-0.8~\Pi a, \varnothing 8.5~\text{мкm}; \epsilon-1.0~\Pi a, \varnothing 9.0~\text{мкm}$ и $\varnothing 4.0~\text{мкm}; \epsilon-1.2~\Pi a, \varnothing 17.0~\text{мкm}; \delta-1.4~\Pi a, \varnothing 17.5~\text{мкm}$

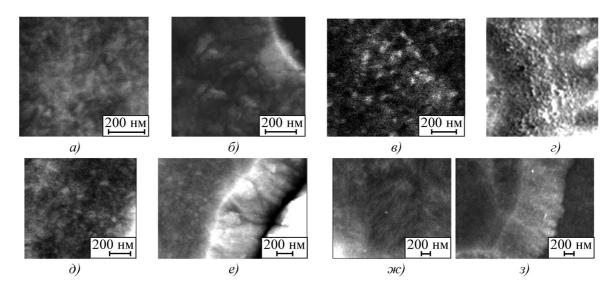


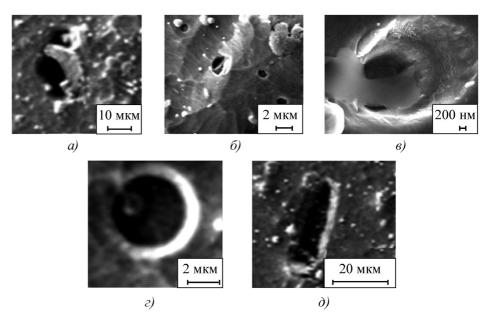
Рис. 11. Стадия формирования сплошной поликристаллической пленки: a-0.6 Па; $\delta-0.8$ Па; $\delta-1.0$ Па; $\delta-1.2$ Па; $\kappa-1.4$ Па. Скол пленки с диаметром кристаллита: $\epsilon-1.0$ Па, 20 нм; $\epsilon-1.2$ Па, 60 нм; $\kappa-1.4$ Па, 70 нм

тижении 725 К — равномерно-зернистая с равноосными зернами (рис. 11, e, e), со стабилизацией структуры пленки, дальнейшим ростом давления и температуры пленки до 730 К степень зернистости пленки увеличивается (рис. 11, θ , e). У пленок максимальной толщины форма выхода зерен на поверхность удлиненная (рис. 11, ∞).

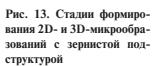
Сплошным пленкам TiN, сформированным при различном давлении газовой смеси, свойственна характерная особенность ионно-плазменных пленок — своеобразный "недостаток" материала для заполнения пустот, вызванный частичной или полной потерей синхронности формирования и приводящий к потере сплошности (значит и когерентности) (рис. 12). "Недостаток" материала ионно-плазменной пленки

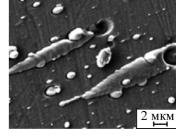
увеличивается с повышением давления газовой смеси. Минимальный размер несплошности пленки соответствует условию формирования: 1,0 Па; T=645...725 K; $v_{\text{н.п.л}}=3,7$ K/мин (рис. 12, θ , ϵ);

— стадия формирования микрообразований с зернистой подструктурой на поверхности сплошной пленки. Независимо от технологических и тепловых условий



ной или полной потерей синхронности формирования и полной потерей синхронности формирования и полной потерей синхронности формирования сплошной поликристаллической пленки ТіN: приводящий к потере сплошно- a - 0.6 Па, $\varnothing 30.0$ мкм; 6 - 0.8 Па, $\varnothing 2.0$ мкм; 6 - 1.0 Па, $\varnothing 3.4$ мкм; 6 - 1.0 Па, 0 - 1.





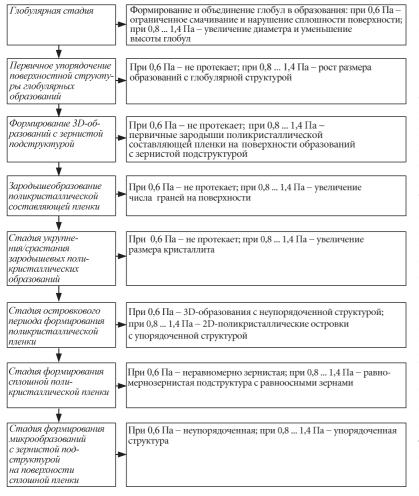


Рис. 14. Закономерности структурных изменений в пленках при протекании стадий формирования в интервале давлений газовой смеси 0,6...1,4 Па

осаждения пленки на ее поверхности через 30 мин формируются микрообразования стержневой формы вследствие анизотропного процесса срастания 2D- и 3D-образований с зернистой подструктурой (рис. 13).

На основании результатов электронно-микроскопических исследований морфологии поверхности пленок установлен процесс структурообразования пленки с основной кубической фазой (111) TiN (рис. 14).

На основании полученных ранее результатов [10, 11] изучения процесса структурообразования пленки TiN, формируемой методом электродугового испарения при переменном содержании азота в газовой смеси или напряжении смещения на подложке, установлено, что зарождение поликристаллической составляющей пленки с основной кубической фазой (111) TiN происходит только при том напряжении смещения на подложке ($U_{\rm cm}=150...250$ В) и процентном содержании азота в газовой смеси (90 %), при котором температурный интервал соответствует 640...745 [10]

и 645...725 К [11], а скорости нагрева пленки равны или превышают 3,7 К/мин.

Заключение

В процессе осаждения пленки температурные условия, в первую очередь, оказывают влияние на механизм и стадии формирования, процесс структурообразования ионно-плазменных пленок TiN. Структурные и фазовые превращения (311) TiN \rightarrow (111) TiN в пленках TiN протекают при увеличении ее температуры свыше 640 К. Повышение температуры пленки приводит к появлению преимущественно кристаллографической ориентации (111) поликристаллической составляющей пленки TiN и увеличению объемной доли (111) TiN в пленке.

Изменение механических свойств пленки в зависимости от давления газовой смеси носит экстремальный характер. В области оптимального интервала температур и скорости нагрева пленки (645...735 K; 3,7 K/мин) формируется упорядоченная сплошная поликристаллическая пленка с максимальными механическими свойствами, что согласуется с результатами предыдущих исследований. При недостаточных исходных температурных условиях ($T < 640 \ {\rm K} \ {\rm u} \ {\rm v}_{\rm H.II.} < 3,7 \ {\rm K}/{\rm Muh}$) стадии, отвечающие за формирование поликристаллической пленки, не протекают.

Процесс структурообразования пленок с основной кубической фазой (111) TiN в интервале давлений газовой смеси 0,8...1,4 Па

связан с последовательным протеканием следующих стадий: глобулярной; формирования 3D-образований с зернистой подструктурой; срастания 3D-образований; зарождения поликристаллической составляющей пленки; формирования 2D-поликристаллических островков; формирования сплошной поликристаллической пленки; формирования на сплошной пленке микрообразований с упорядоченной структурой.

В 5%-ном NaOH (без деаэрирования) при комнатной температуре (22...24 °C) проведены коррозионные испытания пленок TiN, полученных электродуговым испарением в изучаемом выше интервале давлений газовой смеси. Импедансными методами показано, что пленки TiN растворяются стадийно при лимитирующем переносе первого электрона. Методами анодной поляризации установлено, что максимальной эффективностью торможения анодного тока и коррозии обладают пленки TiN, сформированные при оптимальном давлении газовой смеси 1,0 Па.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- 1. **Панфилов Ю.В.** Нанесение тонких пленок в вакууме // Технологии в электронной промышленности. 2007. № 3. С. 76-80.
- 2. **Каменева А.Л.** Изучение влияния технологических условий формирования пленок на основе ZrN методом магнетронного распыления на их структуру и свойства // Вестник Магнитогорского техн. ун-та им. Г.И. Носова. 2010. № 4. С. 40—46.
- 3. **Каменева А.Л., Сушенцов Н.И., Трофимов Е.М.** Изучение влияния технологических и температурных условий формирования пленок на основе Ti—Al—N методом электродугового испарения на их структуру, свойства, механизм и стадии формирования // Вестник ПГТУ "Машиностроение, материаловедение". 2010. Т. 12. № 1. С. 46—57.
- 4. **Каменева А.Л., Каменева Д.В.** Изучение процесса структурообразования ионно-плазменных пленок в зависимости от температурных условий формирования // Вестник ПГТУ "Машиностроение, материаловедение". 2010. Т. 12. № 2. С. 63—75.
- 5. Андреев А.А., Шулаев В.М. и др. Влияние давления азота при осаждении сверхтвердых TiN-покрытий на их свойства // Физическая инженерия поверхности. 2007. Т. 5. № 3–4. С. 203–206.
- 6. **Хороших В.М., Леонов С.А., Белоус В.А.** Влияние геометрии подложки на процесс конденсации ионно-плазменных покрытий // Вопросы атомной науки и техники. Сер.:

- Вакуум, чистые материалы, сверхпроводники (17). 2008. № 1. С. 72–76.
- 7. **Хороших В.М., Леонов С.А.** и др. Параметры плазмы вакуумной дуги и особенности процесса получения TiN-покрытий на изделиях малых размеров // Вестник Харьковского ун-та, сер. физическая "Ядра, частицы, поля". 2007. № 784. Вып. 4(36). С. 108—112.
- 8. **Хороших В.М., Леонов С.А.** и др. Об особенностях процесса осаждения ионно-плазменных покрытий на основе нитрида титана в области давлений азота 2...10 Па // ФІП ФИП РЅЕ. 2009. Т. 7. № 4. С. 335—340.
- 9. **Хороших В.М.** Эрозия катода и расход массы катодного материала в стационарной дуге низкого давления // Физическая инженерия поверхности. 2004. Т. 2. № 4. С. 184—199.
- 10. Каменева А.Л., Сошина Т.О., Гусельникова Л.Н. Изучение влияния напряжения смещения на подложке на процесс структурообразования пленок нитрида титана в процессе электродугового испарения // Высокие технологии в промышленности России: матер. XIII Междунар. науч.-техн. конф. М.: Изд-во ОАО ЦНИТИ "Техномаш", 2010. С. 392—401.
- 11. **Каменева А.Л., Сошина Т.О., Гусельникова Л.Н.** Влияние концентрации азота в газовой смеси на структурные и фазовые изменения в пленках нитрида титана в процессе электродугового испарения // Высокие технологии в промышленности России: матер. XIII Междунар. на-уч.-техн. конф. Изд-во ОАО ЦНИТИ "Техномаш", 2010. С. 402–410.

УДК 621.3.032.5

М.З. Нафиков (Башкирский государственный аграрный университет, г. Уфа) E-mail: nafikovmz@rambler.ru

Экспериментальное определение режимов электроконтактной приварки проволоки

Определены оптимальные режимы электроконтактной приварки проволоки. Ключевые слова: проволока, электроконтактная приварка, режимы, сварное соединение, прочность.

Optimum conditions of electro-contact brazing by wire were experimentally determined. **Keywords:** wire, electro-contact brazing, conditions, welded connection, strength.

Введение

Электроконтактная приварка (ЭКП) стальными проволоками является эффективным ресурсосберегающим способом восстановления изношенных деталей типа "вал". К достоинствам ЭКП можно отнести малое термическое воздействие на основной металл детали, отсутствие выгорания легирующих элементов, благоприятные санитарно-гигиенические условия работы оператора и др. Способ позволяет формировать на восстанавливаемой поверхности термоме-

ханически упрочненные, ровные, тонкие слои металлопокрытия с минимальными припусками на последующую механическую обработку.

Сварное соединение при ЭКП формируется в твердой фазе без оплавления контактируемых поверхностей, поэтому высокой прочности сцепления покрытия с основным металлом детали достичь сложнее, чем при электродуговых способах приварки.

При приварке цилиндрических поверхностей по винтовой линии в местах перекрытия смежных сварных валиков присадочный металл проволоки частич-



Рис. 1. Микроструктура приваренного металла и ЗТВ

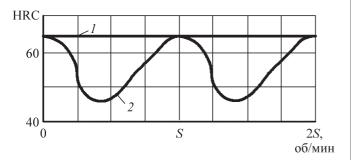


Рис. 2. Твердость металлопокрытия по ширине валика (присадочная проволока ПК-2; основа — сталь 45):

1 — одиночный валик; 2 — приварка по винтовой линии с перекрытием смежных валиков

но отпускается, структура металлопокрытия получается резко неоднородной (рис. 1, 2). Структурная неоднородность отрицательно сказывается на циклической прочности восстановленных валов. Смягчить указанный недостаток рассматриваемого способа восстановления можно правильным выбором технологических режимов процесса ЭКП.

В работах [1—3] приводятся результаты теоретических и экспериментальных исследований процесса формирования сварного соединения в твердой фазе, на основании которых разработана методология и рассчитаны параметры технологических режимов ЭКП при использовании проволок различного диаметра и химического состава [4].

В данной работе оптимальные режимы приварки валов диаметром 50 мм из нормализованной стали 45 (ГОСТ 1050—88) присадочной проволокой ПК-2 (ГОСТ 9389—75) диаметром 1,8 мм определены экспериментально. В проведенных опытах использовали метод многофакторного планирования эксперимента.

Технологическая схема и параметры режима ЭКП

Схема формирования металлопокрытия и охлаждения вала при ЭКП приведена на рис. 3. К вращающейся детали 1, закрепленной в патроне установки, роликом-электродом 2 прижимается сматываемая с

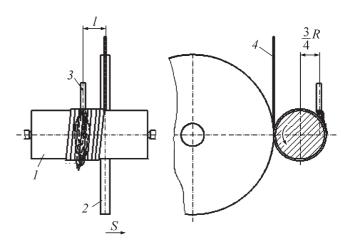


Рис. 3. Схема формирования металлопокрытия и охлаждения вала при ЭКП:

1 — вал; 2 — ролик-электрод; 3 — подвод охлаждающей жид-кости; 4 — присадочная проволока

кассеты присадочная проволока 4. При пропускании импульсов тока, чередующихся с паузами, присадочный металл разогревается до температур, близких к температуре плавления стали, осаживается и приваривается к восстанавливаемой поверхности.

Формируемые сварные площадки перекрываются по длине сварного валика, приварка осуществляется по винтовой линии с перекрытием смежных витков, что обеспечивает формирование сплошного металлопокрытия [1]. Через мундштук 3 на наплавляемую деталь подается охлаждающая жидкость — водопроводная вода температурой 8...10~°C.

В таблице приведены технологические факторы, характеризующие режим ЭКП. Уровни их варьирования определяли предварительными экспериментами, представленными в [5].

Параметры оптимизации процесса ЭКП

В момент осадки присадочный металл, разогретый до температур, близких к температуре плавления стали, выдавливается из-под ролика-электрода в направлении, обратном направлению затягивания проволоки, в результате чего длина сварного валика оказывается существенно больше длины затраченной проволоки. В зависимости от режимов ЭКП относительная осевая деформация присадочной проволоки є может меняться в пределах от 20 до 45...47 %.

Относительное движение горячего присадочного металла по привариваемой поверхности и одновременное действие усилия ролика-электрода приводят к разрушению и выносу из зоны формирования сварного соединения плотных оксидных и гидрооксид-

0.5		Уровни варьирования				
Обозначение	Технологический фактор	верхний	средний	нижний		
X_1	Сила тока приварки I , к A	8,5	6,75	5		
X_2	Расход охлаждающей жидкости Q , л/мин	2	1,5	1		
X_3	Расстояние по образующей от плоскости наплавляющего ролика до места подвода охлаждающей жидкости <i>l</i> , мм	30	15	0		
X_4	Длительность импульса тока $t_{ m u}$, с	0,06	0,04	0,02		
X_5	Длительность паузы между импульсами тока $t_{ m n}$, с	0,10	0,08	0,06		
X_6	Усилие на ролике-электроде F , к ${ m H}$	1,75	1,525	1,3		
X_7	Окружная скорость вращения детали v, м/с	0,030	0,0225	0,015		
X_8	Шаг приварки по винтовой линии S , мм/об	2,5	2,75	3,0		

Технологические факторы процесса ЭКП и уровни их варьирования

ных соединений — главного препятствия для образования качественного сварного соединения в твердой фазе.

Чем больше относительная осевая пластическая деформация присадочной проволоки, тем прочнее формируемое сварное соединение. Для случая приварки валов из нелегированных сталей проволоками из углеродистых сталей получена эмпирическая зависимость

$$\overline{\sigma} = \frac{\sigma}{\sigma_{\text{max}}} = 3.28 \frac{L_{\text{B}} - L_{\text{np}}}{L_{\text{np}}} - 0.549,$$
 (1)

где $\overline{\sigma}$ — относительная безразмерная прочность соединения, равная отношению предела прочности сварного соединения σ при конкретном исследуемом режиме $\Im K\Pi$ к максимально возможной прочности σ_{max} , т.е. пределу прочности на разрыв основного металла детали;

 $L_{_{\rm B}}$ — длина сварного валика;

 $L_{\rm пр}$ — длина проволоки, затраченной на формирование этого валика

Структуру и износостойкость металлопокрытия оценивали по средней твердости Y_1 , коэффициенту вариации замеров твердости Y_2 и износу (мг) образцов при ускоренных испытаниях на износ Y_3 .

Твердость металлопокрытия измеряли на приборе ТК-2М в двенадцати точках по образующей цилиндрического образца. Испытания образцов на износ (роликов диаметром 50 мм, шириной 10 мм) в паре с колодочками из чугуна СЧ15 (ГОСТ 1412—85) проводили на машине МИ-2 по общепринятой методике.

О качестве (прочности сварного) соединения покрытия с основным металлом детали судили, пользу-

ясь зависимостью (1), по относительной осевой деформации присадочной проволоки при ее приварке

$$Y_4 = \varepsilon = \frac{L_{\rm B} - L_{\rm np}}{L_{\rm np}}.$$
 (2)

Результаты экспериментов и их обсуждение

После статистической обработки результатов проведенных экспериментов были получены следующие уравнения регрессии:

$$Y_1 = 51.12 + 1.06X_8 + 0.94X_2 - 1.58X_3;$$
 (3)

$$Y_2 = 0.102 - 0.011X_8 + 0.008X_2;$$
 (4)

$$Y_3 = 295 - 27.8X_8 + 11.5X_2;$$
 (5)

$$Y_4 = 0,408 + 0,039X_1 - 0,034X_6 - 0,018X_7 - 0,051X_1^2 - (6)$$

-0,015X_4^2 + 0,017X_6^2 - 0,024X_7^2 + 0,023X_1X_6.

Можно отметить, что в уравнение регрессии (6), характеризующее прочность сварного соединения, входят технологические факторы X_1 , X_4 , X_6 , X_7 , не являющиеся аргументами уравнений (3—5), определяющих структуру и износостойкость приваренного слоя. Следовательно, есть возможность вести технологический процесс ЭКП таким образом, чтобы обеспечить наилучшие показатели твердости, однородности структуры, износостойкости одновременно с максимально достижимой прочностью сварного соединения покрытия с основным металлом детали.

Анализируя уравнения регрессии (3-5), можно заключить, что для получения наиболее однородного и износостойкого покрытия шаг приварки по винтовой линии S следует выбирать максимально большим,

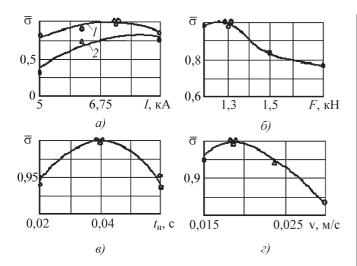


Рис. 4. Зависимости прочности сварного соединения металлопокрытия с основой от:

a — силы тока приварки; δ — усилия на ролике-электроде; ϵ — длительности импульса тока; ϵ — скорости приварки; 1-F=1,3 кH; 2-F=1,7 кН

обеспечивая минимальное (10...15 %) перекрытие смежных сварных валиков. На привариваемую поверхность рекомендуется подавать небольшое количество охлаждающей жидкости с расходом Q = 1 л/мин (см. рис. 3). Восстанавливаемый вал при приварке нагревается незначительно. Главное назначение жидкости — не столько охлаждение детали, сколько защита приваренного слоя от окисления.

Влияние технологических факторов режима ЭКП на прочность сварного соединения покрытия с основным металлом детали можно проследить по графикам на рис. 4.

Установлено, что наиболее существенно на качество соединения влияют факторы, определяющие интенсивность тепловыделения в очаге деформации, это действующее значение силы тока приварки I и

усилие F на ролике-электроде. С увеличением силы тока возрастают нагрев присадочного металла, его деформация и, соответственно, безразмерная прочность сварного соединения $\overline{\sigma}$ (см. рис. 4, a). Сила тока лимитируется перегревом металла и появлением выплесков.

Снижение усилия на ролике-электроде до значений, при которых нет существенного искрения в контактах инструмент—проволока и проволока—деталь также положительно сказывается не только на прочности сварного соединения (см. рис. 4, δ), но и на износостойкости инструмента.

Из рис. 4, g видно, что наиболее прочное сварное соединение формируется при длительности прохождения импульса тока $t_{\rm H}=0.04$ с. При чрезмерном увеличении скорости приварки v сварные площадки перестают перекрываться по длине валика металлопокрытия, появляются участки непровара.

На рис. 5 приведены микроструктуры зон соединения, полученных при различных условиях приварки.

Вследствие недостаточного тепловыделения соединение на рис. 5, a некачественное, в зоне стыка хорошо видна неразрушенная оксидная пленка. Условия формирования соединения на рис. 5, δ характеризуются повышенным значением усилия прижатия ролика-электрода и малой длительностью прохождения импульса тока. При этих условиях оксидная пленка в зоне стыка оказалась разрушенной, но общих зерен в зоне контакта не образовалось, т.е. релаксационные процессы полностью не прошли. При оптимальных условиях приварки (рис. 5, θ) релаксационные процессы проходят полностью и образуются общие зерна в стыке соединяемых поверхностей. Зона соединения при такой приварке визуально не прослеживается.

В результате проведенных опытов найден следующий оптимальный режим приварки проволоки ПК-2 (ГОСТ 9389—75) диаметром 1,8 мм, обеспечивающий

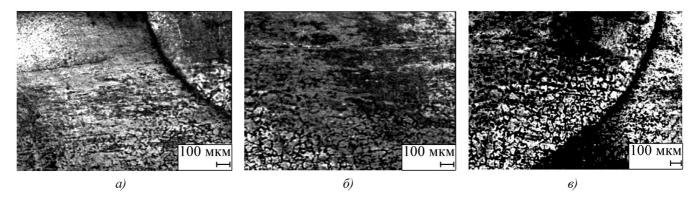


Рис. 5. Зоны сварного соединения, полученные при различных условиях приварки (проволока ПК-2; основа — сталь 45): $a-I=5.0~\mathrm{KA},~F=1.75~\mathrm{KH},~t_{\mathrm{H}}=0.04~\mathrm{c};~\delta-I=8.5~\mathrm{KA},~F=1.75~\mathrm{KH},~t_{\mathrm{H}}=0.02~\mathrm{c};~\delta-I=7.2~\mathrm{KA},~F=1.3~\mathrm{KH},~t_{\mathrm{H}}=0.04~\mathrm{c}$

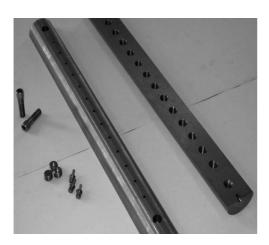


Рис. 6. Разборный блок образцов для определения прочности сварного соединения

сцепление металлопокрытия с основой, равнопрочное основному металлу вала: I = 7,0...7,2 кA; F = $t_{\text{H}} = 1,2...1,3$ кH; $t_{\text{H}} = 0,04$ с; v = 0,017...0,020 м/с. На найденном режиме приварки прочность сварного соединения должна быть максимальной и практически равной прочности основного металла детали.

Для проверки правильности этого вывода были приварены на оптимальном режиме, а затем испытаны разборные образцы диаметром 50 мм с коническими штифтами диаметром 4 мм (рис. 6). В результате опытов по разрушению сварного соединения все значения параметра оптимизации Y_5 попали в доверительный интервал, а отрыв штифтов показал, что разрушение каждый раз происходит не по сварочному стыку, а по телу самих штифтов, выполненных из нормализованной стали 45. Фотографии оторванных от наплавленного слоя штифтов приведены на рис. 7.

Найденные технологические параметры режима ЭКП совпали с параметрами, определенными теоретически [4, 5].

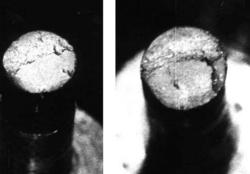


Рис. 7. Торцы штифтов, оторванных от приваренного на оптимальном режиме металлопокрытия

Износостойкость образцов, приваренных проволокой ПК-2, в 1,4-1,5 раза превышает износостойкость закаленной ТВЧ стали 45. Сопротивление усталости валов, приваренных ЭКП на найденном режиме, на 10...15 % ниже, чем у контрольных валов из нормализованной стали 45. Нанесение металлопокрытия электроконтактным способом практически не сказывается на ударной вязкости эталонных (неприваренных) образцов.

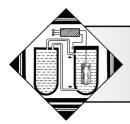
Эксплуатационные испытания деталей, восстановленных ЭКП, показали, что их долговечность приближается, а в ряде случаев превышает долговечность новых деталей.

Выводы

- 1. Определены оптимальные режимы восстановления валов диаметром 50 мм присадочной проволокой ПК-2 диаметром 1,8: I = 7...7,2 кA; $t_{\text{и}} = 0,04$ с; $t_{\text{п}} =$ = 0,08 c; F = 1,2...1,3 kH; v = 0,017...0,020 m/c; S == 3 мм/об; Q = 1 л/мин; l = 0. При приварке на данном режиме обеспечиваются одновременно максимально возможная прочность сцепления, равная прочности основного металла вала, и наиболее твердое и структурно-однородное покрытие, износостойкость которого в 1,4-1,5 раза превышает износостойкость закаленной ТВЧ стали 45.
- 2. Найденный экспериментально режим ЭКП не отличается от расчетного режима.
- 3. Долговечность восстановленных на найденных режимах валов не ниже долговечности новых деталей.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- 1. Нафиков М.З. Формирование сплошного металлопокрытия при электроконтактной наплавке валов // Упрочняющие технологии и покрытия. 2006. № 9. С. 24–29.
- 2. Нафиков М.З., Загиров И.И. Математическая модель формирования соединения при электроконтактной наплавке (наварке) проволоки // Технология машиностроения. 2008. № 6. С. 62–66.
 - 3. Нафиков М.З., Загиров И.И. Рас-
 - чет параметров формирования соединения при электроконтактной наплавке (наварке) проволоки // Сварочное производство. 2008. № 8. С. 15-20.
 - 4. Нафиков М.З. Выбор рациональных режимов ЭКН // Повышение эффективности функционирования механических и энергетических систем: матер. Всерос. науч.-техн. конф. Саранск: Изд-во Мордов. ун-та, C. 129-133.
 - 5. Нафиков М.З. Параметры электроконтактной наплавки // Технология металлов. 2005. № 7. С. 29-31.



ЖИМИЧЕСКАЯ, ХИМИКО-ТЕРМИЧЕСКАЯ И ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА

УДК 62-419.5

А.И. Ковтунов, Т.В. Чермашенцева, Ю.Ю. Хохлов (Тольяттинский государственный университет) E-mail: y.y.khokhlov@rambler.ru

Исследование влияния никеля на процессы жидкофазного алюминирования сталей погружением

Исследован процесс жидкофазного алюминирования стали погружением в расплав, легированный никелем. **Ключевые слова:** сталь с алюминиевым покрытием, жидкофазное алюминирование погружением, алюминиевый расплав, никель, интерметаллидные фазы.

The process of liquid-phase dip aluminizing steel with melt alloyed by nickel are researched.

Keywords: steel coating with aluminium, liquid-phase dip aluminizing, aluminium melt, nickel, intermetalic phases.

В промышленности все шире используются стали с алюминиевым покрытием и алитированные стали, обладающие уникальным сочетанием высоких механических и эксплуатационных свойств (прочности, коррозионной стойкости). Алитированная сталь, благодаря наличию на поверхности слоя алюминида железа, имеет высокие твердость, жаро- и коррозионную стойкость, что обеспечивает повышение ее износостойкости.

Из многообразия способов алитирования (диффузионное насыщение алюминием или его сплавами поверхности металлических изделий) и алюминирования (формирование на поверхности металлических изделий покрытия из алюминия или алюминиевых сплавов) стали выделяется своей универсальностью жидкофазный, который основывается на формировании покрытий при контакте стали с расплавленным алюминием. Основными преимуществами этого способа являются высокая производительность, низкая стоимость, возможность создавать покрытия на фасонных изделиях [1].

В зависимости от основных технологических режимов процесса — температуры и времени выдержки в алюминиевом расплаве при жидкофазном способе — можно получать преимущественно алюминиевое покрытие (на границе сталь—алюминий всегда присутствует переходный интерметаллидный слой) или покрытие на основе алюминидов железа.

Легирование алюминиевого расплава также позволяет управлять толщиной, составом и свойствами покрытий. Так, введение никеля расширяет γ-область

железа и с повышением его содержания от 1,9 до 12 % толщина переходного слоя существенно увеличивается. Дальнейшее повышение никеля практически не влияет на толщину переходного слоя, однако под влиянием никеля увеличивается его микротвердость.

Исследования влияния режимов жидкофазного алюминирования в легированном никелем расплаве на толщину алюминиевого и алитированного слоев проводили на образцах из стали Ст3 толщиной $1,2\,$ мм, размером $50\times25\,$ мм. Поверхность образцов предварительно зачищали от окалины, ржавчины и обезжиривали в 20%-ном растворе едкого натрия. После промывки в горячей и холодной воде образцы окунали в водный раствор флюса эвтектической системы $KF-AlF_3$ и сушили. Далее образцы погружали в алюминиевый расплав и в расплав, легированный никелем в количестве 2,5; $5\,$ и $10\,$ % мас.

Температуру расплава изменяли в интервале 750...950 °C с шагом 50 °C. Время выдержки в расплаве — от 3 с до 15 мин. Выдержку в 3 с проводили для формирования алюминиевого слоя с минимальной толщиной переходного алитированного слоя, более длительную выдержку — для получения алитированного слоя максимальной толщины.

Влияние никеля на структуру, химический состав покрытия и толщину алитированного и алюминиевого слоев оценивали при помощи методов растровой электронной микроскопии. Микрорентгеноспектральный анализ проводили на комплексе сканирующего электронного микроскопа LEO 1455 VP (ZEISS, Германия) с блоками рентгеновского энергетическо-

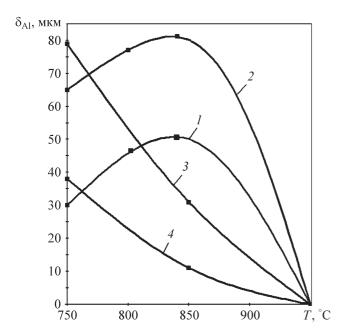


Рис. 1. Зависимости толщины покрытия от температуры алюминирования в нелегированном расплаве (I); в расплаве, легированном 2,5 % мас. никеля (2); 5 % мас. никеля (3); 10 % мас. никеля (4). Время алюминирования 3 с

го спектрометра INCA Energy-300 и рентгеновского волнового спектрометра INCA Wave-500.

Проведенные исследования показали, что толщина покрытий при минимальной выдержке в алюминиевом расплаве определяется температурой и содержанием никеля в алюминиевом расплаве. Максимальная толщина алюминиевого слоя формируется при температуре 750 °C и содержании никеля около 5 % мас., а также при температуре 800 °C и содержании никеля около 2,5 % мас. (рис. 1, 2). Однако повышение температуры до 800 °C приводит к значитель-

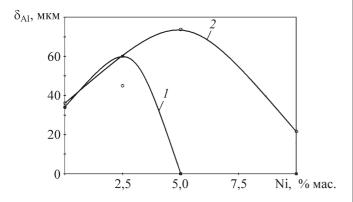


Рис. 2. Зависимости толщины алюминиевого покрытия от содержания никеля в расплаве при времени выдержки 3 с и температуре:

1 − 800 °C; 2 − 750 °C

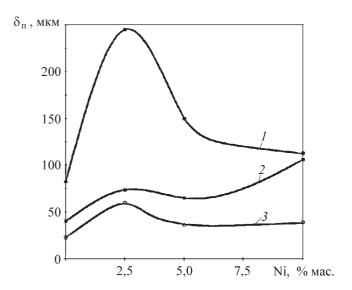


Рис. 3. Зависимости толщины переходного слоя от содержания никеля в расплаве при времени выдержки 3 с и температуре: $1-950~^{\circ}\text{C};\ 2-800~^{\circ}\text{C};\ 3-750~^{\circ}\text{C}$

ному повышению толщины переходного слоя, что снижает прочность сцепления алюминия со сталью.

Дальнейшее повышение температуры процесса и концентрации никеля в расплаве приводит к уменьшению толщины алюминиевого слоя. При температуре 950 °C алюминиевый слой практически отсутствует и формируется интерметаллидный алитированный слой (см. рис. 1).

Увеличение времени выдержки в алюминиевом расплаве до 5 мин незначительно увеличивает толщину алюминиевого слоя, а при дальнейшей выдержке его толщина значительно снижается. Толщина переходного слоя при этом увеличивается.

С увеличением температуры и времени выдержки увеличивается толщина алитированного слоя. Легирование никелем алюминиевого расплава значительно повышает толщину алюминидного слоя (рис. 3). Слой максимальной толщины около 200 мкм при выдержке не более 3 с удалось получить при содержании никеля 2,5 % мас. и температуре 950 °C.

Анализ химического состава формируемых слоев показал, что при алюминировании в расплаве, содержащем до 2,5 % мас. никеля, образуется интерметаллидный слой, состав которого стехиометрически соответствует фазе FeAl₃. Слой легирован до 1,2 % мас. никеля. При этом никель замещает атомы железа в соединении FeAl₃.

Диффузия алюминия через слой интерметаллида приводит к образованию второго слоя. Его состав соответствует фазе Fe_2Al_5 . При этом никель в этом слое практически отсутствует. В алюминиевом покрытии никель располагается по границам зерен α -фазы, об-

разуя эвтектику α -фаза+NiAl $_3$ + τ_2 -(Al $_9$ FeNi) [2, 3]. При увеличении времени выдержки до 5 мин увеличивается толщина слоев FeAl $_3$ и Fe $_2$ Al $_5$.

Повышение температуры до 800 °С приводит к увеличению количества равноосных интерметаллидных включений и уменьшению доли эвтектики. Первый факт связан с нагревом до более высоких температур и с возрастанием скорости образования интерметаллидов. Уменьшение доли эвтектики, вероятно, связано с увеличением скорости охлаждения образцов, что приводит к формированию неравновесной структуры.

Структура алитированного слоя при этом изменяется незначительно. Толщина слоя FeAl_3 составляет

около 5 мкм, в то время как при 750 °C толщина около 3 мкм. При температуре 950 °C формируется полностью интерметаллидное покрытие. Химический анализ показал, что оно представлено фазой Fe_2Al_5 . Никеля в покрытии не наблюдается (рис. 4).

Алюминирование в расплаве с 5 % мас. никеля при 750 °С приводит к формированию в алюминиевом покрытии более грубой эвтектики. В структуре покрытия в основном на границе с переходным слоем наблюдаются включения фазы, содержащей около 16 % мас. железа и 16 % мас. никеля (τ_2 -(Al₉FeNi)). Переходный слой представлен фазой Fe₂Al₅ и слоем

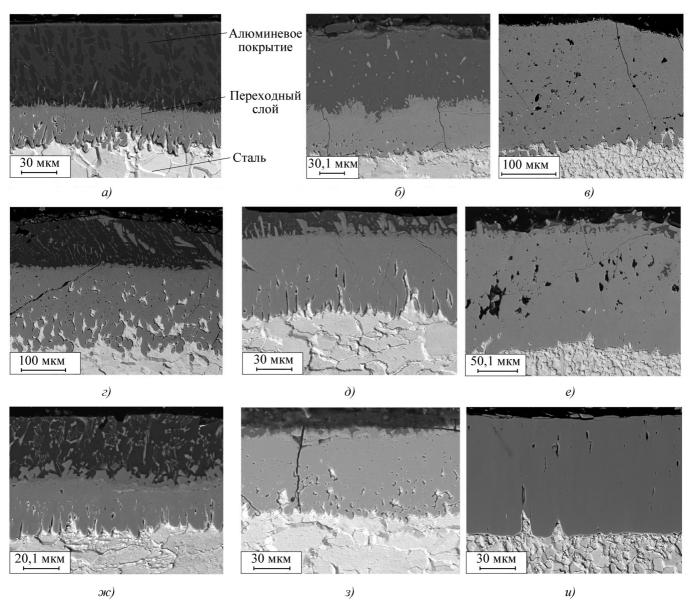


Рис. 4. Структура покрытий при жидкофазном алюминировании в течение 3 с при содержании никеля 2,5 % мас. (a, δ, ϵ) ; 5 % мас. (e, δ, e, u) ; 10 % мас. (m, 3) при температуре:

a, ε , $\kappa - T = 750$ °C; δ , δ , 3 - T = 800 °C; ϵ , ϵ , u - T = 950 °C

FeAl₃, легированным никелем. С увеличением температуры алюминирования до $800\,^{\circ}$ С на границе со слоем Fe₂Al₅ формируется сплошной слой тройной интерметаллидной фазы τ_2 -(Al₉FeNi). При 950 °С формируется сплошной алитированный слой, на поверхности которого наблюдается подслой на основе τ_2 -фазы с содержанием 16 % мас. железа и 16 % мас. никеля.

Увеличение содержания никеля до 10 % мас. приводит к формированию двойного интерметаллидного переходного слоя, при этом фаза Fe_2Al_5 насыщается никелем до 2 % мас. Второй слой представлен тройной фазой τ_2 . Выдержка при 800 °C формирует покрытие, не содержащее алюминия. Поверхностный слой покрытия представлен фазой τ_2 . Алюминирование при 950 °C способствует формированию покрытия на основе фазы Fe_2Al_5 , легированной никелем.

Выволы

- 1. Для формирования алюминированного слоя жидкофазным способом целесообразно легировать алюминиевый расплав никелем 2,5...5 % мас. и проводить процесс алюминирования при 750...800 °C с продолжительностью выдержки 3 с.
- 2. Алитированный слой толщиной 200...250 мкм формируется при температуре 950 °C при минимальном времени выдержки 3 с и содержании никеля 2,5 % мас.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- 1. **Проценко З.Н., Зарубицкий О.Г., Подафа Б.П.** Микроструктура и фазовый состав диффузионных алитированных слоев // Металловедение и термическая обработка металлов. 1986. № 12. Р. 10–11.
- 2. **Raghavan V.** Al-Fe-Ni // Phase Eguilibria and Diffusion. 2009. Vol. 30. N₂ 1. P. 85–88.
- 3. **Raghavan V.** Al-Fe-Ni // Phase Eguilibria and Diffusion. 2009. Vol. 30. Nototion 4 P. 375-377.

УДК 621.785.532

И.Н. Росляков, Л.И. Рослякова (Курский институт государственной и муниципальной службы) E-mail: svesla@Kursknet.ru

Повышение сопротивления усталости и износостойкости стальных изделий, восстановленных гальваническим железнением, путем низкотемпературной нитроцементации

Исследовано влияние режимов нитроцементации в высокоактивном пастообразном карбюризаторе на структуру и свойства железных гальванических покрытий. Разработана технология упрочнения стальных изделий, восстановленных железнением, и повышения их сопротивления усталости и износостойкости.

Ключевые слова: нитроцементация, гальванические покрытия, карбюризатор.

Research of influence of modes of nitrocarburings in highly active pastelike karburizer on structure and properties of iron metal deposit is investigated. Technology of hardening of the steel products restored floating with cement and increase of their fatigue resistance and wear resistance is developed.

Keywords: nitrocarburizing, metal deposits, karburizer.

Гальванические (электролитические) покрытия широко применяются в ремонтном производстве при восстановлении стальных деталей, имеющих относительно небольшие износы (0,3...0,5 мм), при этом наиболее широкое применение находит электролитическое железнение. Этот способ восстановления отличается высокой производительностью, простотой, невысокой стоимостью оборудования и материалов, возможностью одновременной обработки большого количества деталей и автоматизации процесса.

Однако наряду с положительными сторонами электролитическое железнение имеет ряд недостат-

ков: низкое сопротивление усталости восстановленных деталей, недостаточно прочное сцепление железного покрытия с основой (в частности, с легированными сталями) и во многих случаях недостаточную износостойкость. В связи с этим ресурсы деталей, восстановленных железнением, заметно ниже ресурсов новых деталей.

Для повышения долговечности деталей, восстановленных железными покрытиями, предлагаются различные способы упрочнения, из которых наиболее рациональным является химико-термическая обработка, в частности нитроцементация [1, 2].



Рис. 1. Микроструктура железного покрытия на стали 30X, полученного из хлористого электролита на асимметричном токе ($\times 500$)

Для нанесения железных покрытий на стальные изделия был использован хлористый электролит, позволяющий вести процесс с высокой скоростью [3]. Осаждение проводили на переменном асимметричном токе с коэффициентом асимметрии $\beta = 6$ и катодной плотностью тока — $30...40~\text{A/дm}^2$. Длительность процесса составляла 3~ч, что обуславливало получение железного покрытия толщиной ~ 0.3~мм. Микроструктура железного покрытия представлена на рис. 1.

Нитроцементацию в соответствии с работой [4] проводили в высокоактивном пастообразном карбюризаторе, % мас.: сажа газовая — 60; железосинеродный калий (K_4 Fe(CN)₆) — 30; углекислый натрий (Na_2 CO₃) — 10; пастообразующая жидкость — водный раствор карбометилцеллюлозы (клей КМЦ). Компоненты пасты в порошкообразном состоянии тщательно перемешивали и разводили клеем до консистенции густой пасты. Пасту наносили на образцы слоем 1,5...2 мм и высушивали.

Образцы из стали 30X с гальваническим железным покрытием на поверхности и сухой нитроцементующей обмазкой упаковывали в контейнер с наполнителем в виде смеси чугунной стружки с сажей. Контейнер помещали в печь, разогретую до температуры 650 °C, и выдерживали в течение 3 ч. Микроструктура железного покрытия после нитроцементации показана на рис. 2.

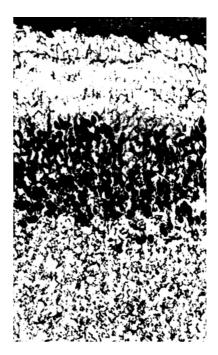


Рис. 2. Микроструктура железного электролитического покрытия на стали 30X после нитроцементации при температуре 650 °C в течение 3 ч ($\times 500$)

После извлечения из печи образцы (по возможности быстро) выгружали из контейнера в емкость с холодной водой (закаливали) и подвергали двум видам отпуска: при 150 и 350 °С. Кроме того, для сравнения исследовали образцы из стали 30X без гальванического покрытия и образцы из той же стали с гальваническим железным покрытием без химико-термической обработки.

Износостойкость образцов со всеми видами обработки исследовали на машине трения СМЦ-2 в условиях граничного трения (контртело—чугун СЧ18) с добавлением в смазку абразива (10 г/л). Сопротивление усталости определяли ускоренным вихретоковым методом по изменению магнитных свойств образцов в процессе циклического нагружения [5, 6].

Результаты эксперимента представлены в таблице. Как видно из экспериментальных данных, нитроцементация в пастообразном карбюризаторе радикальным образом изменила свойства железных электролитических осадков. Микротвердость их увеличилась в 6—7,5 раза в сравнении как с неупрочненными железными покрытиями, так и с нормализованной сталью 30X (основой). Значительно увеличилась износостойкость нитроцементованных железных покрытий.

Низкотемпературная нитроцементация (650 °C) увеличила предел выносливости образцов с железны-

Свойства железных гальванических покрытий до и после нитроцементации

Материал, упрочняющая обработка	Микротвердость * $H_{\mu 100}, {\rm M}\Pi {\rm a}$	Интенсивность изнашивания, 10^{-3} , г/ч	Предел выносливости $\sigma_{-1}, M \Pi a$
Сталь 30Х, нормализация	1450	11,5	308
Железное покрытие без термообработки	3605	12,2	199
Железное покрытие, нитроцементация (650 °C, 3 ч), закалка в воде, отпуск при 150 °C	11 885	1,9	420
Железное покрытие, нитроцементация (650 °C, 3 ч), закалка в воде, отпуск при 350 °C	10 495	2,3	348

ми гальваническими покрытиями. Сопротивление усталости таких образцов не только выше прочности таких же образцов без нитроцементации (более чем в 2 раза), но и выше чем сопротивление усталости основного металла без покрытия. При этом максимальное повышение как износостойкости, так и сопротивления усталости наблюдается после низкого отпуска (при 150 °C).

*Микротвердость измеряли при нагрузке 1 H.

Нитроцементованный слой, полученный при температуре 650 °C на электроосажденном железе, имеет на поверхности тонкую корку карбонитридов, представленную, главным образом, карбонитридом є. Подней имеется довольно глубокая зона твердого раствора (азотистого мартенсита) с вкраплениями мелких изолированных карбонитридов. Общая глубина нитроцементованного слоя превышает толщину гальванического покрытия, поэтому граница между покрытием и основой, за счет активации диффузионных процессов, по большей части размывается, что благоприятно сказывается на прочности сцепления гальванического железа с основой.

Большая твердость и низкий коэффициент трения карбонитридов обусловливает высокую износостой-кость нитроцементованных железных покрытий. По-

вышение сопротивления усталости нитроцементованных образцов объясняется, по-видимому, возникновением сжимающих напряжений при закалке.

Заключение

Таким образом нитроцементация железных электролитических покрытий значительно повышает их эксплуатационные свойства, такие как износостойкость и сопротивление усталости. Если от восстанавливаемой детали необходимо получить максимальное сопротивление усталости и высокую износостойкость, то после нанесения железного покрытия ее необходимо под-

вергнуть нитроцементации при температуре 650 °C, закалить с этой температурой и отпустить при 150 °C.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- 1. **Лахтин Ю.М., Арзамасов Б.Н.** Химико-термическая обработка металлов. М.: Металлургия, 1985. 256 с.
- 2. Гюлихандов Е.Л., Семенова Л.М., Шапочкин Е.И. Особенности строения нитроцементованных слоев с повышенным содержанием азота // Металловедение и термическая обработка металлов. 1990. № 5. С. 12—15.
- 3. Серебровский В.И. Электроосаждение сплавов на основе железа // Современные инструментальные системы, информационные технологии и инновации: матер. III Междунар. науч.-техн. конф. Курск: Гос. техн. ун-т, 2005. С. 167—173.
- 4. **Колмыков В.И.** Карбонитрирование улучшаемых сталей в пастах // Совершенствование средств механизации в сельском хозяйстве: сб. науч. тр. Курск: КГСХА, 2002. С. 47–51.
- 5. **Колмыков В.И., Шаповалова Ю.Д.** Оптимизация параметров химико-термической обработки по характеристикам усталости // Новые технологии в газовой промышленности: сб. науч. тр. V Всерос. конф. молодых ученых. М.: РГУ нефти и газа им. И.М. Губкина, 2001. С. 24—25.
- 6. **Емельянов С.Г., Шаповалова Ю.Д., Якиревич Д.И.** Ускоренное определение усталостных свойств сталей вихретоковым методом. Курск: КГТУ, 2007. 287 с.





ПЕРСПЕКТИВНОЕ ОБОРУДОВАНИЕ И СИСТЕМЫ АВТОМАТИЗАЦИИ

УДК 620.114.01

Р.Н. Сайфуллин (Башкирский государственный аграрный университет, г. Уфа) E-mail: riledin@mail.ru

Электроконтактная приварка ферромагнитных порошков

Предложен способ электроконтактной приварки ферромагнитного порошка для восстановления изношенных деталей машин и получения покрытий.

Ключевые слова: восстановление деталей, электроконтактная приварка, ферромагнитный порошок.

A method of electro-contact brazing of the magnetic iron dust for restoring outworn machines' spare parts and getting coatings is proposed.

Keywords: restoring spare parts, electro-contact brazing, magnetic iron dusts.

В настоящее время известно множество способов электроконтактной приварки (ЭКП) порошков, при этом большая их часть использует ферромагнитные свойства последних. Среди множества способов [1] практически применимы немногие.

На основе анализа многочисленных способов ЭКП-порошков предлагаются новые способы приварки и устройства, обеспечивающие значительное сокращение потерь порошка, создание гетерогенной структуры на поверхности восстанавливаемой детали, технологичность приварки, регулирование толщины покрытия в зависимости от износа, повышение прочности сцепления с основой.

При восстановлении деталей с небольшим износом (роторы турбокомпрессоров, золотники гидрораспределителей, электроклапанов и гидроусилителей, шестерни масляных насосов, оси коромысел, плунжерные пары, опорные шейки некоторых кулачковых валов топливных насосов) целесообразно использовать ферромагнитные порошки, втягивающиеся в зону приварки магнитным полем, образованным проходящим электрическим током (рис. 1).

На рис. 1, a запирание порошка в период паузы между импульсами тока происходит механически за счет сжатия пружины, а в период импульса тока электромагнит, подключенный параллельно вторичной обмотке сварочного трансформатора, открывает клапан. На рис. 1, δ запирание ферромагнитного порошка происходит за счет магнитного поля от электромагнита, а реле служит для согласованной работы электромагнита в период паузы и импульса тока.

Для подачи большего количества ферромагнитного порошка установлены дополнительные электромагниты по бокам роликового электрода, при этом действующая на ферромагнитную частицу равнодействующая сила от всех источников магнитного поля $(F_{\rm M})$ и силы тяжести направлена в зону ЭКП (см. рис. $1, \mathfrak{s}$). На рис. $1, \mathfrak{s}$ весь неприваренный порошок втягивается вакуум-насосом с фильтром. Для подачи порошка к месту приварки используется воздух под незначительным давлением, а защитный воздух частично предотвращает смывание порошка охлаждающей водой (см. рис. $1, \partial$).

Однако апробация описанных способов показала один их существенный недостаток — смывание порошка охлаждающей жидкостью. В данной работе предлагается новый апробированный способ, который показал наилучшие технологические показатели ЭКП порошкового материала. Способ основан на магнитном притяжении ферромагнитного порошка к рабочей поверхности роликового электрода электромагнитами или постоянными магнитами.

Наиболее целесообразно в качестве притягивающего элемента для ферромагнитных порошков использование постоянных магнитов, так как при этом упрощается конструкция устройства и уменьшается энергопотребление. Схема устройства показана на рис. 2 и включает в себя деталь и роликовый электрод, подключенные к сварочному трансформатору, бункер с ферромагнитным порошком и постоянный магнит.

Работа данного устройства для ЭКП ферромагнитного порошка заключается в следующем. Механизм

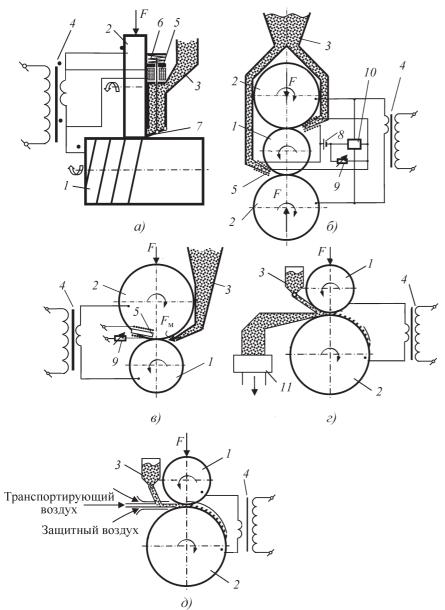


Рис. 1. Схемы подачи ферромагнитных порошков: a — пат. 2 299 795; δ — пат. 2 340 432; ϵ — пат. 2 242 233; ϵ — пат. 2 312 746; δ — пат. 2 390 399; I — деталь; 2 — роликовый электрод; 3 — бункер; 4 — сварочный трансформатор; 5 — электромагнит; δ — пружина; 7 — клапан; δ — источник тока; δ — переменный резистор; δ — реле; δ — вакуум-насос с фильтром

вращения приводит во вращение деталь, роликовый электрод посредством механизма нагружения (на чертеже не показано) прижимается к детали и за счет силы трения вращается в направлении, указанном стрелкой. Кроме того, роликовый электрод имеет возможность перемещения вдоль детали.

Ферромагнитный порошок поступает из бункера к выходному отверстию, которое имеет заданный профиль, определяющий количество захватываемого

ферромагнитного порошка. Ферромагнитный порошок захватывается из порошкопровода за счет магнитного притяжения к рабочей поверхности роликового электрода. Удерживаемый магнитными силами на рабочей поверхности роликового электрода ферромагнитный порошок поступает к зоне приварки за счет вращения роликового электрода, где приваривается импульсом тока от сварочного трансформатора к поверхности детали.

Для реализации данного устройства необходимо, чтобы сила магнитного притяжения, действующая на ферромагнитный порошок, была больше суммы всех сил, направленных на отрыв ферромагнитного порошка от рабочей поверхности роликового электрода, — это сила тяжести, силы смывания порошка охлаждающей жидкостью и сила магнитного притяжения со стороны детали, действующая во время импульса тока.

Для повышения производительности ЭКП ферромагнитного порошка и уменьшения деформации детали от силы прижатия роликового электрода токопровод можно реализовывать по двухроликовой схеме (роликовый электрод-деталь-роликовый электрод). Кольцевой постоянный магнит может быть выполнен в виде кольца различной формы сечения (например, трапецеидальной, прямоугольной, круглой или другой формы), зависящей от формы рабочей поверхности роликового электрода, необходимой формы расположения ферромагнитного порошка на рабочей поверхности роликового электрода или от других факторов. Кроме того, вместо одного кольцевого магнита возможно использование небольших постоянных магнитов, расположенных последователь-

но. Место расположения выходного отверстия порошкопровода относительно окружности роликового электрода определяется общей компоновкой установки для ЭКП.

В результате ЭКП деталь намагничивается, поэтому ее размагничивают в переменном магнитном поле.

Устройство может быть реализовано на установках для ЭКП 011-1-02H; 01-11.022M; 011-1-05 и других подобных установках [2].

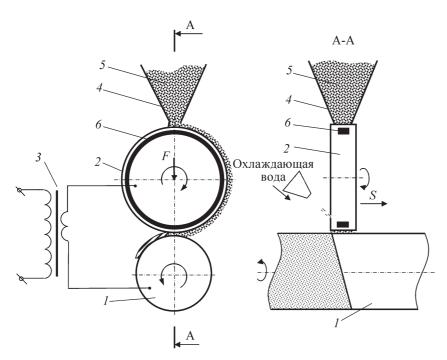


Рис. 2. Схема ЭКП ферромагнитного порошка:

I — деталь; 2 — роликовый электрод; 3 — сварочный трансформатор; 4 — бункер; 5 — ферромагнитный порошок; 6 — кольцевой постоянный магнит

Для проверки способа ферромагнитный порошок ФБХ-6-2 приваривали на цилиндрическую деталь диаметром 30 мм из стали 45. Режим приварки: действующее значение силы тока приварки I=5 кA; сила прижатия роликового электрода F=1,5 кH; длительность импульсов тока $t_{\text{имп}}=0,04$ с; длительность пауз

 $t_{\rm n}=0.06$ с. Для сравнения методом свободной подачи на аналогичный образец приваривали тот же порошок на том же режиме. При приварке предлагаемым способом потери ферромагнитного порошка составили 2...5 %, а при известном способе — 150...200 %.

Предлагаемый способ позволяет значительно сократить потери ферромагнитного порошка при отсутствии дополнительных энерговложений для осуществления способа. Кроме того, разработанные способы имеют одно из главных преимуществ перед ЭКП стальной ленты и проволоки - отсутствие подготовки присадочного материала (обезжиривания, мерной резки, предварительного закрепления на поверхности детали), что делает данные способы высокопроизводительными при установившемся технологическом процессе, например при нанесении покрытий.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- 1. **Сайфуллин Р.Н.** Электроконтактная приварка порошковых материалов при восстановлении деталей и получении защитных покрытий: монография. Уфа: Изд-во БашГАУ, 2008. 196 с.
- 2. **Оборудование** для восстановления деталей: каталог. М.: Информагротех, 1990. 40 с.

Уважаемые коллеги!

ГОУ ВПО "Кузбасский государственный технический университет" совместно с Администрацией Кемеровской области, Алтайским государственным техническим университетом им. И.И. Ползунова, Новосибирским государственным техническим университетом, Бийским технологическим институтом проводят 2-ю Международную научно-практическую конференцию

"ИННОВАЦИИ В МАШИНОСТРОЕНИИ"

6-8 октября 2011 г.

г. Кемерово

Тематика конференции

- Инновационные технологии обеспечения качества и точности в процессах механической обработки
- ◆ Диагностика, ремонт и восстановление ответственных изделий на основе применения современных физических методов и средств
- Упрочнение материалов, многофункциональные покрытия и нанотехнологии в машиностроении
- Инструменты и механизмы взаимодействия промышленных предприятий и высшей школы

Контакты по организационным вопросам и отправке тезисов:

Останин Олег Александрович, $meл./\phi$. +7(3842) 39-63-76, meл. +7(3842) 39-63-75, e-mail: oleg_ostanin@mail.ru Махалов Максим Сергеевич, meл. +7(3842) 39-63-75, ϕ . + 7(3842) 58-30-73, e-mail: maxim_ste@mail.ru



КОНТРОЛЬ КАЧЕСТВА УПРОЧНЯЮЩЕЙ ОБРАБОТКИ

УДК 658.512:621.002

В.Н. Корешков, Н.А. Кусакин (Госстандарт Республики Беларусь), Г.Б. Премент, С.В. Семенов, В.С. Точило, М.Л. Хейфец (Полоцкий государственный университет) E-mail: mlk-z@mail.ru

Управление и контроль процессов упрочнения и восстановления деталей машин

Показано, что управление совмещенной термомеханической обработкой в электромагнитном поле при формировании структуры материала с обеспечением рельефа поверхности целесообразно проводить, используя последовательность факторов, обеспечивающих интенсивность и производительность обработки, а управление комбинированным плазменно-механическим процессом при формообразовании рельефа поверхности с модифицированием поверхностного слоя следует осуществлять путем регулирования производительности, применяя масштабные факторы.

Ключевые слова: термомеханическая, плазменно-механическая упрочняющая обработка, управление качеством.

The control of the overlapped thermomechanical treatment in the electromagnetic field at material patterning with a given surface relief is most appropriate when successive factors providing intensity and efficiency of the treatment are used; and the combined plasma-assisted machining control in the process of the surface relief shaping with the surface layer modified should be exercised through the efficiency regulation with the scale factors applied.

Keywords: thermomechanical, plasma-assisted hardening machining, quality control.

Введение

Управление основными технологическими факторами с использованием статистических методов контроля [1, 2] позволяет обеспечить показатели качества изделий в пределах рекомендуемых значений.

В связи с этим на предприятии прежде всего требуется определить процессы производства и обслуживания, результаты которых не могут быть проверены с помощью последующего мониторинга и измерений. К ним относятся процессы, недостатки которых становятся очевидными только после начала использования продукции или после предоставления услуги. Поэтому на предприятии необходимо определить перечень специальных процессов, установить методы их оценки с точки зрения достижения планируемых результатов путем определения критериев, требований к оборудованию и персоналу, методики подтверждения качества и управления специальными процессами, используя специализированные методы измерения и контроля, формы и порядок регистрации параметров качества [3].

Специальные процессы условно можно разделить на две категории:

 относящиеся к производству (сварка, наплавка, нанесение покрытий, термомеханическая и другая обработка); – относящиеся к контролю и испытаниям (бесконтактный контроль физико-механических характеристик, испытания на износостойкость, обкатка, испытательный пробег и т.п.) [1].

Совмещенная и комбинированная упрочняющая обработка

Внедрение управления качеством предполагает эффективное использование статистических методов контроля, наиболее широкое применение среди которых нашли контрольный листок, гистограмма, диаграмма рассеяния (поле корреляции), расслоение (стратификация), диаграмма Парето, диаграмма "причины—результат", контрольная карта, а также применения планов выборок и контроля, сравнений и предпочтений факторов, корреляции их рангов, дисперсии оценок, регрессии параметров и критериев их комплексного оценивания [4, 5].

Однако использование традиционных методов контроля для управления специальными многофакторными процессами не эффективно вследствие особой сложности взаимосвязей технологических факторов и эксплуатационных параметров в процессах, со-

вмещающих в одном методе обработки различные технологические операции, а в рамках операции — комбинацию разнообразных технологических воздействий [6].

Для изучения путей управления специальными процессами на первом этапе была рассмотрена совмещенная обработка — нанесение покрытия с его по-

верхностным деформированием [7], у которой, чередуя материалы наносимого покрытия, последовательно сокращали сначала число контролируемых параметров, а затем технологических факторов, чтобы предложить схему управления комплексом основных параметров совмещенной обработки, используя наиболее значимые и наименее взаимосвязанные факторы [6, 8].

На втором этапе было исследовано управление комбинированной упрочняюще-размерной обработкой наплавленного покрытия [9], для которой при разнообразных технологиях предварительного нанесения различных материалов обрабатываемого покрытия последовательно сокращали число технологических факторов, чтобы предложить схему управления комплексом параметров комбинированной обработки [2, 6, 8].

На заключительном этапе были проанализированы взаимосвязи контролируемых параметров и регулируемых факторов на схемах управления и предложена методика управления специальными процессами совмещенной и комбинированной обработки.

Для анализа управления технологическим процессом совмещенной обработки была рассмотрена электромагнитная наплавка с поверхностным пластическим деформированием, обеспечивающая не только формирование поверхности детали с улучшенными геометрическими параметрами, но и упрочнение поверхностного слоя, повышение его физико-механических характеристик [7].

Изучали зависимости регламентируемых параметров электромагнитной наплавки различных ферропорошков с поверхностным пластическим деформированием (рис. 1): физико-механического (твердость) $Y_1 = \text{HRC}$; геометрического (шероховатость) $Y_2 = Ra$, мкм; эксплуатационного (относительная износостойкость) $Y_3 = \varepsilon$; производительности

(нанесение покрытия) $Y_4 = Q$, г/дм² от основных технологических факторов электромагнитной обработки: силы разрядного тока $X_1 = I$, А; магнитной индукции в рабочем зазоре $X_2 = B$, Тл, и совмещенной механической обработки: подачи инструмента $X_3 = S$, мм/об; частоты вращения детали $X_4 = v$, м/с, и силы деформирования $X_5 = P$, H.

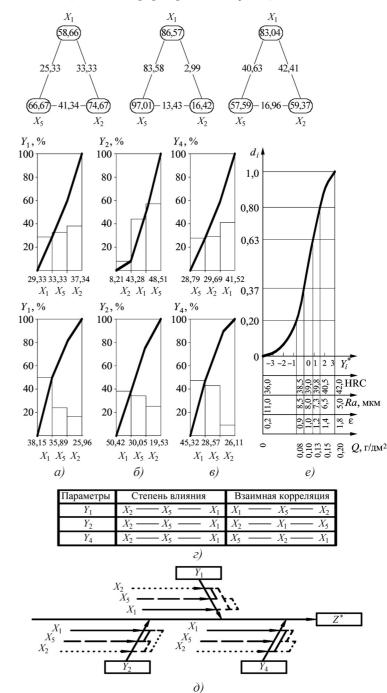


Рис. 1. Управление специальным процессом наплавки упрочняющего покрытия ферропорошком, совмещенной с поверхностным деформированием, по комплексу параметров: HRC (a), Ra (δ), Q (s) с учетом влияния и взаимосвязи факторов (z) на диаграмме "причины—результат" (∂) по обобщенной функции желательности (e)

Для анализа управления комбинированной обработкой было рассмотрено упрочняющее ротационное резание с нагревом — оплавлением срезаемого слоя предварительно нанесенного износостойкого покры-

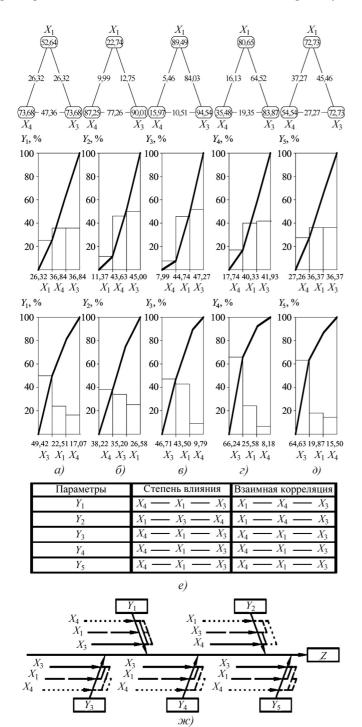


Рис. 2. Управление специальным процессом комбинированной упрочняюще-размерной термомеханической обработки износостойкого покрытия хромоникелевым порошком по комплексу параметров: HRC (a), UH (δ), Sm_w (s), Ra(ϵ), K(∂) с учетом влияния и взаимосвязи факторов (e) на диаграмме "причины—результат" (w)

тия, используемое после восстановления деталей напылением и наплавкой, совмещающее операции термообработки покрытий с удалением дефектного поверхностного слоя резанием и упрочняющим де-

формированием обрабатываемой поверхности [9]. Для временного снижения прочности дефектного слоя покрытий использовали дополнительный нагрев или технологическое тепло наплавки, а для удаления припуска и деформирования поверхности применяли ротационный инструмент.

Изучали зависимости регламентируемых параметров упрочняюще-размерной ротационной обработки плазменной и газопламенной наплавки хромоникелевым порошком вибродуговой наплавки стальной проволокой с плазменным нагревом (рис. 2): физико-механических (твердость и поверхностный наклеп) $Y_1 = HRC$ и $Y_2 = U_{\scriptscriptstyle \rm H}, \%$; геометрических (волнистость и шероховатость) $Y_3 = Sm_w$ и $Y_4 = Ra$, мкм; производительности инструмента (отношение скорости дополнительного v, и главного v движения ротационного резца) $Y_5 = K$ от основных технологических факторов: $X_1 = I$, A — силы тока плазменной дуги; $X_2 = L$, мм — расстояния от пятна нагрева до режущей кромки инструмента; $X_3 =$ = S мм/об — подачи инструмента; $X_4 = v$, м/с скорости главного движения и $X_5 = t$, мм — глу-

Методология управления процессами упрочнения и восстановления

Диаграммы рассеяния контролируемых параметров $Y_1, ..., Y_4, ..., Y_n$ совмещенной и комбинированной обработки показали отсутствие их линейной корреляции с технологическими факторами $X_1, ..., X_i, ..., X_m$, а результаты расслоения гистограмм $Y_1, ..., Y_k, ..., Y_n$ по факторам не позволили существенно снизить дисперсию, что указало на тесную взаимосвязь $X_1, ..., X_i, ..., X_m$. Поэтому в качестве статистической модели обработки применяли квадратичные функции, а для их построения и оценки использовали дисперсионный, корреляционный и регрессионный анализы.

Квадратичные уравнения

$$Y_i = b_0 + \sum_{i=1}^m b_i + X_i + \sum_{i,j=1}^m b_{ij} X_i X_j + \sum_{i=1}^m b_{ii} X_i^2,$$

где b_0 , b_i , b_{ij} , b_{ii} — коэффициенты регрессии (получали с помощью математического планирования экспериментов, для которого вследствие существенной нелинейности параметров и тесной корреляции факторов применяли центральный

композиционный рототабельный униформ-план второго порядка) [2, 6].

Значимость коэффициентов регрессии определяли по критерию Стьюдента, а адекватность модели оценивали по критерию Фишера.

Изучение коэффициентов b_{ij} , описывающих взаимодействие факторов X_iX_j на многоугольниках предпочтений, дало возможность определить значимость взаимной корреляции факторов по диаграммам Лоренца, в которых X_iX_j ранжируются в порядке возрастания, а их значения, в отличие от многоугольников, разделены на 2 (чтобы в сумме получить 100 %).

Анализ линейных коэффициентов b_i (а также нелинейных b_{ii}) полученных математических моделей по диаграммам Парето, в которых X_i (а также X_i^2) ранжируются в порядке убывания, позволил выявить степень влияния факторов на исследуемые параметры (см. рис. 1, a–a; 2, a–d).

Для различных параметров $Y_1, ..., Y_k, ..., Y_n$ с учетом степени влияния и значимости взаимной корреляции факторы $X_1, ..., X_i, ..., X_m$ в порядке предпочтения (\rightarrow) или при его отсутствии (=) располагались в ряды (см. рис. 1, ε ; 2, ε).

Так как для управления параметрами Y_k (в различных строках на рис. 1, ε ; 2, e) целесообразно использовать наиболее влиятельные и наименее коррелированные с другими факторы, то выбирали такие X_i (из разных столбцов рис. 1, ε ; 2, e), расстояние между которыми минимально.

Для комплексной оптимизации параметров качества и управления технологическим процессом применяли диаграмму "причины—результат" (см. рис. $1, \partial; 2, \mathcal{M}$), для которой в качестве цели рассматривали обобщенную функцию желательности Харрингтона [2, 6]:

$$Z = \sqrt[n]{d_1, ..., d_k, ..., d_n}$$

где $d_k = \exp[-\exp(-Y_k)].$

Для желательностей d_k предлагали шкалы (см. рис. 1, e), составленные исходя из значимости параметров Y_k и рассмотренных на диаграмме "причины—результат" возможностей их регулирования технологическими факторами X_i .

На диаграммах (см. рис. $1, \partial; 2, \mathcal{M}$) в качестве главных причин указывали параметры Y_k , которые, в свою очередь, обусловлены факторами X_i . Для каждой причины в порядке значимости согласно диаграммам Парето выделяли три первоочередных фактора и в соответствии с многоугольниками предпочтений указывали три основные взаимосвязи факторов.

Согласно ранжированию параметров определяли регулируемые диапазоны на шкалах желательностей (см. рис. 1, *e*). Комплексную оптимизацию многофакторного технологического процесса, представленного уравнениями квадратичной регрессии, проводили ме-

тодом спирального координатного спуска по обобщенной функции желательности Z и сравнивали ее с результатами оптимизации отдельных параметров Y_k .

По результатам оптимизации параметров, с учетом анализа диаграмм "причины—результат" сокращали число контролируемых параметров, исключая наиболее коррелированные, и число регулируемых факторов, не рассматривая наименее влиятельные из них (см. рис. $1, \partial; 2, \infty$).

Статистический анализ параметров качества обработки

Сравнивая диаграммы управления при последовательном снижении числа параметров для совмещенной обработки (см. рис. $1, \partial$) с диаграммами при последовательном сокращении числа управляющих факторов для комбинированной обработки (см. рис. 2, e) и учитывая связи в технологической системе, можно сделать выводы о принципиальных различиях и сходстве в управлении специальными процессами, формирующими в первую очередь физико-механические (см. рис. 1) или геометрические (см. рис. 2) параметры качества, а затем оставшийся комплекс эксплуатационных свойств [2, 8, 10].

При совмещенной обработке прослеживается строгая иерархия технологических воздействий. Так, при электромагнитной наплавке с поверхностным деформированием от термоэлектрических через механические к электромагнитным воздействиям их влияние падает. Это становится заметным (см. рис. $1, \partial$) при исключении из рассмотрения взаимовлияния воздействий через факторы, определяющие производительность обработки (v и S).

Комбинированная обработка демонстрирует (например, при ротационном резании с нагревом) тесную взаимосвязь термоэлектрических и механотермических воздействий. Только исключая влияние масштабных факторов (t и L), можно выделить (см. рис. 2, \mathcal{M}) иерархию минимального числа термомеханических воздействий.

В технологической системе с взаимозависимостями физико-механических (HRC) и геометрических (Ra) параметров через стабилизацию процесса (Q), взаимосвязи факторов чередуются. Для определяющих факторов (I, P, B) при анализе комплекса главных параметров наблюдаются различные комбинации их взаимосвязей (см. рис. 1, ∂).

В системе с взаимозависимостями геометрических (Ra и Sm_w) и физико-механических (HRC и $U_{\rm H}$) параметров качества через интенсивность процесса (K), взаимосвязи факторов повторяются для различных параметров с учетом поправок на обрабатываемый материал. Наиболее заметно это проявляется для ми-

нимального числа факторов (S, I, v) при оценке ограниченного числа параметров (см. рис. $2, \mathcal{M}$).

При нанесении упрочняющих покрытий электромагнитной наплавкой с поверхностным пластическим деформированием целесообразно следить за устойчивостью процесса (Q) и проводить экспресс-оценку твердости покрытия (HRC), а контрольфизико-механических $(U_{\rm H})$, геометрических (Ra) и эксплуатационных (ε) параметров качества осуществлять после совмещенной обработки.

При ротационном упрочняющем резании износостойких покрытий с предварительным плазменным нагревом рекомендуется наблюдать за работой инструмента (K), осуществлять экспресс-оценку рельефа поверхности (Sm_w) и твердости покрытия (HRC), а контроль геометрических (Ra) и физико-механических $(U_{\rm H})$ параметров проводить после комбинированной обработки.

Для стабилизации процесса управление совмещенной термомеханической обработкой в электромагнитном поле при формировании структуры материала с обеспечением рельефа поверхности целесообразно проводить, используя последовательность факторов, обеспечивающих интенсивность (I-P-B) и производительность обработки (S-v).

Для повышения эффективности обработки управление комбинированным плазменно-механическим процессом при формообразовании рельефа поверхности с модифицированием поверхностного слоя следует осуществлять путем регулирования производительности $(S-I-\mathrm{v})$, применяя масштабные факторы (L-t).

Заключение

Проведенные на производстве исследования и испытания после восстановления деталей наплавкой при совмещении нанесения покрытий с упрочняющим деформированием, при комбинировании упрочняющей и размерной обработки резанием позволили выработать рекомендации по управлению специальными процессами и техническому контролю на ре-

монтном предприятии, что обеспечило снижение на 20...40 % числа рекламаций на продукцию, а производственным рабочим позволило перейти на самоконтроль.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- 1. **Управление** специальными процессами совмещенной и комбинированной обработки деталей машин / П.И. Ящерицын, М.Л. Хейфец, В.С. Точило, Н.А. Кусакин // Доклады НАН Беларуси. 2004. Т. 48. № 6. С. 113—118.
- 2. **Проектирование** мехатронных технологических комплексов высокоэффективной обработки изделий / П.И. Ящерицын, М.Л. Хейфец, Е.З. Зевелева, Л.М. Акулович // Доклады НАН Беларуси. 2003. Т. 47. № 6. С. 120—124.
- 3. **Суслов А.Г., Горленко О.А.** Экспериментально-статистический метод обеспечения качества поверхности деталей машин. М.: Машиностроение, 2003. 256 с.
- 4. **Исикава К.** Японские методы управления качеством. М.: Экономика, 1988. 224 с.
- 5. Миттаг Х.-Й., Ринке Х. Статистические методы обеспечения качества. М.: Машиностроение, 1995. 616 с.
- 6. **Менеджмент** качества предприятий машиностроения / В.Н. Корешков, Н.А. Кусакин, Ж.А. Мрочек, М.Л. Хейфец. Минск: Экономика и право, 2003. 224 с.
- 7. **Комбинированный** метод электромагнитной наплавки с поверхностным пластическим деформированием / П.И. Ящерицын, Г.А. Деев, Л.М. Кожуро, М.Л. Хейфец // Доклады НАН Беларуси. 1993. Т. 37. № 4. С. 114—117.
- 8. **Технологическое** и эксплуатационное наследование показателей качества в жизненном цикле изделий машиностроения / П.И. Ящерицын, М.Л. Хейфец, С.А. Клименко, А.С. Васильев // Доклады НАН Беларуси. 2005. Т. 49. № 2. С. 130—135.
- 9. **Комбинированный** метод обработки ротационным инструментом с нагревом срезаемого слоя концентрированными потоками энергии / П.И. Ящерицын, А.В. Борисенко, Н.Н. Попок, М.Л. Хейфец // Доклады НАН Беларуси. 1992. Т. 36. № 5. С. 429—432.
- 10. **Проектирование** технологических комплексов высокоэффективной обработки изделий на основе многофакторной оптимизации / П.И. Ящерицын, Л.М. Кожуро, М.Л. Хейфец, Б.П. Чемисов // Доклады НАН Беларуси. 1997. Т. 41. № 3. С. 121-127.

ООО "Издательство Машиностроение", 107076, Москва, Стромынский пер., 4. Учредитель ООО "Издательство Машиностроение". E-mail: utp@mashin.ru. Web-site: www.mashin.ru. Телефоны редакции журнала: (499) 268-40-77, 269-54-96; факс: (499) 268-85-26, 269-48-97. Дизайнер Подживотов К.Ю. Технический редактор Жиркина С.А. Корректоры Сажина Л.И., Сонюшкина Л.Е. Сдано в набор 04.05.11 г. Подписано в печать 05.07.11 г. Формат 60×88 1/8. Бумага офсетная. Печать офсетная. Усл. печ. л. 5,88. Уч.-изд. л. 6,50. Заказ 460. Свободная цена. Оригинал-макет и электронная версия подготовлены в ООО "Издательство "Машиностроение". Отпечатано в ООО "Подольская Периодика", 142110, Московская обл., г. Подольск, ул. Кирова, д. 15