ЕЖЕМЕСЯЧНЫЙ НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ И ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ ЖУРНАЛ

УПРОЧНЯЮЩИЕ ТЕХНОЛОГИИ И ПОКРЫТИЯ

№ 11 (83)
ноябрь
2011

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

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

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

Тел.: (499) 269-52-98, 269-66-00, 268-40-77.

Факс: (499) 269-48-97.

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

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

СОДЕРЖАНИЕ

ОБЩИЕ ВОПРОСЫ

Безъязычный В.Ф., Тимофеев М.В., Фоменко Р.Н., Шустер Л.Ш. Определение влияния наноструктурированных покрытий режущего инструмента на параметры качества поверхностного слоя обрабатываемых деталей 3

МЕХАНИЧЕСКАЯ УПРОЧНЯЮЩАЯ ОБРАБОТКА

Гуров Р.В., Шоев А.Н. Особенности взаимодействия инструмента и обрабатываемой поверхности при центробежно-ударной обработке 8

Крамаренко Е.И., Мозалев В.В., Зубань Н.Г., Лисин А.Н. Прогнозирование живучести барабанов авиационных колес с учетом поверхностного пластического деформирования 12

Кузнецов В.П., Макаров А.В., Осинцева А.Л., Юровских А.С., Саврай Р.А., Роговая С.А., Киряков А.Е. Упрочнение и повышение качества поверхности деталей из аустенитной нержавеющей стали алмазным выглаживанием на токарно-фрезерном центре 16

Тамаркина Е.М., Рожненко О.А., Тищенко Э.Э., Корольков Ю.В. Теоретические и экспериментальные исследования процессов обработки фасонных поверхностей деталей свободным абразивом 27

ОБРАБОТКА КОНЦЕНТРИРОВАННЫМИ ПОТОКАМИ ЭНЕРГИИ

Табаков В.П., Смирнов М.Ю., Осипов М.А. Повышение работоспособности отрезных резцов путем разработки многослойных покрытий 32

ХИМИЧЕСКАЯ, ХИМИКО-ТЕРМИЧЕСКАЯ И ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА

Веселовский А.А. Определение толщины и микротвердости покрытий на сером чугуне при термодиффузионном насыщении 37

КОНТРОЛЬ КАЧЕСТВА УПРОЧНЯЮЩЕЙ ОБРАБОТКИ

Смирнов А.Н., Абабков Н.В., Глинка А.С., Пимонов М.В., Логов А.Б. Анализ физико-механических показателей и состояния длительно работающего металла энергооборудования 40

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

© **Издательство "Машиностроение", "Упрочняющие технологии и покрытия", 2011**

THE MONTHLY SCIENTIFIC AND PRODUCTION JOURNAL

STRENGTHENING TECHNOLOGIES AND COATINGS

№ 11 (83)
November
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 Assistants
Dr of Phys. Math. Sci.
V.Yu. FOMINSKY

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

Editorial council:
Yu.P. ANKUDIMOV
A.P. BABICHEV
V.P. BALKOV
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

GENERAL QUESTIONS OF STRENGTHENING

Bezjazichnyi V.F., Timofeev M.V., Fomenko R.N., Shuster L.Sh. The influence estimation of cutting tools nanostructured coatings on the quality parameters of work parts surface layer 3

MECHANICAL STRENGTHENING PROCESSING

Gurov R.V., Shoev A.N. Features of interaction of tool and work surface with centrifugal-impact of finishing-hardening treatment 8

Kramarenko E.I., Mozalev V.V., Zubany N.G., Lisin A.N. Prognostication durability drum aviation wheel, prone surface plastic deformation 12

Kuznetsov V.P., Makarov A.V., Osintseva A.L., Yurovskikh A.S., Savrai R.A., Rogovaya S.A., Kiryakov A.E. The increase of strength and surface quality of austenitic stainless steel parts by diamond burnishing on the turning/milling center 16

Tamarkina E.M., Rozhnenko O.A., Tishchenko E.E., Korolkov Yu.V. Theoretical and experimental study of process of shaped parts surfaces loose abrasive 27

PROCESSING BY CONCENTRATED STREAMS OF ENERGY

Tabakov V.P., Smirnov M.Yu., Osipov M.A. Design of PVD multilayer nitrid coatings for the carbide cutoff tool 32

CHEMICAL, CHEMICO-THERMAL AND ELECTROCHEMICAL PROCESSING

Veselovsky A.A. The influence of thickness and microhardness of coatings on gray cast iron by thermodiffusion satiation 37

QUALITY CONTROL OF STRENGTHENING PROCESSING

Smirnov A.N., Ababkov N.V., Glinka A.S., Pimonov M.V., Logov A.B. Analysis of physical and mechanical parameters of the power equipment long-term metal condition 40

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

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

© **"Mashinostroenie Publishers", "Strengthening Technologies and Coatings", 2011**

УДК 621.91.01

В.Ф. Безъязычный, М.В. Тимофеев, Р.Н. Фоменко
(Рыбинская государственная авиационная технологическая академия им. П.А. Соловьёва),
Л.Ш. Шустер *(Уфимский государственный авиационный технологический университет)*
E-mail: root@rgata.ru

Определение влияния наноструктурированных покрытий режущего инструмента на параметры качества поверхностного слоя обрабатываемых деталей*

Исследовано влияние наноструктурированных покрытий режущего инструмента на параметры качества поверхностного слоя обрабатываемых деталей. Определена зависимость угла наклона условной плоскости сдвига при точении от трибологических характеристик инструмента с покрытием.

Ключевые слова: *наноструктурированное покрытие, качество поверхностного слоя, коэффициент трения, угол наклона условной плоскости сдвига.*

The influence of cutting tools nanostructured coatings on the parameters of machined parts surface layer has been researched. The interaction between friction characteristics of coated tools and shear plane angle during machining has been determined.

Keywords: *nanostructured coating, quality parameters of the surface layer, friction coefficient, shear plane angle.*

Введение

В условиях современной конкуренции машиностроительные предприятия должны обеспечивать высокое качество продукции при минимальных затратах на ее изготовление. Под качеством продукции понимается точность размеров и взаимного расположения поверхностей детали, оптимальное значение параметров качества поверхностного слоя детали, таких как шероховатость, уровень остаточных напряжений, степень и глубина наклепа, при которых достигается максимально возможный для данных условий эксплуатации ресурс, износо- и коррозионая стойкость детали и др.

В Рыбинской государственной авиационной технологической академии им. П.А. Соловьёва разработаны методики, позволяющие путем обоснованного назначения технологических условий обработки, в первую очередь таких, как режимы резания, геометрия инструмента, СОТС, гарантированно обеспечить требуемые параметры качества поверхностного слоя детали. Однако данные методики не учитывают влияние на процесс резания износостойких покрытий инструмента, тогда как на производстве широко применяется режущий инструмент с износостойкими покрытиями, которые значительно повышают его эффективность.

Износостойкие покрытия, обладая более низким в сравнении с инструментальной подложкой коэффициентом трения и более высокой температурной стойкостью, в значительной степени влияют на различные параметры процесса резания. В частности, уменьшают длину упругого и пластического контакта стружки с рабочими поверхностями инструмента, снижают силу резания, уменьшают температуру в зоне обработки, изменяют угол наклона условной плоскости сдвига и, как следствие, влияют на формирование параметров качества поверхностного слоя детали.

В связи с этим была поставлена задача – разработать методику технологического обеспечения параметров качества поверхностного слоя деталей после точения режущими инструментами с износостойкими покрытиями, что позволит повысить качество выпускаемой продукции и уменьшить ее себестоимость.

* Работа выполнена в рамках федеральной целевой программы "Научные и научно-педагогические кадры инновационной России" на 2009–2013 гг. (гос. контракт № П686).

Выбор направления исследований

На основе анализа ранее выполненных исследований и разработанных моделей установлено, что влияние покрытий инструмента на параметры процесса резания и параметры качества поверхностного слоя детали целесообразно учитывать через изменение безразмерного комплекса процесса резания $B = \mathrm{tg}\,\beta_1$ (β_1 – угол наклона условной плоскости сдвига), характеризующего степень пластической деформации срезаемого припуска и поверхностного слоя обрабатываемой детали.

Данный комплекс является важной величиной, входящей в уравнения для расчета силы и температуры резания, параметров шероховатости обработанной поверхности детали, глубины наклепа и величины остаточных напряжений. Этот параметр может быть определен по формуле

$$B = \mathrm{tg}\beta_1 = \frac{\cos\gamma}{0{,}87k_L - \sin\gamma},$$

где γ – передний угол режущего инструмента;

k_L – коэффициент укорочения стружки.

Полученные зависимости безразмерного комплекса B от технологических условий обработки анализируют с использованием положений теории подобия и представляют в виде зависимости B от безразмерных комплексов процесса резания, что позволяет распространять результаты единичного опыта на множество подобных явлений [1].

Таким образом, если известна закономерность влияния наноструктурированных покрытий инструмента на угол наклона условной плоскости сдвига, то с использованием ранее разработанных формул, можно расчетным путем определить параметры качества поверхностного слоя детали с учетом покрытий инструмента.

В качестве объекта исследований были выбраны коррозионно-стойкая сталь 05Х12Н2К3М2АФ (ЭК26), титановый сплав ОТ4 и жаропрочный сплав на никелевой основе ХН77ТЮР, которые используют для изготовления ответственных деталей газотурбинных двигателей. Метод обработки – точение резцом. Материалы инструмента: твердый сплав ВК6Р и ТТ7К12.

В качестве исследуемых покрытий на основе приведенных в литературе рекомендаций были выбраны композитные наноструктурированные покрытия (Ti; Si)N; (Ti;Si;Al)N; (Ti;Si;Zr)CN, нанесенные ионно-плазменным вакуумно-дуговым методом, и покрытия, полученные методом ионной имплантации наночастиц TiB_2, Al_2O_3, Ta_2O_5, ZrB_2 в рабочие поверхности режущего инструмента.

Режимы резания и геометрия инструмента соответствовали чистовому этапу обработки точением. Составляющие силы резания P_z, P_y и P_x регистрировали универсальным динамометром УДМ-600. Температуру резания определяли на основе термоЭДС естественной термопары заготовка–резец.

Результаты исследований

Экспериментальные исследования по определению обрабатываемости вышеуказанных материалов показали, что покрытия инструмента снижают температуру в зоне резания θ в среднем на 50...70 °С, составляющая силы резания P_z уменьшается на 10...30 %. На основе экспериментальных исследований определено влияние комплекса технологических условий на величину безразмерного комплекса B.

Угол наклона условной плоскости сдвига стружки β_1 увеличивается в среднем на 5...10 % (рис. 1). Однако математические модели, полученные эмпирическим путем, не являются универсальными и справедливы лишь для ряда исследованных покрытий инструмента. Поэтому для определения комплекса B с учетом других покрытий режущего инструмента разработана методика, основанная на учете коэффициента трения инструмента с покрытием.

Для определения коэффициента трения в работе были использованы два подхода. Согласно ***первому подходу***, коэффициент трения определялся как отношение касательных сил на передней поверхности инструмента к нормальным силам, которые регистрируются динамометром:

$$\mu^F = \frac{F_{\text{тр}}}{N} = \frac{\overline{P}_y + \overline{P}_x}{P_z} = \frac{P_y\cos\varphi + P_x\cos(90-\varphi)}{P_z},$$

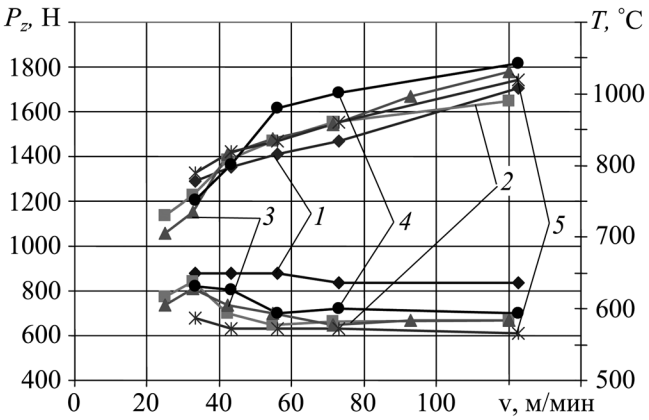


Рис. 1. Зависимости составляющей силы резания и температуры от скорости обработки и покрытия инструмента (материал инструмента ВК6Р; геометрия инструмента $\varphi = \varphi_1 = 45°$; $\gamma = 8°$; $\alpha = 7°$, $r = 12$ мм; режимы резания: $t = 1$ мм; $S = 0{,}32$ мм/об):

1 – ВК6Р (без покрытия); *2* – (Ti;Si)N; *3* – (Ti;Si;Al)N; *4* – TiB_2; *5* – Al_2O_3

где μ^F – коэффициент трения, определяемый соотношением сил резания;

$F_{тр}$ – сила трения, касательная к передней поверхности инструмента, Н;

N – нормальная сила, Н;

φ – главный угол в плане, °.

На рис. 2 представлены зависимости безразмерного комплекса B и коэффициента трения μ^F от безразмерного комплекса, характеризующего технологические условия процесса резания

$$Б = \frac{va_1}{a},$$

где v – скорость резания, м/с;

a_1 – толщина среза, м;

a – коэффициент температуропроводности обрабатываемого материла, м^2/с.

Установлено, что, зная критерий B_1 при обработке инструментом с покрытием i_1, коэффициенты трения μ_1^F покрытия i_1 и μ_2^F покрытия i_2 для некоторых режимных условий, соответствующих безразмерному комплексу Б > 25, критерий B_2 нового покрытия i_2 будет равен

$$B_2 = \frac{\mu_1^F B_1}{\mu_2^F}. \quad (1)$$

Справедливость пропорции (1) наблюдается для всех исследованных обрабатываемых материалов.

Определение коэффициента трения как отношения касательных сил на передней поверхности инструмента к нормальным технически не является сложной задачей. Однако в таком случае температура в зоне резания не учитывается напрямую, что не характерно при исследовании трибологических процессов.

Данного недостатка лишен ***второй подход***, согласно которому коэффициент трения определяется на одношариковом трибометре (ГОСТ 16429–70) (рис. 3). Известно, что коэффициент трения равен:

$$f = f_д + f_м,$$

где $f_д$ – деформационная составляющая коэффициента трения, принимаемая постоянной при контакте отполированных поверхностей [2];

$f_м$ – адгезионная (молекулярная) составляющая коэффициента трения:

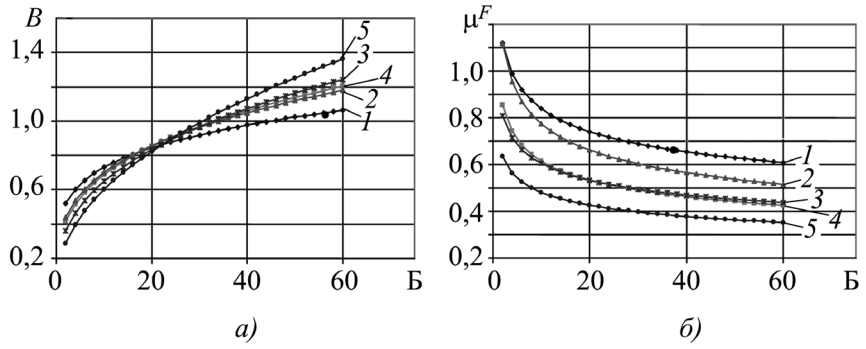


Рис. 2. Зависимости комплекса *B* и коэффициента трения от комплекса Б при обработке точением стали 05Х12Н2К3М2АФ (материал инструмента ВК6Р; наноструктурированные покрытия инструмента):
1 – ВК6Р (без покрытия); *2* – (Ti;Si;Al)N; *3* – Al_2O_3; *4* – (Ti;Si)N; *5* – TiB_2

$$f_м = \frac{3}{4}\frac{F_{экс}R_{экс}}{Nr_{отп}},$$

где $F_{экс}$ – окружная сила на диске, вращающая индентор, Н;

$R_{экс}$ – радиус диска, м;

N – нормальная сила, вдавливающая индентор в образцы, Н;

$r_{отп}$ – радиус отпечатка (лунки) на образцах, м.

На основе проведенных трибомеханических испытаний твердосплавных инденторов (Н10F), на которые наносили покрытия, использовавшиеся при механической обработке, получены зависимости коэффициента трения от температуры (рис. 4).

Сопоставление значений адгезионной составляющей коэффициента трения $f_м$ со значениями безразмерного комплекса B для различных покрытий инструмента подтвердило справедливость пропорции (1) для рассматриваемых условий.

Таким образом, зная значение B при обработке инструментом без покрытия и зависимости адгезион-

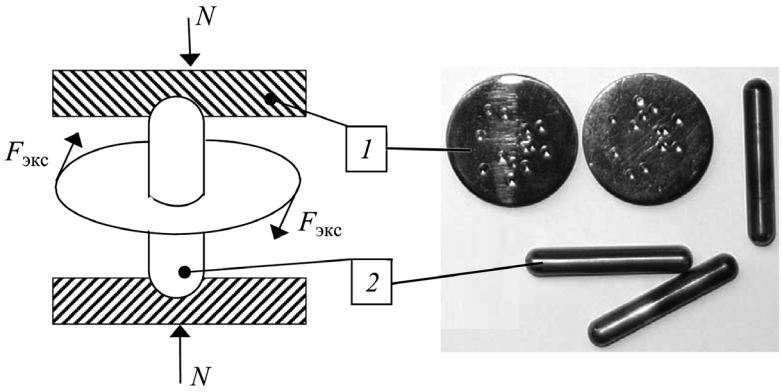


Рис. 3. Схема работы одношарикового трибометра:
1 – образцы из обрабатываемого материала; *2* – индентор (Н10F)

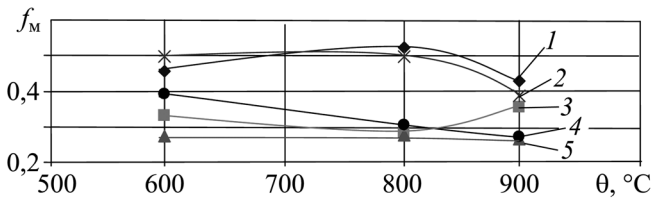


Рис. 4. Влияние температуры контакта на адгезионнную составляющую коэффициента трения; материал образцов ХН77ТЮР, материал инденторов:
1 – H10F; *2* – Al_2O_3; *3* – (Ti;Si)N; *4* – Ti_2B; *5* – (Ti;Si;Al)N

ной составляющей коэффициента трения от температуры вида $f_м = f(\theta)$ для инструмента без покрытия и с покрытием, расчетным путем можно определить комплекс *B*, ожидаемый при обработке инструментом с покрытием. На основе полученных результатов исследования разработана методика определения параметров качества поверхностного слоя детали с учетом наноструктурных покрытий инструмента.

В основе методики заложен алгоритм расчета поправочного коэффициента $K_п$, который будет изменяться в зависимости от вида покрытия и температуры в зоне обработки, главным образом определяющей коэффициент трения. Для конкретного покрытия *i* рассчитывается поправочный коэффициент на основе степенных зависимостей вида $f_м = f(\theta)$ по формуле

$$K_п = \frac{f_м^{неп}}{f_м^{пок_i}},$$

где $f_м^{неп}$ и $f_м^{пок_i}$ – адгезионные составляющие коэффициента трения инструмента соответственно без покрытия и с покрытием.

Сопоставление расчетных и экспериментальных значений параметров качества поверхностного слоя детали

Для проверки адекватности разработанных математических моделей и построенной на их основе методики было проведено сопоставление расчетных значений параметров качества поверхностного слоя детали, обработанной инструментами с наноструктурными покрытиями, с экспериментальными, полученными при следующих условиях: материал детали – коррозионно-стойкая сталь 05Х12Н2К3М2АФ; материал инструмента – ВК6Р; режим резания: v = = 161 м/мин; *S* = 0,2 мм/об; *t* = 0,75 мм; геометрия инструмента: $\varphi = \varphi_1 = 45°$; $\gamma = 8°$; $\alpha = 7°$; *r* = 1,2 мм.

Результаты экспериментов показали, что при использовании инструментов с покрытиями, параметры шероховатости обработанной поверхности, остаточные напряжения и глубина наклепа уменьшаются в сравнении с инструментом без покрытия на величину, зависящую от коэффициентов трения.

При использовании инструмента с наноструктурными покрытиями значения параметров шероховатости обработанной поверхности ниже, чем в случае использования инструмента без покрытия, применительно к параметрам *Ra* и *Rz* – в среднем на 5 %, это говорит о том, что на величину шероховатости поверхности, в первую очередь, оказывает влияние геометрия режущего инструмента. Глубина $h_п$ и степень наклепа поверхности, обработанной инструментом с покрытием, меньше в среднем на 20 % в сравнении с инструментом без покрытия (таблица).

Относительная погрешность между расчетными и экспериментальными значениями шероховатости обработанной поверхности и степенью наклепа изменяется в пределах 10...30 %, что говорит о достаточной точности расчетных моделей для их использования на практике. Эпюры тангенциальных остаточных напряжений представлены на рис. 5.

Для экспериментального определения величины и глубины залегания остаточных напряжений использовали метод послойного электрохимического стравливания. Расчетное определение параметра шероховатости, глубины наклепа и остаточных напряжений осуществляли по методике, изложенной в работе [1].

Использование режущего инструмента с наноструктурными покрытиями приводит к значительно-

Расчетные и экспериментальные значения параметров шероховатости обработанной поверхности и глубины наклепа

Покрытие	*Ra*, мкм		$\Delta_{отн}$, %	*Rz*, мкм		$\Delta_{отн}$, %	$h_п$, мкм		$\Delta_{отн}$, %	*B*
	Расчет	Эксперимент		Расчет	Эксперимент		Расчет	Эксперимент		
ВК6Р (без покрытия)	1,84	1,42	29	8,4	6,8	23	37	50	26	0,95
(Ti;Si)N	1,53	1,35	13	7	6,3	11	34	40	15	1,02
(Ti;Si;Al)N	1,64	1,34	22	7,5	5,8	29	35	40	13	1,01

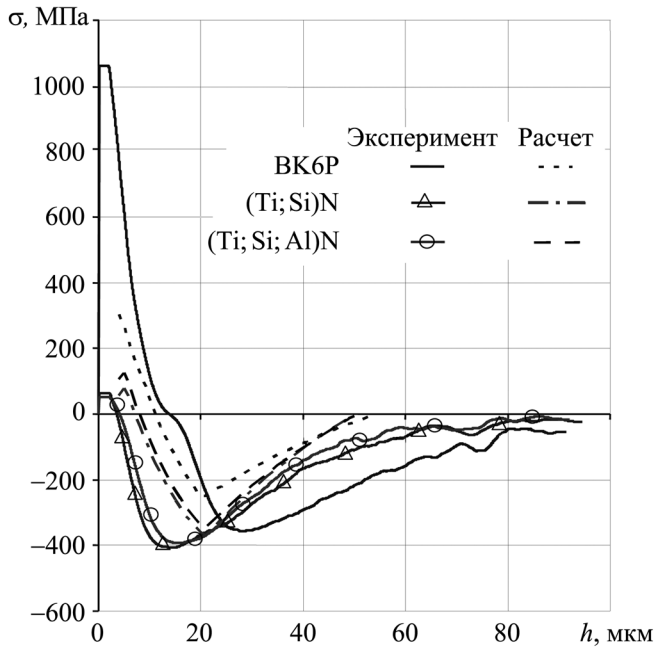


Рис. 5. Эпюры тангенциальных остаточных напряжений в поверхностном слое обработанной детали

му снижению величины неблагоприятных растягивающих остаточных напряжений и глубины их залегания. При обработке инструментом с покрытием в поверхностном слое формируются благоприятные остаточные сжимающие напряжения, а общая глубина напряжений снижается на 15...20 %. Расчетные значения остаточных напряжений с достаточной степенью точности коррелируют с экспериментальными.

Заключение

1. На основе взаимосвязи безразмерного комплекса *B* с коэффициентами трения, определяемыми посредством одношарикового трибометра и как отношение касательной силы трения к нормальной, разработаны две методики учета трибологических свойств различных покрытий инструмента при расчетном определении *B* и параметров качества поверхностного слоя детали.

2. Использование режущего инструмента с наноструктурированными покрытиями в значительной степени уменьшает глубину и степень наклепа обработанной поверхности, величину и глубину залегания тангенциальных остаточных напряжений.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Инженерия** поверхности деталей / Под общ. ред. А.Г. Суслова. М.: Машиностроение, 2008. 320 с.

2. **Шустер Л.Ш.** Адгезионное взаимодействие твердых металлических тел. Уфа: Гилем, 1999. 199 с.

СПРАВОЧНИК СВАРЩИКА

О.Г. Быковский, В.Р. Петренко, В.В. Пешков

2011. – 336 с. ISBN 978-5-94275-557-7

Цена 500 р.

В справочнике систематизирована информация о свариваемости сплавов на железной основе, технических возможностях известных электродных материалов и способов электрической и газовой сварки, наплавке и напыления сталей и сплавов. Приведены параметры, режимы этих технологических процессов, технические характеристики современного оборудования для ручных и механизированных способов сварки, резки, наплавки и напыления при изготовлении металлоконструкций.

Рассчитан на специалистов, работающих в области сборочно-сварочного производства, будет полезен студентам, обучающимся по специальности “Оборудование и технология сварочного производства” в учебных заведениях всех уровней аккредитации и рабочим-сварщикам.

107076, г. Москва, Стромынский пер., 4; факс: (499) 269-48-97; e-mail: realiz@mashin.ru
Дополнительную информацию можно получить по телефонам: (499) 269-66-00, 269-52-98.
WWW.MASHIN.RU

УДК 621.787

Р.В. Гуров *(Брянский государственный технический университет),*
А.Н. Шоев *(Технологический университет Таджикистана, г. Душанбе)*
E-mail: msi@tu-bryansk.ru

Особенности взаимодействия инструмента и обрабатываемой поверхности при центробежно-ударной обработке

Рассмотрены особенности взаимодействия инструмента и обрабатываемой поверхности, а также кинематические особенности при отделочно-упрочняющей обработке поверхностным пластическим деформированием динамическими методами, в частности центробежно-ударной обработке.

Ключевые слова: *поверхностное пластическое деформирование, качество поверхностного слоя, энергия удара, режимы обработки, инструмент.*

The article describes the features of interaction tool and workpiece, as well as the kinematic features in the finishing-hardening treatment by surface plastic deformation by dynamic methods, in particular centrifugal-impact treatment.

Keywords: *surface plastic deformation, quality of the surface layer, impact energy, modes of processing, tool.*

В настоящее время достаточно интенсивно развиваются динамические или ударные методы обработки. К ним относятся центробежно-ударная, статико-импульсная обработка, различные виды дробеструйной обработки и др. [1].

При ударных методах обработки основным параметром процесса является энергия удара $E_у$, которая в значительной степени определяет глубину упрочненного слоя при упрочняющих режимах обработки и шероховатость получаемой поверхности при отделочных и отделочно-упрочняющих режимах [2].

При переносе результатов достаточно обширных исследований по другим методам ударной обработки на центробежно-ударную возникает ряд трудностей.

Так, И.В. Кудрявцевым установлено, что доля энергии удара, затраченная на упругое взаимодействие, составляет около 10...15 % от начальной кинетической энергии $E_к$. Данный результат получен путем измерения величины отскока шарика от обрабатываемой поверхности после удара. Аналогично В.В. Петросовым был получен близкий результат при исследовании гидродробеструйной обработки.

Для учета доли энергии, затраченной на упругое деформирование, предлагается использовать коэффициент $k_э$, определяемый как соотношение скоростей при ударе $v_у$ и отскоке $v_{отс}$:

$$k_э = v_{отс} / v_у ,$$

а эффективная энергия определяется по зависимости

$$E_у = E_к (1 - k_э^2). \quad (1)$$

Диапазон значений коэффициента $k_э$ составляет 0,31...0,39.

Для центробежно-ударной обработки значение коэффициента $k_э$ по данным экспериментальных исследований близко к единице, т.е. скорость отскока близка к скорости удара. В этом случае в соответствии с зависимостью (1) лишь малая часть кинетической энергии шарика должна идти на процесс деформирования. Однако исследования характеристик, получаемых после центробежно-ударной обработки поверхности, не подтверждают данного результата.

Наиболее очевидно предположение, что шарик получает дополнительную энергию. Источником этой энергии является касательная составляющая скорости удара, которая для центробежно-ударной обработки, в отличие от других методов, может превышать нормальную составляющую более чем на порядок.

Для приближенного определения степени влияния касательной составляющей скорости v_t предлагается следующая упрощенная модель (рис. 1). Шарик, движущийся со скоростью v под углом α к обрабатываемой плоской поверхности, внедряется в нее. При

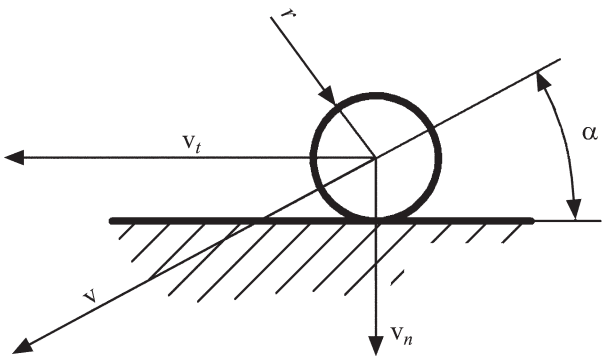


Рис. 1. Схема удара при динамической обработке

этом по мере увеличения площади контакта растет контактное усилие, приводящее к снижению составляющей v_n скорости шарика до нуля. Однако за счет движения шарика вдоль поверхности со скоростью v_t контактное взаимодействие не прекращается, и контактные усилия начинают разгонять шарик в обратном направлении.

В результате при отрыве от обрабатываемой поверхности шарик имеет некоторую отрицательную скорость $-v_n$. Для упрощения расчетов обрабатываемый материал принят неупрочняемым, также не учитывается увеличение площади контакта за счет образования буртика вокруг лунки.

При ударе инструмента рост размеров отпечатка происходит как в глубину, так и вдоль обрабатываемой поверхности. Соотношение между нормальной составляющей скорости v_n и скоростью увеличения размеров отпечатка вдоль поверхности v_r определяется из геометрических соображений по зависимости

$$v_r = v_n \frac{\sqrt{2ry_k - y_k^2}}{r - y_k},$$

где r – радиус инструмента;

y_k – величина контактных деформаций.

До тех пор пока скорость роста отпечатка v_r превышает касательную составляющую скорости инструмента v_t, последняя не оказывает значительного влияния на процесс формирования отпечатка, а площадка контакта ограничивается окружностью.

С момента когда $v_r \le v_t$ начинается отрыв задней части контактирующей поверхности инструмента от обрабатываемой поверхности. Положение точки отрыва T (рис. 2, *а*) определяется соотношением скоростей v_n, v_t и v_r в данный момент.

При отскоке инструмента его отрыв от обрабатываемой поверхности в зависимости от указанного соотношения скоростей происходит при некоторой величине y_k (рис. 2, *б*). Задняя граница отпечатка в текущий момент времени (рис. 2, *в*, *г*) определяется линией пересечения секущей плоскости *OBTC*, проходящей через ось вращения инструмента и точку *T*, с поверхностью инструмента и обрабатываемой поверхностью.

Проекция площадки контакта при сближении (см. рис. 2, *в*), т.е. когда $v_n > 0$, определяется как сумма площадей сектора *O′BAC* и проекции сектора сечения инструмента плоскостью *OBTC*, а при отскоке когда $v_n < 0$ (рис. 2, *г*) – как их разность.

Площадь сектора *O′BAC* определяется из геометрических соображений. При внедрении инструмента ($v_n > 0$) по зависимости

$$S_{O'BAC} = 2\pi r y_k \left(1 - \frac{2\delta'}{360}\right),$$

а при отскоке ($v_n < 0$)

$$S_{O'BAC} = 2\pi r y_k \frac{2\delta'}{360},$$

где $2\delta'$ – проекция центрального угла 2δ сектора *OBTC*, определяемая как

$$2\delta' = 2\,\mathrm{arctg}\left(\frac{\mathrm{tg}\left(\arccos\dfrac{1-\dfrac{y_k}{r}}{\cos\alpha}\right)}{|\sin\alpha|}\right).$$

Площадь проекции сектора *O′BTC* на обрабатываемую поверхность определяется выражением

$$S_{O'BC} = \pi r^2 \frac{2\delta}{360}\sin\alpha,$$

где угол 2δ определяется как

$$2\delta = 2\arccos\frac{1-\dfrac{y_k}{r}}{\cos\alpha}.$$

Учитывая, что при смене внедрения на отскок меняется знак скорости, а следовательно, и знак синуса текущего значения угла α, добавление или вычитание площади проекции *O′BTC* производится автоматически.

Таким образом, номинальная геометрическая площадь контакта определяется:

– при внедрении инструмента

$$A_{\text{н}} = 2\pi r y_k \left(1 - \frac{2\delta'}{360}\right) + \pi r^2 \frac{2\delta}{360}\sin\alpha;$$

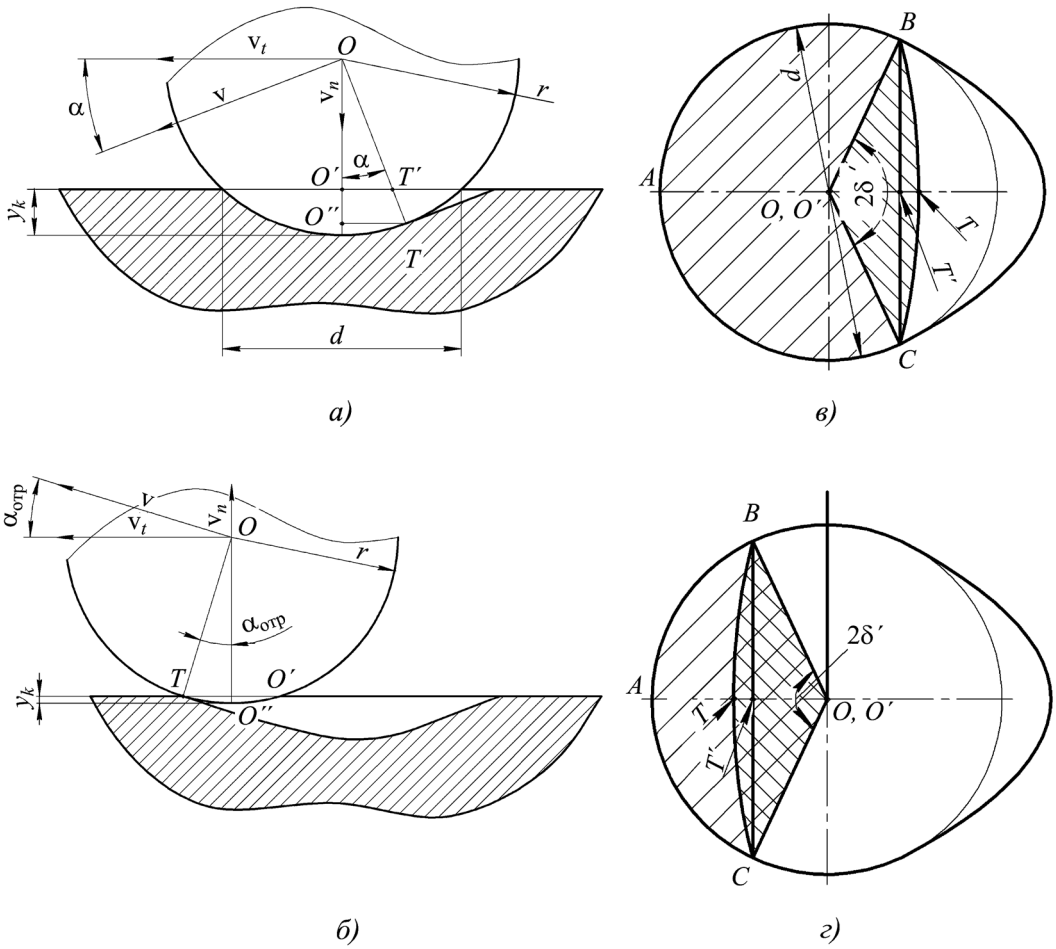


Рис. 2. Площадь контакта инструмента и заготовки при ударе

– при отскоке

$$A_{н} = 2\pi r y_k \frac{2\delta'}{360} + \pi r^2 \frac{2\delta}{360} \sin\alpha.$$

При отскоке по мере уменьшения контактного сближения скорость роста отпечатка стремится к бесконечности ($v_r \to \infty$), поэтому в конце отскока будет наблюдаться отрыв инструмента от отпечатка до достижения $y_k = 0$. Аналогично рассмотренной выше картине при внедрении условие отрыва – равенство скоростей уменьшения отпечатка v_r и касательной составляющей скорости v_t.

Для анализа полученной модели была составлена программа в среде SciLab.

Анализ проводили для нормальных составляющих скорости удара v_n , равных 2; 4; 6; 8; 10 и 12 м/с. Диапазон изменения угла удара α составил 3...88°. В качестве обрабатываемого материала была принята условная сталь с пределом текучести $\sigma_т$ = 450 МПа. В качестве инструмента рассматривали стальной шарик диаметром d = 10 мм.

Основной задачей моделирования было выявление степени влияния касательной составляющей скорости v_t, выраженной в модели через угол удара α, на различные параметры процесса ОУО ППД.

На рис. 3 представлены графики зависимости отношений нормальных к поверхности составляющих скорости отскока v_o к скорости удара v_n от угла удара и нормальных составляющих кинетической энергии отскока $E_{к.о}$ к энергии удара $E_{к.у}$ от угла удара (снизу вверх линии расположены в порядке возрастания скорости v_n).

Как видно из графиков, с увеличением скорости v_n растет и степень влияния касательной составляющей. Так, при α = 15° нормальная скорость возрастает с 2 до 12 м/с, повышая относительную скорость отскока с 23 до 41 %, а относительную кинетическую энергию отскока $E_{к.о}$ с 6 до 18 %. Поскольку энергия оказывает непосредственное влияние на некоторые показатели процесса ОУО ППД, в частности на тепловые эффекты, такую прибавку необходимо учитывать, при этом момент, с которого это делать целесообразно, зависит

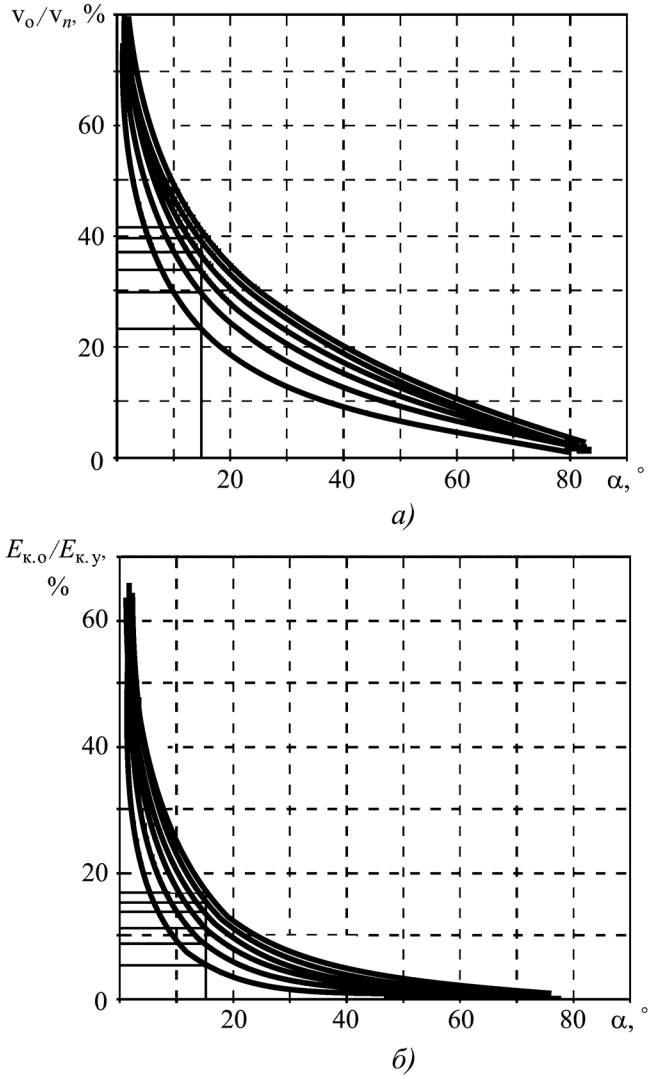


Рис. 3. Зависимости отношения скоростей (*а*) и энергий (*б*) от угла удара

от нормальной скорости v_n. Так, для v_n = 2 м/с она становится существенной (более 5 %) начиная с угла удара $\alpha = 15°$ и меньше, а для v_n = 12 м/с – уже при α = 40...45°.

Наибольший интерес представляет влияние касательной составляющей скорости на результат обработки, в частности на глубину упрочнения $h_у$. В литературе для ее расчета предлагается следующая зависимость:

$$h_у = 1{,}5(1{,}54 - \text{HB}/1000)\sqrt[4]{\frac{6DE_у}{\text{HB}}},$$

где D – диаметр рабочей части инструмента;

$E_у$ – эффективная часть энергии удара.

В данной модели, поскольку упругая составляющая не учитывается, эффективная энергия принималась равной сумме нормальной энергии удара $E_{к.у}$ и отскока $E_{к.о}$. Результаты моделирования для тех же условий представлены на рис. 4, *а*.

С точки зрения формирования шероховатости, вызывает интерес влияние касательной составляющей скорости на глубину получаемого отпечатка. В данной модели глубина отпечатка принимается равной максимальному контактному сближению $y_{к\ max}$. Зависимости контактного сближения от угла удара представлены на рис. 4, *б*.

Как видно из графиков, ощутимое увеличение глубины упрочнения и глубины отпечатка происходит при достаточно малых углах удара. Пунктирной линией на графиках обозначены моменты, когда величина параметра превышает значение при нормальном ударе (α = 90°) на 5 %.

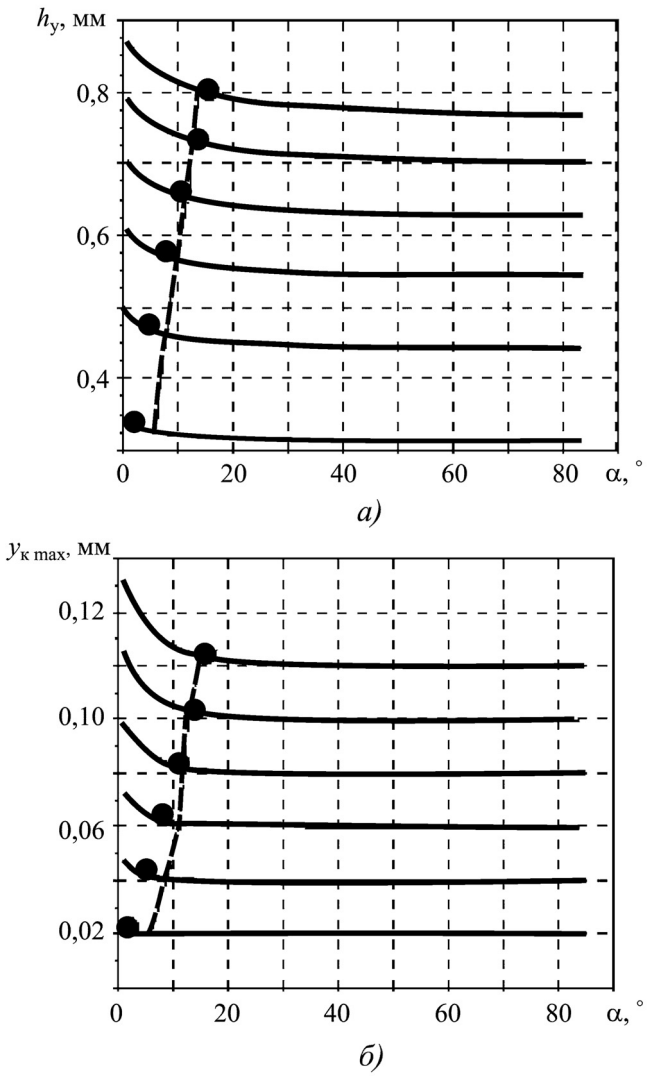


Рис. 4. Зависимости максимальной глубины отпечатка (*а*) и глубины упрочнения (*б*) от угла удара при нормальных скоростях удара

При экспериментальных исследованиях и практическом применении центробежно-ударного метода ОУО ППД максимальная окружная скорость инструмента составляет 40...50 м/с, что приводит к ограничению минимального значения угла удара при заданной нормальной составляющей скорости. На рис. 4 эта граница для скорости 40 м/с представлена жирными точками.

Из рисунка видно, что при существующих рекомендациях по режимам обработки учет касательной скорости приводит к увеличению прогнозируемых параметров обработки при нормальных скоростях удара v_n до 6 м/с, и практически не сказывается при более высоких скоростях. Однако одним из средств повышения производительности центробежно-ударного способа ОУО ППД является повышение скорости вращения инструмента, а в этом случае вклад касательной составляющей будет расти. Так, при скорости v_n = 12 м/с увеличение глубины упрочнения на 10 % относительно нормального удара будет достигаться при угле контакта $\alpha \approx 5°$.

Таким образом, результаты исследований показали, что при определении параметров качества поверхностного слоя при центробежно-ударной обработке, наряду с нормальной силой, необходимо учитывать и ее касательную составляющую.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Инженерия** поверхности деталей / Под ред. А.Г. Суслова. М.: Машиностроение, 2008. 320 с.

2. **Подольский М.А.** Оценка эффективности упрочнения деталей динамическими методами ППД на основе энергетического критерия: автореф. дис. ... канд. техн. наук. Ростов-н/Д, 2005. 19 с.

УДК 621.787.6

Е.И. Крамаренко, В.В. Мозалев, Н.Г. Зубань
(ОАО "Авиационная корпорация "Рубин"),
А.Н. Лисин *(Электростальский политехнический институт – филиал "МИСиС")*
E-mail: HELLO_ATNP@mail.ru

Прогнозирование живучести барабанов авиационных колес с учетом поверхностного пластического деформирования

Поставлена задача по разработке математических моделей зарождения и развития усталостных трещин в упроченных поверхностно-пластическим деформированием элементах конструкций. Предложены модель роста одномерной усталостной трещины в упрочненном слое и схема прогнозирования живучести упрочненных поверхностно-пластическим деформированием барабанов авиационных колес, учитывающая геометрию образцов и изделий, эпюры номинальных и остаточных напряжений, а также чувствительность материала к асимметрии цикла напряжений. Показано, что упрочнение увеличивает продолжительность роста трещины по поверхности образца в 1,4–1,6 раза, в то время как в глубь образца скорость роста трещины возрастает.

Ключевые слова: *поверхностное пластическое деформирование, живучесть, усталостная трещина, кинетическая диаграмма, градиент напряжений, коэффициент чувствительности материала к асимметрии цикла напряжений, диаграмма предельных амплитуд, долговечность, образец, барабан авиационного колеса, остаточные напряжения, номинальные напряжения.*

Ewhen in use offer of services scheme prognostication durability produce prone surface plastic deformation factor, into formwork pattern and produce, distribution diagram nominal and residual stress, a also sensitivity material to asymmetry cycle stress. Augmentation durability owing to hardening through model 1,4–1,6 since, deep into speed growth crack augment. Indicate, what prone surface plastic deformation effective for the domain produce with gradient nominal stress. In so doing syn be there transitional strata, where diagram, residual stress vary gesture, there more frequent visit arise, be born fatigue crack.

Keywords: *surface plastic deformation, durability, fatigue crack, kinetic diagram, gradient stress, coefficient sensitivity material for nonbalanced load stress, diagram limit strength, pattern metall, drum aviation wheel, resting stress, nominal stress.*

Вопросам оценки эффективности упрочнения элементов конструкций путем *поверхностного пластического деформирования* (ППД) посвящено большое количество работ [1, 2]. Основная их доля направлена на накопление информации и анализ влияния методов ППД на сопротивление усталости элементов конструкций, т.е. на долговечность до зарождения усталостной трещины, поскольку эксплуатация элементов конструкций с трещиной не допускается. Однако появление трещины может быть допустимым фактом,

после которого элемент конструкции изымается из эксплуатации для утилизации или ремонта. Поэтому информация о закономерностях роста усталостных трещин в эксплуатирующихся элементах конструкций существенно ограничена.

Известнее становится информация о зарождении и росте усталостных трещин как в эксплуатирующихся элементах конструкций, так и в испытываемых на специальных стендах элементах конструкций, а также в моделях-имитаторах и образцах, изготовленных из полуфабрикатов, предназначенных для изготовления этих элементов, или образцах, вырезанных из самих элементов конструкций.

При этом экспериментальные сведения о зарождении и росте усталостных трещин в упрочненных ППД элементах конструкций более ограничены как в силу технических, так и организационных трудностей их получения. В данном случае речь идет о сравнительной информации поведения усталостной трещины в неупрочненном и упрочненном ППД элементе конструкции.

Информация о долговечности до момента зарождения усталостной трещины для неупрочненных ППД эксплуатирующихся барабанов авиационных колес отсутствует, так как практически все барабаны упрочняются ППД. Информация о соотношении долговечностей до момента зарождения усталостной трещины и на стадии ее роста для упрочненных ППД эксплуатирующихся барабанов авиационных колес также значительно ограничена в связи с техническими и организационными трудностями ее получения.

Поэтому принципиальное практическое значение имеет постановка задач по разработке математических моделей зарождения и развития усталостных трещин в упроченных ППД элементах конструкций. Поскольку постановка задачи роста усталостной трещины в изделии с упрочненным слоем достаточно объемна и сложна, то в данной работе предложена модель роста одномерной усталостной трещины в упрочненном слое, базирующаяся на подходе, предложенном в работе [3].

На рис. 1 представлены экспериментальные данные, полученные при испытаниях неупрочненных колес и моделей-имитаторов. Из рисунка следует, что у барабанов колес относительная доля долговечности на стадии зарождения усталостной трещины $N_о/N_р$ ($N_р$, $N_о$ – долговечности соответственно до разрушения и образования усталостной трещины) значительно больше аналогичного параметра моделей-имитаторов. При этом фактическая продолжительность стадии роста усталостных трещин $N_ж$ в барабанах колес достаточна для возможности их эксплуатации по техническому состоянию, т.е. до обнаружения усталостной трещины в барабане. Последнее позволяет использовать весь индивидуальный ресурс каждого

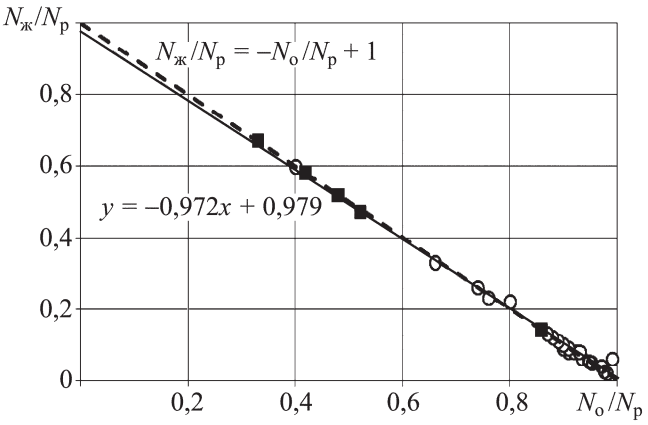


Рис. 1. Взаимосвязь относительных долговечностей моделей-имитаторов и барабанов колес из сплава АК6:
○ – колеса; ■ – втулки-имитаторы

барабана с соответствующими экономическими выгодами.

На стадии роста трещины в упрочненном барабане действует та же амплитуда напряжений, что и в неупрочненном, но максимальные напряжения цикла при этом меньше.

Принципиально важной стала глубина зарождения усталостной трещины: на поверхности в пределах упрочненного слоя или в неупрочненной зоне (рис. 2), так как это существенно влияет на распределение напряжений около вершины трещины.

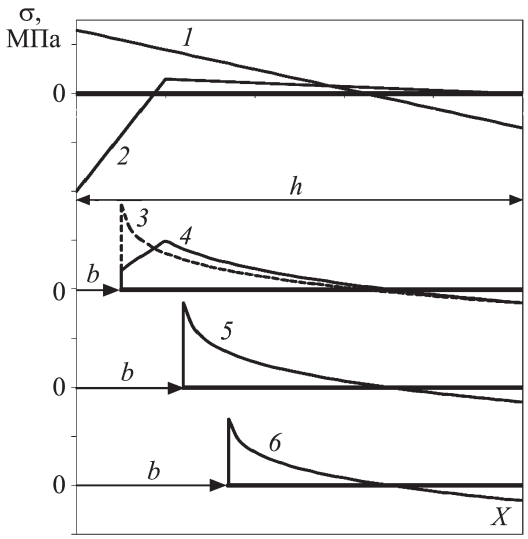


Рис. 2. Соотношение эпюр напряжений в ободе барабана:
1 – номинальных; *2* – созданных остаточных; *3*, *4* – при зарождении трещины на внешней поверхности обода соответственно без упрочнения и в пределах упрочненного слоя; *5* – при зарождении трещины на границе упрочненного слоя (или небольшом прорастании трещины за его пределы); *6* – при значительном прорастании трещины за пределы упрочненного слоя

На рис. 2 показаны варианты распределения напряжений по толщине обода барабана в направлении глубины трещины b.

Аналитически эпюры максимальных и средних напряжений в ободе барабана можно описать как функции

$$\sigma_{\max}(y) = \sigma_y(y) + \sigma_a(1 - 2y/h) + \sigma_{\text{ост}}(y), \quad (1)$$

$$\sigma_{\text{ср}}(y) = \sigma_y(y) + \sigma_{\text{ост}}(y), \quad (2)$$

где $\sigma_y(y)$ – среднее номинальное напряжение цикла;

σ_a – амплитуда напряжений на внешней поверхности обода барабана;

y – расстояние рассматриваемой точки от внешней поверхности барабана;

h – толщина стенки обода;

$\sigma_{\text{ост}}(y)$ – функция, аппроксимирующая эпюру остаточных напряжений.

Усталостная трещина глубиной b вызывает перераспределение напряжений у вершины в некоторой области f, где напряжения описываются формулами [4]:

$$\sigma_z(r) = \frac{K}{\sqrt{2\pi r}}\left(1 + \frac{r}{2b}\right)^{-0,5}\left(1 + \frac{r}{b}\right), \quad (3)$$

$$\sigma_x(r) = \frac{K}{\sqrt{2\pi r}}\left(1 + \frac{r}{2b}\right)^{-0,5}\left(1 + \frac{r}{b}\right) - \sigma, \quad (4)$$

где $\sigma_z(r)$, $\sigma_x(r)$ – напряжения, действующие соответственно перпендикулярно и параллельно фронту трещины;

K – коэффициент интенсивности напряжений;

σ – номинальные напряжения.

Метод сечений [5] приводит к необходимости решения системы уравнений

$$\begin{cases} \int_0^b \sigma(y)dy = \int_1^f \sigma_z(r)dr \\ \sigma_z(f) = \sigma(b) \end{cases}, \quad (5)$$

где f – область изменения напряжений, описываемых формулами (3), (4);

$\sigma(b)$ – значение номинальных напряжений в вершине трещины.

Функция $\sigma_{\text{ост}} = \sigma_{\text{ост}}(y)$ получается в результате экспериментального исследования и может быть задана таблично как система точек

$$(\sigma_{\text{ост}\,i};\ y_i),\ i = 1, 2, ..., n, \quad (6)$$

где $y_1 = 0$; $y_n = h$.

Подставляя формулы (1)–(4), (6) в систему уравнений (5), получим

$$K_{\max} = \sqrt{\pi}\sqrt{(A - B + C + D + E + F)(G + H + I + J)}, \quad (7)$$

$$\Delta K = K_{\max} - \sqrt{\pi}\sqrt{(A + D + E + F)(G + I + J)}, \quad (8)$$

где $K_{\max}$ – максимальное значение коэффициента интенсивности напряжений;

ΔK – размах коэффициента интенсивности напряжений;

$y_{i-1} < b < y_i$,

A, B, C, D, E, F, G, H, I, J – переменные величины, определяемые по формулам:

$$A = \sigma_y(y)b;$$

$$B = \frac{h}{4}\sigma_a\left(1 - 2\frac{b}{h}\right)^2;$$

$$C = \frac{h\sigma_a}{4},$$

$$D = \sum_{j=1}^{i=1}\left[(\sigma_{\text{ост}\,j} + \sigma_{\text{ост}\,j-1})(y_j - y_{j-1})\frac{1}{2}\right];$$

$$E = \sigma_{\text{ост}\,i-1}(b - y_{i-1});$$

$$F = \frac{(\sigma_{\text{ост}\,i} - \sigma_{\text{ост}\,i-1})}{2(y_j - y_{j-1})}(b - y_{i-1})^2;$$

$$G = A/B;$$

$$H = \sigma_a\left(1 - 2\frac{b}{h}\right);$$

$$I = \sigma_{\text{ост}\,i-1};$$

$$J = \frac{(\sigma_{\text{ост}\,i} - \sigma_{\text{ост}\,i-1})}{(y_i - y_{i-1})}(b - y_{i-1}).$$

При прогнозировании распространения длины $2l$ трещины по поверхности и вглубь b можно воспользоваться соотношениями Эрдогана–Пэриса [5, 6] для определения скорости роста трещины по поверхности $\mathrm{d}(2l)/\mathrm{d}N$ и по толщине $\mathrm{d}b/\mathrm{d}N$ барабана:

$$\begin{aligned} \mathrm{d}(2l)/\mathrm{d}N &= AK_{\max}^{\alpha_1}\Delta K^{\alpha_2}, \\ \mathrm{d}b/\mathrm{d}N &= BK_{\max}^{\alpha_1}\Delta K^{\alpha_2}, \end{aligned} \quad (9)$$

где A, B, α_1, α_2 – экспериментально определяемые коэффициенты.

Поскольку может быть получена связь глубины трещины с ее длиной $b = \varphi(2l, \bar{A})$ ($\bar{A}$ – вектор параметров), то последние уравнения могут быть приведены к одному:

$$\mathrm{d}b/\mathrm{d}N = B(K_{\max}[\varphi(2l, \bar{A})])^{\alpha_1}(\Delta K[\varphi(2l, \bar{A})])^{\alpha_2}. \quad (10)$$

Вводя обозначение $\beta = K_{\max}/\Delta K$, получим

$$\mathrm{d}b / \mathrm{d}N = B\beta^{\alpha_1} \Delta K^{\alpha_1+\alpha_2} = C\Delta K^m, \qquad (11)$$

где $C = B\beta^{\alpha_1}$, $m = \alpha_1 + \alpha_2$.

Модифицируем уравнение (11), как предложено в работе [7], к виду

$$\mathrm{d}b / \mathrm{d}N = 10^{\bar{y} - m\bar{x}} \Delta K^m, \qquad (12)$$

где $\bar{y} = \sum_{i=1}^{n} [\lg_i (\mathrm{d}b / \mathrm{d}N) / n]$; $\bar{x} = \sum_{i=1}^{n} [\lg_i (\Delta K / n]$ – средние значения (логарифмов) результатов эксперимента, $i = 1, ..., n$; n – число экспериментальных данных.

Интегрируя (12) и упрощая интегральное выражение, получим соотношение

$$(N_y - N) / N = C + DE - 1, \qquad (13)$$

где N_y, N – долговечности упрочненного и неупрочненного барабанов;

$$C = (1 + F) / (1 + F - G);$$

$$D = G(1 + F) b_0 / [(1 + F - G)([b] - b_0)];$$

$$E = \ln(D / G), \; F = \sigma_a / \sigma_m;$$

$$G = \sigma_{\text{ост}} / \sigma_m,$$

где b_0, $[b]$ – глубина трещины соответственно начальная и предельная.

На рис. 3 в относительных координатах приведены графики функции (13), свидетельствующие о систематическом увеличении долговечности упрочненного барабана при наличии остаточных сжимающих напряжений для конкретных соотношений амплитудных и средних напряжений: 1, 2, 3 – σ_a / σ_m = 0,2; 0,6; 1 соответственно.

До настоящего времени не были проведены экспериментальные исследования непосредственно на барабанах, но имеются данные по результатам испытаний образцов и моделей-имитаторов [8]. Результаты испытаний моделей-имитаторов подтверждают эффект повышения долговечности в 1,2–1,5 раза, что не противоречит прогнозу по предложенной модели. Сложнее проверить сходимость на образцах, так как последние испытывали при симметричном цикле, где σ_m = 0.

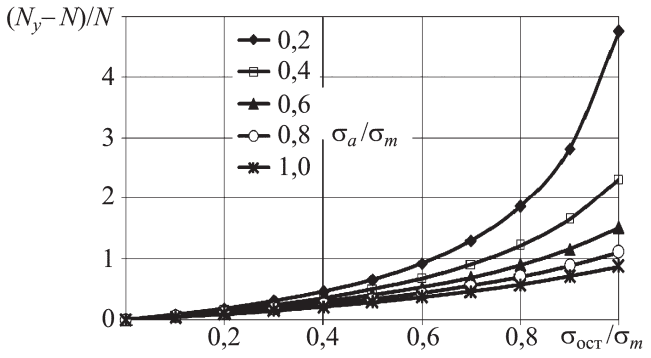


Рис. 3. Соотношение долговечностей упрочненного и неупрочненного изделий с трещинами в зависимости от отношения остаточных напряжений к средним по параметру отношения амплитуды действующих напряжений к средним

ППД неравнозначно влияет на соотношение долговечности до зарождения трещины в упрочненном слое, долговечности на стадии ее развития в упрочненном слое и выхода из этого слоя, а также долговечности до разрушения для образца и барабана при одинаковых максимальных напряжениях. В этом случае необходимо анализировать изменения механических свойств упрочненного слоя, асимметрии цикла, градиента напряжений и степени двухосности по радиусу образца и толщине стенки барабана. Создавая определенный уровень остаточных напряжений и толщину упрочненного слоя в барабане, можно целенаправленно регулировать упомянутые соотношения.

Анализ данных показал, что упрочнение увеличивает продолжительность роста трещины по поверхности образца в 1,4–1,6 раза, в то время как в глубь образца скорость роста трещины возрастает. Аналогичная динамика (по предварительным данным) возникает и в ободе барабана авиационного колеса.

В связи с изложенным выше целесообразно:

– развить предложенный подход на "плоскую" трещину;

– проанализировать с помощью предложенного математического аппарата кинетику "плоской" трещины вглубь и по поверхности как образца, так и барабана авиационного колеса для различных градиентов действующих напряжений, а также для различных остаточных напряжений и толщин упрочненного слоя;

– оценить степень влияния на рост трещины факторов и параметров предложенных математических моделей (например, экспериментально определяемых параметров α_1 и α_2, зависящих от механических свойств сплава) и выработать конструкторско-технологические рекомендации (условия) для увеличения "живучести" барабана авиационного колеса при использовании ППД что позволит обеспечить возможность перехода к их эксплуатации по техническому состоянию.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Кравченко Г.Н.** Повышение долговечности деталей силовых элементов шасси методами ППД с применением повторных упрочнений: автореф. дис. ... канд. техн. наук. М.: МАИ, 1983. 16 с.

2. **Наконечны А.** Оценка и повышение эффективности методов поверхностного упрочнения деталей машин: автореф. дис. ... д-ра техн. наук. М.: ИМАШ им. А.А. Благонравова, 1991. 39 с.

3. **Агамиров Л.В., Лисин А.Н., Мозалев В.В.** Прогнозирование сопротивления усталости барабанов авиационных колес, подверженных поверхностному пластическому деформированию // Упрочняющие технологии и покрытия. 2011. № 3. С. 8–15.

4. **Махутов Н.А.** Конструкционная прочность, ресурс и техногенная безопасность. В 2-х ч. Новосибирск: Наука, 2005. 1103 с.

5. **Варфоломеев И.В., Вайншток В.А., Красовский А.Я.** Критерии и устойчивые формы роста несквозных трещин при циклическом нагружении // Проблемы прочности. 1990. № 9. С. 11–16.

6. **Разработка методов** оценки ресурса барабанов авиаколес с учетом различного рода дефектов: отчет Ассоциации "Комплексная оперативная диагностика аварийных ситуаций, прочности, живучести и безопасности машин и конструкций"; Вайншток В.А., Лисин А.Н., Озеряный Д.В., Мозалев В.В., Шаврин А.В. 1991. 58 с.

7. **Степнов М.Н., Лисин А.Н.** К проблеме исследования начального развития трещин усталости // Заводская лаборатория. 1989. № 1. С. 63–70.

8. **Степнов М.Н., Лисин А.Н., Шаврин А.В.** Корректировка характеристик надежности барабанов авиаколес по критериям сопротивления усталости. Ч. 3 / XXI Гагаринские чтения: тезисы науч. докладов. М.: МАТИ им. К.Э. Циолковского, 1995 г. С. 97.

УДК 621.787.4:620.178.1

В.П. Кузнецов[1], А.В. Макаров[2], А.Л. Осинцева[2], А.С. Юровских[3], Р.А. Саврай[2], С.А. Роговая[2], А.Е. Киряков[1]

([1]Курганский государственный университет,
[2]Институт машиноведения УрО РАН, г. Екатеринбург,
[3]Уральский федеральный университет, г. Екатеринбург)
E-mail: wpkuzn@mail.ru

Упрочнение и повышение качества поверхности деталей из аустенитной нержавеющей стали алмазным выглаживанием на токарно-фрезерном центре*

Рассмотрены возможности применения технологии алмазного выглаживания на токарно-фрезерном центре для формирования высококачественной (Ra = 0,05 мкм), высокопрочной и теплостойкой (до 600 °С) поверхности детали из аустенитной хромоникелевой стали AISI 304, а также пути дополнительного упрочнения выглаженной поверхности термическими обработками.

Ключевые слова: *аустенитная сталь, алмазное выглаживание, шероховатость поверхности, структура, микротвердость, теплостойкость, микроиндентирование, сопротивление деформации, остаточные напряжения.*

Utilization of diamond burnishing technique on the turning/milling center to create high-quality (Ra = 0,05 μm), high-strength and heat-resistant (up to 600 °C) surface on austenitic chromium-nickel AISI 304 steel part, as well as the ways of additional strengthening of the burnished surface by heat treatment are considered.

Keywords: *austenitic steel, diamond burnishing, surface roughness, structure, microhardness, heat resistance, microindentation, resistance to deformation, residual stresses.*

Введение

Аустенитные хромоникелевые стали благодаря высокой коррозионной стойкости и технологичности находят широкое применение в нефтегазовой, химической, пищевой и других отраслях промышленности. Однако их существенным недостатком являются низкие прочностные свойства, которые не улучшаются термической обработкой. Повышение прочностных характеристик термически неупрочняемых сталей может быть обеспечено за счет уменьшения размеров зерен (зернограничное упрочнение), а также формирования разнообразных дислокационных построений внутри зерен – субструктур (субструктурное упрочнение) [1–3].

Указанные механизмы упрочнения эффективно реализуются в современных технологиях *интенсивного поверхностного пластического деформирования*

* Работа выполнена при частичной поддержке проекта № 09-П-1-1008 по программе Президиума РАН № 22, проекта № 09-Т-1-1002 по программе ОЭММПУ РАН № 13 и гранта РФФИ № 11-08-01025-а. Просвечивающая электронная микроскопия реализована на оборудовании Лаборатории структурных методов анализа материалов и наноматериалов ЦКП УрФУ.

(ИППД), формирующих в поверхностном слое аустенитных сталей фрагментированные, субмикро- и нанокристаллические структуры с повышенными эксплуатационными свойствами [4–11]. В частности, наноструктурирующая поверхностная механическая обработка SMAT (ультразвуковая обработка шариками в вакууме) резко повышает предел текучести (в 5–6 раз), твердость и сопротивление усталости аустенитной хромоникелевой стали 316L (02Х17Н12М2) [5–7].

Пескоструйная обработка приводит к наноструктурированию поверхности метастабильной аустенитной стали AISI 304 (08Х19Н9) и росту твердости, микромеханических свойств, коррозионной стойкости, сопротивления механическому и коррозионному износу [8]. Наноструктурирование поверхностей аустенитных нержавеющих сталей ультразвуковой ковкой в вакууме [9] и дробеструйной обработкой [10] повышает твердость и сопротивление коррозии в растворе NaCl. Фрикционная обработка холоднодеформированных ленточных образцов метастабильной аустенитной стали 12Х17Н8Г2С2МФ вызывает увеличение микротвердости и предела упругости, а также приводит к усилению баушингеровской деформации [11].

Ультразвуковая обработка шариками обеспечивает одновременный рост прочности и пластичности холоднокатаной ленты из трип-стали 23Х15Н5М3Г со структурой метастабильного аустенита [12]. Обкаткой шариком достигается субструктурное упрочнение покрытий из стали Х18Н9Т [13].

Важную роль в упрочнении и обеспечении физико-механических свойств аустенитных сталей играет деформационное мартенситное $\gamma \rightarrow \alpha'$-превращение [6, 9–11], интенсивность протекания которого в сильной степени зависит от состава сталей и технологических условий деформационных обработок (сила, скорость и продолжительность деформирования) [9, 14, 15].

Служебные свойства сильно деформированных аустенитных сталей могут быть существенно улучшены проведением дополнительных отжигов. Так, кратковременный (10 мин) отжиг при 300...500 °С повышает пластичность и прочность, а отжиг при 400 °С (15 и 30 мин) – пределы текучести и выносливости при многоцикловой усталости стали 316L, подвергнутой обработке SMAT [6, 7]. В результате отжига при 500 °С (15 мин), стабилизирующего напряженное состояние упрочненной интенсивной прокаткой стали AISI 304, возрастает сопротивление малоцикловой усталости [16].

Часовой отжиг при 350 °С оказывает благоприятное воздействие на твердость, износостойкость, микромеханические и коррозионные свойства стали AISI 304, наноструктурированной пескоструйной обработкой [8]. В то же время не выявлено роста микротвердости при нагреве нанокристаллических структур, полученных обработкой SMAT в стали 316L [7] и кручением под высоким давлением в стали 08Х18Н10Т [17].

За счет проведения деформационного $\gamma \rightarrow \alpha'$-превращения и обратного $\alpha' \rightarrow \gamma$-превращения мартенсита деформации при нагреве до температур 600...650 °С в метастабильных аустенитных сталях возможно формирование субмикро- и нанокристаллических аустенитных структур с исключительно высоким комплексом прочности и пластичности [3, 18, 19]. Поэтому изучение эволюции при нагреве структуры и свойств аустенитных сталей, подвергнутых ИППД, важно не только для определения температурных границ применения в условиях эксплуатации деформационно-упрочненных аустенитных сталей, но и для выбора оптимальных режимов их комбинированных деформационно-термических обработок.

Работоспособность прецизионных деталей наряду со структурно-фазовым состоянием материала определяется также качеством поверхности. Однако лишь в редких случаях для различных способов ИППД аустенитных сталей рассматривается топография сформированной поверхности. Например, в результате ультразвуковой ударной обработки бойками стали AISI 321 (12Х18Н10Г2Т) отмечается формирование достаточно грубой поверхности с параметром шероховатости Ra = 2...3 мкм [20]. Ультразвуковая поверхностная обработка шариками холоднокатаной ленты из стали 23Х15Н5М3Г уменьшает параметр шероховатости поверхности Ra с 0,7 до 0,59 мкм [12]. Обкатыванием роликом покрытий, полученных электроконтактной приваркой ленты из стали 12Х18Н10Т, достигнута шероховатость с параметром Ra = 0,14 мкм [21].

Перспективной промышленной технологией, реализуемой на высокопроизводительных токарно-фрезерных центрах, является финишная обработка выглаживанием специальным инструментом с *узлом динамической стабилизации* (УДС). Алмазное выглаживание инструментом с УДС коррозионно-стойкой стали мартенситного класса (20Х13) обеспечивает не только эффективное упрочнение поверхности, но и достижение нанометрового диапазона параметра шероховатости $Ra \leq 0{,}1$ мкм [22].

Фрикционное выглаживание на токарно-фрезерном центре инструментом с УДС формирует на поверхности цементованной стали 20Х наноструктурированный слой с улучшенными характеристиками прочности, теплостойкости и износостойкости [23].

В рассмотренных случаях упрочненные поверхностные слои характеризуются также значительными (до –750...–1500 МПа) сжимающими напряжениями.

Цель работы – изучить возможности промышленного применения технологии алмазного выглаживания инструментом с УДС на токарно-фрезерном центре для создания на поверхности детали из аустенитной нержавеющей стали высокопрочного и теплостойкого слоя с высокой чистотой обработки поверхности и благоприятным напряженным состоянием.

Методика проведения исследований

Исследовали аустенитную нержавеющую сталь промышленной выплавки немецкого производства AISI 304, содержащую, % мас.: 0,06C; 17,61Cr; 8,56Ni; 0,29Ti; 0,89Mn; 0,46Si; 0,22Mo; 0,14Co; 0,24Cu; 0,017P; 0,019S; остальное Fe. Детали в виде дисков диаметром 75 мм и толщиной 12 мм закаливали от 1050 °С в воде. Исходная структура закаленной стали характеризовалась наличием в полиэдрических зернах аустенита отдельных нерасщепленных дислокаций, присутствием на некоторых границах зерен дислокационных скоплений (рис. 1, *а*) и небольшого количества дисперсных включений δ-феррита.

На токарно-фрезерном центре плоские поверхности деталей подвергали чистовому точению и выглаживанию специальным инструментом с УДС, разработанным на основе моделирования виброустойчивости технологической системы выглаживания [24, 25] и защищенным патентом РФ [26].

Выглаживание проводили индентором с наконечником из природного алмаза со сферической заточкой радиусом R = 2 мм при скорости $v_в$ = 50 м/мин, подаче $S_в$ = 0,01 мм/об, нагрузке P = 200 Н с использованием *смазочно-охлаждающей технологической среды* (СОТС). Режим выглаживания обеспечивал накопление в поверхностном слое детали значительных деформаций за счет многократного деформационного воздействия.

Показано [27], что при фрикционном нагружении скользящим индентором накопленная деформация возрастает при увеличении числа ходов индентора. Последовательный отпуск образца, вырезанного на электроискровом станке из детали после выглаживания, проводили в вакуумной печи при температурах 100...700 °С (выдержка 2 ч).

Электронно-микроскопическое исследование структуры осуществляли с использованием микроскопа JEOL JEM-2100 методом тонких фольг на просвет с применением одно- и двустороннего механического и электролитического утонения заготовок. Шероховатость поверхностей определяли с помощью оптического профилометра "Wyko NT-1100".

Микротвердость измеряли на микротвердомере Leica VMHT при нагрузке на индентор 0,25 Н. Кинетическое микроиндентирование образцов проводили на измерительной системе "Fischerscope HM2000 XYm" согласно стандарту ISO 14577 при максимальной нагрузке на индентор Виккерса 0,15 Н. Погрешность характеристик микротвердости и микроиндентирова-

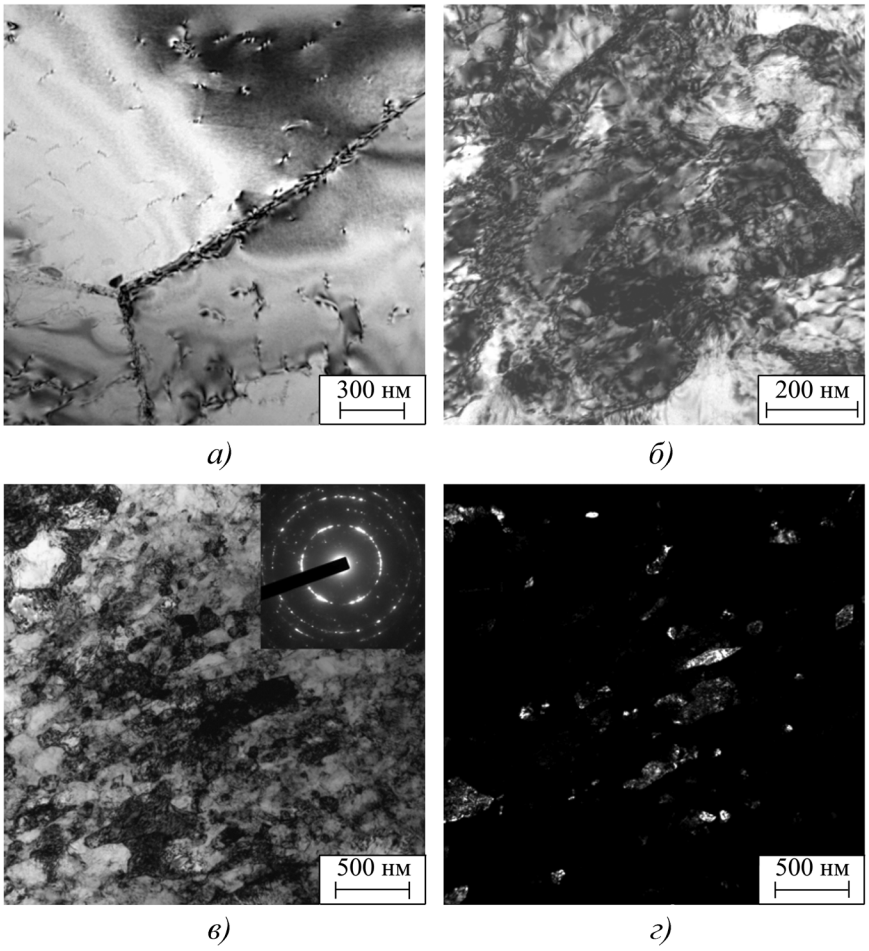


Рис. 1. Структуры детали из аустенитной стали AISI 304 в исходном закаленном состоянии (*а*) и после выглаживания на токарно-фрезерном центре (*б–г*):
а–в – светлопольные изображения; *г* – темнопольное изображение в рефлексе (110)α

ния по 10–12 измерениям определяли с доверительной вероятностью $p = 0{,}95$.

Рентгенографическое исследование выполняли на дифрактометре "Shimadzu XRD-7000" в CrK_α-излучении. Определяли фазовый состав, интегральную ширину B линии (110)α и остаточные напряжения σ, которые рассчитывали методом наклонной съемки.

Результаты исследований и их обсуждение

Топография поверхности детали после чистового точения и выглаживания. Изучение поверхности детали из аустенитной стали на оптическом профилометре показало, что использованный режим выглаживания формирует новый рельеф поверхности, расположенный ниже уровня впадин микронеровностей от точения (рис. 2, *а*, см. с. 2 обложки). При этом размерные изменения детали составляют ~ 8 мкм.

Из рис. 2, *б*, *в* (см. с. 2 обложки) следует, что выглаживание приводит к очень значительному уменьшению параметров шероховатости поверхности: при переходе от участка чистового точения к выглаженному участку наблюдается снижение значений среднего арифметического *Ra* и среднего квадратического *Rq* отклонений профиля в 32 раза, а максимальной высоты профиля *Rt* – в 5 раз.

На выглаженном участке размером 0,9×1,2 мм среднее арифметическое отклонение профиля составило *Ra* = 0,05 мкм (см. рис. 2 *в*, с. 2 обложки). Это свидетельствует о достижении нанометрового диапазона параметра шероховатости *Ra* (~ 50 нм) при выглаживании поверхности аустенитной стали инструментом с УДС на токарно-фрезерном центре.

Структура поверхностного слоя аустенитной стали после алмазного выглаживания. Электронная просвечивающая микроскопия выявляет в тонком (1...5 мкм) поверхностном слое исследуемой аустенитной стали, подвергнутой чистовому точению и выглаживанию, сильно фрагментированную структуру с наличием плотных скоплений дислокаций (рис. 1, *б*, *в*).

Микроэлектронограмма имеет вид колец, принадлежащих α-фазе (α′-мартенситу деформации), и характеризуется заметным азимутальным размытием рефлексов (см. рис. 1, *в*). Это свидетельствует о сильной фрагментации мартенситных кристаллов в процессе деформации выглаживанием и значительных разориентировках отдельных фрагментов (кристаллитов).

Темнопольное изображение в рефлексе α-фазы показывает, что размеры отдельных кристаллитов мартенсита деформации не превышают 100...500 нм (рис. 1, *г*). При этом кристаллиты имеют как равноосную, так и неравноосную и вытянутую форму. Возникновение в поверхностных слоях метастабильных аустенитных сталей структур с размерностью нанокристаллического или близкого к нанокристаллическому масштабов при фрикционном нагружении в условиях сухого трения скольжения и граничной смазки наблюдали, например, в работах [11, 28, 29].

В формировании нанокристаллической структуры при ИППД аустенитных сталей с низкой энергией дефектов упаковки (к которым относится и исследуемая сталь AISI 304) важную роль играют процессы двойникования аустенита на начальных стадиях деформации и связанные с ними фрагментация и фазовое мартенситное превращение [15, 30].

Пересекающиеся при возникновении по нескольким системам сдвига механические двойники разбивают аустенит на дисперсные фрагменты (блоки), в пределах которых на пересечении двойников образуется α′-мартенсит деформации. При исчерпании возможностей двойникования в качестве механизма пластичности дальнейшее формирование сильно разориентированных нанокристаллитов происходит за счет ротаций блоков (структурных элементов) фрагментированной структуры [28] и зернограничного проскальзывания [30].

Представленные на рис. 1, *б–г* результаты свидетельствуют, что в тонком поверхностном слое аустенитной стали AISI 304 в процессе выглаживания возникает фрагментированная структура мартенсита деформации, в которой одновременно присутствуют кристаллиты наноразмеров (до 100 нм) и субмикроразмеров (сотни нм), а также сложные дислокационные ансамбли.

Вид микроэлектронограммы и изображений структуры (см. рис. 1, *в*, *г*) указывает также на определенную текстурованность анализируемого слоя. Следовательно, при использованном режиме алмазного выглаживания механизм ротационной пластичности в поверхностном слое аустенитной стали не получает столь сильного развития, при котором формируются однородные нанокристаллические структуры мартенсита с тонкими большеугловыми границами, образованными частичными дисклинациями, и отсутствием выраженной текстуры [23, 28, 31].

Влияние чистового точения и алмазного выглаживания на прочностные свойства, фазовый состав, характеристики тонкой структуры и напряженное состояние аустенитной стали. Рис. 3 характеризует влияние чистового точения и выглаживания на микротвердость, фазовый состав, интегральную ширину рентгеновской линии мартенсита деформации и напряженное состояние поверхностного слоя детали из аустенитной стали. Распределение указанных характеристик по глубине слоя получено при последо-

вательном электролитическом удалении металла с поверхности детали.

Из рис. 3, *а* следует, что уже в результате точения микротвердость на поверхности детали возрастает с HV0,025 = 150 (микротвердость исходного закаленного состояния) до HV0,025 = 385 (кривая *1*). Последующее алмазное выглаживание приводит к дополнительному упрочнению поверхности до HV0,025 = = 450 (кривая *2*). Глубина слоя, упрочненного при чистовом точении, достигает 250 мкм, а после выглаживания глубина упрочненного слоя составляет не менее 400 мкм. Для выглаженной детали характерно также менее интенсивное снижение микротвердости на глубине 100...250 мкм в сравнении с точением.

Согласно данным рентгенфазового анализа, после чистового точения непосредственно на поверхности детали и в слое глубиной 50 мкм в структуре сохраняется 91 % об. аустенита (рис. 3, *б*, кривая *1*). Выглаживание, напротив, приводит к почти полному деформационному распаду аустенита – на поверхности детали и в слое толщиной 100 мкм зафиксировано лишь 4 % об. γ-фазы (рис. 3, *б*, кривая *2*).

При удалении от выглаженной поверхности на глубину более 100 мкм (вплоть до 400 мкм) количество аустенита непрерывно возрастает, отражая уменьшение интенсивности деформационного $\gamma \to \alpha'$-мартенситного превращения по мере снижения степени деформации в металле. У α′-мартенсита деформации, образовавшегося при выглаживании непосредственно на поверхности детали из аустенитной стали, наблюдается максимальная величина интегральной ширины линии $B_{(110)\alpha}$ = 36 мин (см. рис. 3, *б*). Следовательно, для указанного α′-мартенсита, структура которого представлена на рис. 1, *б–г*, характерна наибольшая дефектность кристаллического строения (плотность дислокаций) и уровень внутренних микронапряжений.

По мере удаления от поверхности выглаживания ширина рентгеновской линии α′-мартенсита снижается, что обусловлено уменьшением дисперсности, дефектности и микроискажений кристаллической решетки мартенсита.

Исследуемая сталь AISI 304, содержащая относительно небольшое количество никеля (8,56 % мас. Ni), относится к метастабильным аустенитным сталям, обладающим высокой способностью к деформационному мартенситному $\gamma \to \alpha'$-превращению. Например, на поверхности аустенитных сталей марки AISI 304 близких составов по никелю (7,80...8,66 % мас. Ni) при наноструктурирующих обработках шариками с частотой 50 Гц возникало от 86 до почти 100 % об. мартенсита деформации [14, 15, 30, 32].

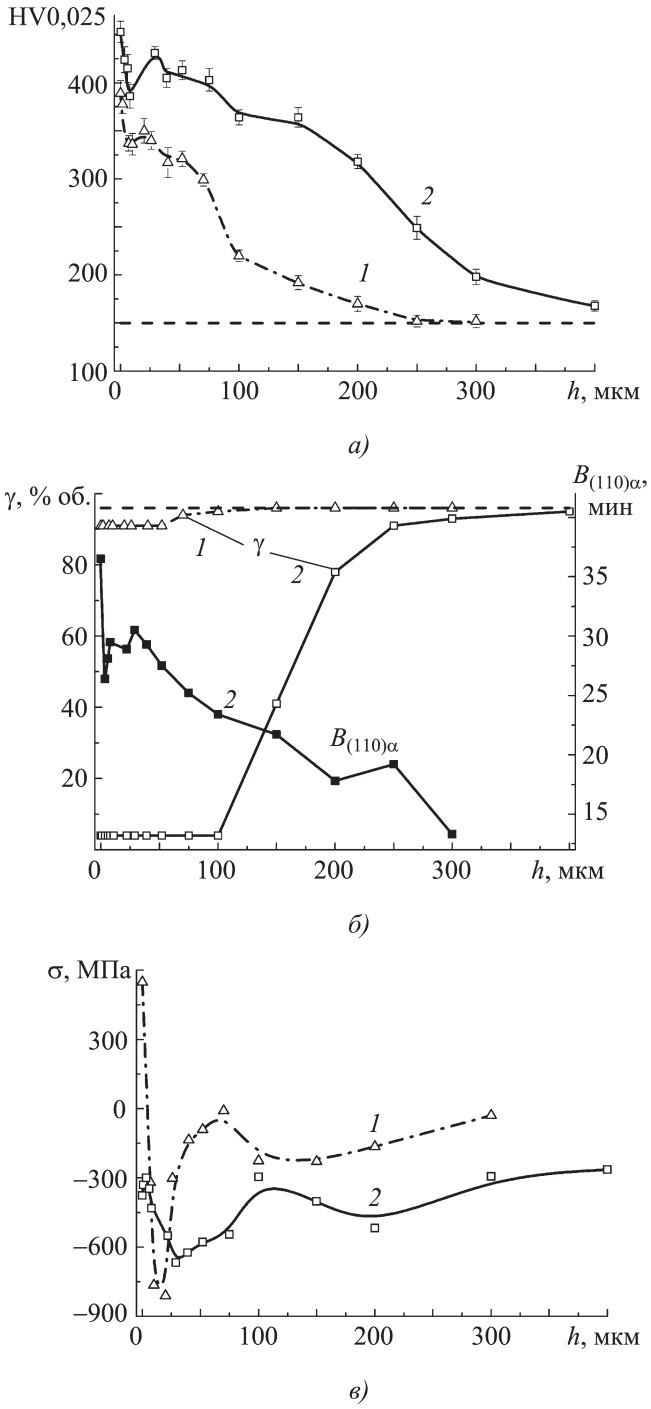


Рис. 3. Изменение микротвердости (*а*), содержания остаточного аустенита в структуре, интегральной ширины рентгеновской линии (110)α (*б*) и остаточных напряжений (*в*) по глубине поверхностного слоя детали из аустенитной стали AISI 304 после точения (*1*) и выглаживания (*2*) (штрихпунктирной линией показаны характеристики стали в исходном закаленном состоянии)

Установленная повышенная стабильность аустенита стали AISI 304 к деформационному фазовому превращению под действием чистового точения (см.

рис. 3, *б*, кривая *1*) может быть связана с разогревом тонкого поверхностного слоя, повышенной скоростью деформации металла, а также ускоренным удалением деформированного слоя с поверхности детали в процессе обработки точением. Действия указанных факторов обусловлены значительно более "жесткими" условиями нагружения металла при точении (повышенные сила, скорость обработки и подача, меньший радиус рабочей части инструмента), чем при алмазном выглаживании. Однако это влияние может быть значительно уменьшено применением современных СОТС.

Сильное влияние температурного фактора и скорости деформации на интенсивность мартенситного превращения в метастабильных аустенитных сталях совсем недавно продемонстрировано в работах [15, 33]. В исследовании [33] для условий трения стали 12Х18Н9 в одноименной паре в среде азота показано, что если при температурах испытания –50...+100 °С количество α'-мартенсита в поверхностном слое толщиной ~ 5 мкм достигает 80...90 % об., то при более высоких температурах испытания вследствие стабилизации стали к $\gamma \rightarrow \alpha'$-превращению происходит снижение доли мартенсита деформации, а при 250 °С сталь становится практически полностью стабильной. Согласно [15], с ростом скорости деформации в процессе обработки SMAT поверхности стали AISI 304 количество мартенсита деформации снижается с 95 до 22 % об.

Однако даже при наличии на поверхности исследуемой стали после чистового точения 91 % об. аустенита (см. рис. 3, *б*, кривая *1*) ее микротвердость достаточно высока: HV0,025 = 385 (см. рис. 3, *а*, кривая *1*). Аустенит в Cr–Ni сталях может деформационно упрочняться до еще более высокого уровня твердости. Так, после обработки SMAT более стабильной аустенитной стали 316L с повышенным содержанием никеля (11,95 % мас. Ni) микротвердость наноструктурированного аустенита составила 4,5 ГПа (при количестве мартенсита деформации 0...15 % об.) [5–7].

Микротвердость сформированного выглаживанием слоя со структурой, состоящей преимущественно из сильно фрагментированного мартенсита деформации с наличием плотных скоплений дислокаций (см. рис. 1, *б–г*), достигает HV0,025 = 450. Микротвердость на уровне HV0,025 = 400 после выглаживания сохраняется в слое глубиной h ~ 75 мкм (см. рис. 3, *а*, кривая *2*), когда количество аустенита в структуре деформированной стали не превышает 5 % об. (см. рис. 3, *б*, кривая *2*). Подобный уровень твердости (4,1...4,4 ГПа) достигался при интенсивной пластической деформации аустенитных Cr–Ni сталей РКУ-прессованием [17], ультразвуковой ударной обработкой бойками [20], ультразвуковой ковкой в вакууме [9].

Отмеченный уровень деформационного упрочнения не является, очевидно, предельным для рассматриваемых аустенитных сталей. Наноструктурирующая обработка SMAT стали AISI 304 обеспечила уровень микротвердости 500 HV, независимо от количества сформированного на поверхности мартенсита деформации (95 или 22 % об.) [15].

Микротвердость стали 12Х18Н10Т после деформирования кручением под высоким давлением составила 5,9 ГПа [17]. Еще более высокая микротвердость (7,0...7,1 ГПа) зафиксирована на поверхностях трения стали 12Х18Н9 после испытаний на трение скольжения по стали 45 на воздухе (когда в тонком поверхностном слое аустенитной стали формировалась однородная нанокристаллическая структура состава 90 % об. α' + 10 % об. γ) [28] и трение в одноименной паре в среде аргона [33]. Следовательно, использованный режим алмазного выглаживания с СОТС не обеспечивает максимально возможных степеней деформации и упрочнения исследуемой аустенитной стали AISI 304.

Рентгеновское исследование напряженного состояния показало, что в результате чистового точения непосредственно на поверхности детали возникают растягивающие остаточные напряжения σ = = +500 МПа, которые при удалении от поверхности в глубь деформированного слоя резко снижаются и переходят в сжимающие остаточные напряжения с максимальным уровнем σ = –800 МПа на глубине ~ 20 мкм (см. рис. 3, *в*, кривая *1*). При дальнейшем удалении от поверхности точения происходит интенсивное снижение уровня сжимающих напряжений до σ = –250...–20 МПа.

Возникновение на поверхности точения неблагоприятных растягивающих напряжений значительного уровня, а также очень сильная неоднородность напряженного состояния в поверхностном слое точеной детали могут быть связаны с интенсивным разрушением и локальным разогревом поверхности, а также неоднородным распределением температур и деформаций по глубине поверхностного слоя при точении.

Выглаживание переводит растягивающие остаточные напряжения на поверхности точеной детали в сжимающие σ = –380 МПа (см. рис. 3, *в*, кривая *2*), чему способствует развитие при выглаживании интенсивного деформационного мартенситного превращения, протекающего с увеличением объема металла. Выглаживание также стабилизирует сформированное чистовым точением неоднородное напряженное состояние поверхностного слоя детали: после выглажи-

вания поверхностный слой толщиной 400 мкм характеризуется наличием сжимающих остаточных напряжений $\sigma = -670...-250$ МПа. При этом минимальный уровень сжимающих напряжений, близкий к $\sigma = -600$ МПа, отмечен в поверхностном слое выглаженной детали на глубине 20...75 мкм (см. рис. 3, *в*, кривая *2*).

Подобным образом, при лазерной закалке чугуна на границе зоны лазерного нагрева и исходного металла возникают растягивающие напряжения, а обкатка роликом переводит их в сжимающие, стабилизируя при этом напряженное состояние лазерноупрочненной поверхности [34].

Следовательно, проведенное алмазное выглаживание детали из аустенитной стали AISI 304 не только создает поверхность с очень низкой шероховатостью ($Ra = 0{,}05$ мкм, см. рис. 2, *в*, с. 2 обложки), но и формирует сжимающие напряжения непосредственно на поверхности и в слое толщиной не менее 400 мкм. Это оказывает благоприятное комплексное влияние на сопротивление усталости детали. Вследствие малого количества концентраторов напряжений на гладкой поверхности возрастает время зарождения усталостных микротрещин, а сжимающие напряжения сдерживают их развитие [16].

Для исследования механических характеристик поверхности аустенитных Cr–Ni сталей, подвергнутых ИППД, все активнее используются современные методы кинетического микро- и наноиндентирования [8, 35]. В табл. 1 представлены результаты микроиндентирования поверхности исследуемой детали из стали AISI 304.

Видно, что чистовое точение и последующее выглаживание аустенитной стали обусловливают снижение значений максимальной h_{max} и остаточной h_p глубин вдавливания индентора, рост твердости по Мартенсу НМ (учитывающей наряду с пластической также и упругую деформацию) и твердости вдавливания при максимальной нагрузке H_{IT}.

Чистовое точение не повлияло на модуль контактной упругости E^* стали, однако выглаживание привело к заметному росту E^*. В работе [35] с использованием наноиндентирования также наблюдали повышение модуля упругости аустенитной стали после лазерной шоковой обработки (короткоимпульсная обработка, генерирующая ударное воздействие на поверхность материала).

В результате чистового точения и выглаживания возрастает работа обратной упругой деформации вдавливания W_e (см. табл. 1). Несколько пониженная величина W_e после выглаживания в сравнении с точением, наблюдаемая несмотря на более высокую твердость выглаженной поверхности, обусловлена увеличением в результате выглаживания контактного модуля упругости E^*. Величина W_e зависит от отношения твердости к модулю упругости материала: чем выше это отношение, тем большая работа затрачивается на упругую деформацию и тем большая энергия упругой деформации высвобождается при снятии измерительной нагрузки [36].

Общая механическая работа вдавливания W_t (которая состоит из работы пластической деформации и работы упругого восстановления) после чистового точения и выглаживания снижается в сравнении с исходным недеформированным состоянием стали (см. табл. 1), поскольку упрочненный поверхностный слой обладает меньшей пластичностью, чем основной металл и, соответственно, меньше деформируется при микроиндентировании.

В последнее время на основе измеряемых при индентировании характеристик определяют параметры,

Таблица 1

Результаты кинетического микроиндентирования при максимальной нагрузке на индентор 0,15 Н поверхности детали из аустенитной стали AISI 304

Состояние образца	h_{max}, мкм	h_p, мкм	НМ, ГПа	H_{IT}, ГПа	E^*, ГПа	W_e, 10^{-3}, мкДж	W_t, 10^{-3}, мкДж
Исходное (электрополировка)	1,92 ± 0,06	1,78 ± 0,06	1,6 ± 0,1	1,8 ± 0,2	182 ± 7	7,3 ± 0,4	93 ± 4
Чистовое точение	1,25 ± 0,03	1,03 ± 0,03	3,8 ± 0,3	4,6 ± 0,3	182 ± 8	12,0 ± 0,3	61 ± 3
Выглаживание	1,20 ± 0,02	1,00 ± 0,02	4,1 ± 0,1	5,0 ± 0,2	204 ± 4	11,1 ± 0,3	59 ± 1
Выглаживание + отпуск при 450 °С	1,01 ± 0,02	0,80 ± 0,03	5,5 ± 0,2	7,5 ± 0,3	232 ± 4	12,1 ± 0,3	50 ± 1

Обозначения: h_{max} – максимальная глубина вдавливания индентора; h_p – остаточная глубина вдавливания индентора после снятия нагрузки; H_{IT} – твердость вдавливания; E^* – контактный модуль упругости; W_e – работа обратной упругой деформации вдавливания; W_t – общая механическая работа вдавливания.

по которым оценивают способность поверхностных слоев различных материалов выдерживать эксплуатационные нагрузки. Так, отношение твердости к модулю упругости H/E^* (удельная контактная твердость) используется для характеристики стойкости материала к упругой деформации [37] и износостойкости [38].

Некоторые исследователи считают удельную контактную твердость H/E^* одной из главных характеристик сопротивления материала механическому воздействию, определение которой позволяет идентифицировать тип структурного состояния изучаемого материала и оценить достигнутый уровень его упрочнения по отношению к предельно возможному [39]. Отношение H^3/E^{*2} принято считать качественной сравнительной характеристикой сопротивления пластической деформации [40]. Чем больше значения отношений H/E^*, H^3/E^{*2} и упругого восстановления R_e ($R_e = (h_{\max} - h_p)/h_{\max} \cdot 100\,\%$), тем выше способность материалов сопротивляться упругим и пластическим деформациям.

Данные табл. 2 показывают, что R_e, H_{IT}/E^* и H_{IT}^3/E^{*2} существенно возрастают после чистового точения и выглаживания исследуемой детали. Это связано с обусловленными точением и выглаживанием уменьшением глубин вдавливания индентора и повышением твердости вдавливания H_{IT}, поскольку контактный модуль упругости E^* либо не изменяется (при точении), либо возрастает (при выглаживании) (см. табл. 1).

Из табл. 2 видно, что обработка детали из аустенитной стали AISI 304, включающая чистовое точение и выглаживание специальным инструментом с УДС на токарно-фрезерном центре, существенно повышает стойкость поверхности детали к упругой деформации и сопротивление поверхности пластической деформации.

Влияние отпуска на прочностные свойства, фазовый состав, характеристики тонкой структуры и напряженное состояние аустенитной стали, подвергнутой алмазному выглаживанию. На рис. 4 приведены результаты измерения микротвердости, фазового состава, интегральной ширины рентгеновской линии

Таблица 2

Зависимость упругого восстановления R_e, отношений H_{IT}/E^* и H_{IT}^3/E^{*2} от вида обработки поверхности детали из аустенитной стали AISI 304

Состояние образца	R_e, %	H_{IT}/E^*	H_{IT}^3/E^{*2}, ГПа
Исходное (электрополировка)	7,3	0,010	0,0002
Чистовое точение	17,6	0,025	0,0029
Выглаживание	16,7		
Выглаживание + отпуск при 450 °С	20,8	0,032	0,0078

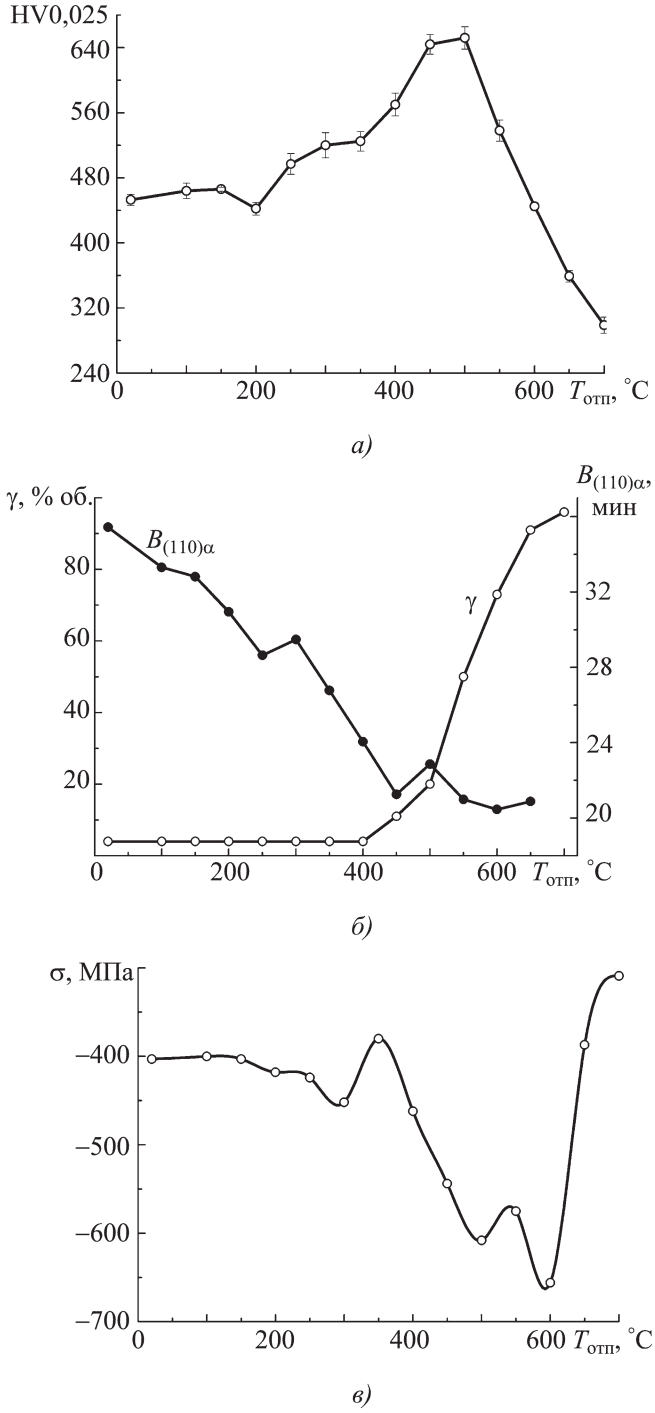


Рис. 4. Влияние температуры отпуска на микротвердость (*а*), содержание остаточного аустенита в структуре, интегральную ширину рентгеновской линии (110)α (*б*) и остаточные напряжения (*в*) на поверхности детали из аустенитной стали AISI 304 после выглаживания

мартенсита деформации и остаточных напряжений на поверхности детали из стали AISI 304, подвергнутой вакуумным отпускам продолжительностью 2 ч при последовательном повышении температуры через 50 °С в диапазоне температур 100...700 °С.

Видно, что близкий к микротвердости исходного выглаженного состояния уровень твердости HV0,025 = 440...460 сохраняется при нагреве до 100...200 °С (см. рис. 4, *а*). Дальнейшее повышение температуры отпуска приводит к непрерывному росту микротвердости выглаженной поверхности стали с достижением максимального уровня микротвердости HV0,025 = 640...650 при температурах 450...500 °С.

По данным микроиндентирования (см. табл. 1), проведение после выглаживания дополнительного отпуска при температуре 450 °С приводит к снижению значений максимальной h_{max} и остаточной h_p глубин вдавливания индентора, общей механической работы вдавливания W_t, а также к росту твердости по Мартенсу HM, твердости вдавливания H_{IT} и контактного модуля упругости E^* в сравнении с характеристиками выглаженной поверхности. В результате отпуска при 450 °С существенно возрастают значения R_e, H_{IT}/E^* и H_{IT}^3 / E^{*2} (см. табл. 2), что свидетельствует о росте сопротивления выглаженной поверхности упругим и пластическим деформациям.

Обсудим причины повышения в результате нагрева прочностных характеристик поверхности детали из аустенитной стали AISI 304, подвергнутой выглаживанию. Рисунок 4, *б* показывает, что при нагреве до 400 °С фазовый состав на поверхности выглаженной детали не изменяется: в структуре содержится только 4 % об. аустенита и соответственно более 90 % об. α′-мартенсита деформации, образовавшегося под действием выглаживания в результате γ→α′-превращения.

В максимально упрочненном состоянии (после отпуска при 450 и 500 °С) основу структуры также составляет мартенсит деформации, хотя доля γ-фазы и возрастает до 10 и 20 % об. вследствие обратного α′→γ-превращения при нагреве. Следовательно, упрочнение выглаженной поверхности аустенитной стали AISI 304 при повышении температуры отпуска до 450...500 °С (см. рис. 4, *а*) связано с изменениями структурного состояния α′-мартенсита деформации.

Из рис. 4, *б* следует, что повышение температуры нагрева до 450 °С сопровождается существенным снижением интегральной ширины линии $B_{(110)\alpha}$ (от 35 до 21 мин). Это свидетельствует о заметном развитии в мартенсите деформации при нагреве процессов возврата, связанных с перераспределением и уменьшением плотности дислокаций. Поэтому выявленное при нагреве упрочнение выглаженной поверхности нельзя, очевидно, объяснить одним лишь деформационным старением α′-мартенсита с закреплением дислокаций примесными атомами.

Важнейшими структурными факторами столь значительного (на 200 ед. HV при $T_{отп}$ = 450...500 °С) повышения твердости выглаженной поверхности являются, по всей видимости, расслоение мартенсита на обедненные и обогащенные хромом зоны, а также выделение дисперсных карбидов $M_{23}C_6$.

В работе [41] на основе детального структурного анализа показано, что именно эти факторы вносят основной вклад в упрочнение при старении деформированной метастабильной аустенитной стали 08Х18Н9Т при температуре 450 °С. Известно также [42], что наличие мартенсита деформации в структуре метастабильных сталей типа AISI 304 ускоряет процессы выделения карбидов при старении.

Упрочнение при старении мартенсита деформации в поверхностном слое выглаженной детали из стали AISI 304 развивается, по-видимому, на фоне сохранения высокой дисперсности α′-фазы при нагреве до 450...500 °С. На это указывают результаты работы [32], в которой установлена высокая стабильность при 500 °С размера зерна в нанокристаллическом слое, сформированном обработкой SMAT в стали AISI 304 и содержащем 86 % об. мартенсита деформации.

Сильно деформированные аустенитные стали могут дополнительно упрочняться при нагреве, очевидно, только при наличии в них значительного количества мартенсита деформации. Например, твердость содержащего лишь 15 % об. мартенсита деформации наноструктурированного слоя, полученнного обработкой SMAT в более стабильной стали 316L, не изменяется при нагреве до 400 °С, а при дальнейшем нагреве до 700 °С непрерывно снижается [6, 7]. При этом отмечается высокая стабильность размера зерна нанокристаллического слоя с преимущественно аустенитной структурой при выдержке 2 ч при 500 °С [6] и 15-минутном нагреве до 600 °С [7].

Рисунок 4, *а* показывает, что в интервале температур отпуска 500...700 °С происходит непрерывное разупрочнение выглаженной детали, обусловленное коагуляцией карбидной фазы и структурными изменениям в металлической основе стали. Нагрев выше 500 °С интенсифицирует развитие в деформированном слое обратного α′→γ-превращения, что приводит к росту доли аустенита в структуре вплоть до 95 % об. при $T_{отп}$ = 700 °С (см. рис. 4, *б*). При этом высокоотпущенные структуры, сформированные на поверхности выглаженной детали, характеризуются значительными уровнями твердости. Так, твердость сформиро-

ванной при 550 °С структуры с равным количеством (50 % об.) γ- и α-фаз составляет HV0,025 = 540.

Твердость отпущенной при 600 °С стали с преобладанием в структуре аустенита (70 % об.) соответствует твердости выглаженной поверхности (без нагрева), содержащей лишь 4 % об. аустенита. Твердость аустенита, образовавшегося из мартенсита деформации в результате α′→γ-превращения при нагреве до 650 и 700 °С, составляет соответственно HV0,025 = = 350 и HV0,025 = 300, что в 2–2,3 раза больше твердости аустенита исходной закаленной стали (HV0,025 = 150). Это обусловлено высокой дисперсностью (субмикро- и нанокристаллическим состоянием) и стабильностью аустенита, формирующегося в метастабильных аустенитных сталях за счет проведения деформационного γ→α′-превращения и обратного α′→γ-превращения мартенсита деформации при нагреве [3, 18, 19].

Из рис. 4, *в* следует, что при повышении температуры отпуска до 400 °С, когда в поверхностном слое выглаженной детали отсутствуют фазовые превращения (см. рис. 4, *б*), уровень сжимающих напряжений на поверхности изменяется относительно мало, оставаясь в пределах σ = –380...–450 МПа. Старение мартенсита деформации при 450...500 °С и формирование высокопрочных аустенитно-мартенситных структур при 550...600 °С в поверхностном слое выглаженной детали сопровождаются ростом благоприятных сжимающих напряжений до уровня σ = = –550...–650 МПа. При температурах отпуска 650...700 °С, вызывающих разупрочнение выглаженной детали (см. рис. 4, *а*), уровень сжимающих напряжений снижается до σ = –400...–310 МПа (см. рис. 4, *в*).

Заключение

Обработка поверхности детали из аустенитной стали AISI 304, включающая чистовое точение и алмазное выглаживание специальным инструментом с УДС на токарно-фрезерном центре, обеспечивает достижение нанометрового диапазона параметра шероховатости *Ra* = 0,05 мкм (~ 50 нм).

При этом формируется упрочненный поверхностный слой глубиной не менее 400 мкм с микротвердостью на поверхности детали HV0,025 = 450 (при исходной микротвердости закаленной стали HV0,025 = = 150), повышенными уровнями контактного модуля упругости, стойкости к упругой деформации и сопротивления пластической деформации. Упрочнение обусловлено формированием в процессе выглаживания фрагментированной структуры α′-мартенсита деформации с размерами кристаллитов до 100...500 нм и наличием плотных скоплений дислокаций. Количество мартенсита деформации, возникающего под действием выглаживания в поверхностном слое детали толщиной 100 мкм, превышает 90 % об.

Выглаживание переводит растягивающие напряжения, возникающие на поверхности детали при чистовом точении, в сжимающие и стабилизирует сформированное чистовым точением неоднородное напряженное состояние поверхностного слоя детали из аустенитной стали.

Сформированный выглаживанием на поверхности детали упрочненный слой характеризуется высокой теплостойкостью: его твердость не снижается при 2 ч нагреве до 600 °С. Старением мартенсита деформации при температурах 450...500 °С достигается дополнительное упрочнение выглаженной поверхности аустенитной стали на 200 ед. HV, а также рост контактного модуля упругости и сопротивления поверхности упругим и пластическим деформациям. Нагрев при 450...600 °С приводит также к дополнительному увеличению уровня сжимающих напряжений на выглаженной поверхности.

Полученные результаты открывают перспективы повышения прочностных свойств метастабильных аустенитных сталей развитием технологий выглаживания поверхностей высокоточных деталей при многоцелевой обработке и проведением комбинированных деформационно-термических обработок.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Гольдштейн М.И., Литвинов В.С., Бронфин Б.М.** Металлофизика высокопрочных сплавов. М.: Металлургия, 1986. 312 с.

2. **Тушинский Л.И.** Теория и технология упрочнения металлических сплавов. Новосибирск: Наука, сиб. отд-ние, 1990. 306 с.

3. **Салищев Г.А., Зарипова Р.Г., Закирова А.А.** Структура и механические свойства нержавеющих сталей, подвергнутых интенсивной пластической деформации // Металловедение и термическая обработка металлов. 2006. № 2. С. 27–32.

4. **Liu G., Lu J., Lu K.** Surface nanocrystallization of 316L stainless steel induced by ultrasonic shot peening // Materials Science and Engineering: A. 2000. Vol. 286. P. 91–95.

5. **Tensile properties** of a nanocrystalline 316L austenitic stainless steel / X.H. Chen, J. Lu, L. Lu, K. Lu // Scripta Materialia. 2005. Vol. 52. P. 1039–1044.

6. **Fatigue life improvement** through surface nanostructuring of stainless steel by means of surface mechanical attrition treatment / T. Roland, D. Retraint, K. Lu, J. Lu // Scripta Materialia. 2006. Vol. 54. P. 1949–1954.

7. **Enhanced mechanical behavior** of a nanocrystallised stainless steel and its thermal stability / T. Roland, D. Retraint, K. Lu, J. Lu // Materials Science and Engineering: A. 2007. Vol. 445–446. P. 281–288.

8. **Wang X.Y., Li D.Y.** Mechanical, electrochemical and tribological properties of nano-crystalline surface of 304 stainless steel // Wear. 2003. Vol. 255. P. 836–845.

9. **Effect of structure evolution** induced by ultrasonic peening on the corrosion behavior of AISI-321 stainless steel / B.N. Mordyuk, G.I. Prokopenko, M.A. Vasylyev, M.O. Iefimov // Materials Science and Engineering: A. 2007. Vol. 458. P. 253–261.

10. **Wang T., Yu J., Dong B.** Surface nanocrystallization induced by shot peening and its effect on corrosion resistance of 1Cr18Ni9Ti

stainless steel // Surface & Coatings Technology. 2006. Vol. 200. P. 4777–4781.

11. **Бараз В.Р., Картак Б.Р., Минеева О.Н.** Особенности фрикционного упрочнения аустенитной стали с нестабильной фазой // Металловедение и термическая обработка металлов. 2010. № 10. С. 20–22.

12. **Смирнов О.М., Алексеева Л.Е., Глезер А.М.** и др. Влияние ультразвуковой обработки на внутреннее напряженное состояние и фазовый состав трип-стали // Деформация и разрушение материалов. 2007. № 4. С. 43–44.

13. **Михайлюк А.И., Житару Р.П.** Эволюция субструктуры электроискровых покрытий в процессе поверхностной пластической деформации // Деформация и разрушение материалов. 2009. № 1. С. 39–43.

14. **Characterization of the phase transformation** in a nanostructured surface layer of 304 stainless steel induced by high-energy shot peening / Z. Ni, X. Wang, J. Wang, E. Wu // Physica: B. 2003. Vol. 334. P. 221–228.

15. **Chen A.Y., Ruan H.H., Wang J.** et al. The influence of strain rate on the microstructure transition of 304 stainless steel // Acta Materialia. 2011. Vol. 59. P. 3697–3709.

16. **Nikitin I., Besel M.** Correlation between residual stress and plastic strain amplitude during low cycle fatigue on mechanically surface treated austenitic stainless steel AISI 304 and ferritic-pearlitic steel SAE 1045 // Materials Science and Engineering: A. 2008. Vol. 491. P. 297–303.

17. **Rybal'chenko O.V., Dobatkin S.V., Kaputkina L.M.** et al. Strength of ultrafine-grained corrosion-resistant steels after severe plastic deformation // Materials Science and Engineering: A. 2004. Vol. 387–389. P. 244–248.

18. **Ma Y., Jin J.-E., Lee Y.-K.** A repetitive thermomechanical process to produce nano-crystalline in a metastable austenitic steel // Scripta Materialia. 2005. Vol. 52. P. 1311–1315.

19. **Johannsen D.L., Kyrolainen A., Ferreira P.J.** Influence of annealing treatment on the formation of nano/submicron grain size AISI 301 austenitic stainless steels // Metallurgical and Materials Transactions: A. 2006. Vol. 37A. P. 2325–2338.

20. **Mordyuk B.N., Prokopenko G.I.** Ultrasonic impact peening for the surface properties' management // Journal of Sound and Vibration. 2007. Vol. 308. P. 855–866.

21. **Фархшатов М.Н.** Упрочнение восстановленных деталей машин поверхностным пластическим деформированием // Упрочняющие технологии и покрытия. 2006. № 8. С. 20–23.

22. **Кузнецов В.П., Макаров А.В., Саврай Р.А.** и др. Формирование высококачественных поверхностей деталей из коррозионно-стойкой стали выглаживанием специальным инструментом с узлом динамической стабилизации на токарно-фрезерном центре // Упрочняющие технологии и покрытия. 2011. № 8. С. 3–15.

23. **Кузнецов В.П., Макаров А.В., Поздеева Н.А.** и др. Повышение прочности, теплостойкости и износостойкости деталей из цементованной стали 20Х наноструктурирующим фрикционным выглаживанием на токарно-фрезерных центрах // Упрочняющие технологии и покрытия. 2011. № 9. С. 3–13.

24. **Кузнецов В.П.** Методика определения параметров инструмента для упругого выглаживания деталей на основе моделирования нелинейной динамики процесса // Машиностроение и инженерное образование. 2009. № 3(20). С. 18–26.

25. **Кузнецов В.П.** Имитационное моделирование влияния параметров технологической системы на виброустойчивость выглаживания поверхностей деталей // Металлообработка. 2010. № 1. С. 7–16.

26. **Пат. на полезную модель 62554 РФ.** Выглаживатель / Горгоц В.Г., Кузнецов В.П., Губанов В.Ф. Опубл. в БИПМ, 2007. № 12.

27. **Makarov A.V., Savrai R.A., Pozdejeva N.A.** et al. Effect of hardening friction treatment with hard-alloy indenter on microstructure, mechanical properties, and deformation and fracture features of constructional steel under static and cyclic tension // Surface and Coatings Technology. 2010. Vol. 205. P. 841–852.

28. **Коршунов Л.Г., Макаров А.В., Черненко Н.Л.** Нанокристаллические структуры трения в сталях и сплавах, их прочностные и трибологические свойства // Развитие идей академика В.Д. Садовского. Екатеринбург, 2008. С. 218–241.

29. **Панин В.Е., Почивалов Ю.И., Моисеенко Д.Д.** и др. Трибоконтакт в парах трения как многоуровневая иерархически организованная система // Физическая мезомеханика. 2010. Т. 13. № 6. С. 27–34.

30. **Zhang H.W., Hei Z.K., Liu G.** et al. Formation of nanostructured surface layer on AISI 304 stainless steel by means of surface mechanical attrition treatment // Acta Materialia. 2003. Vol. 51. P. 1871–1881.

31. **Макаров А.В., Малыгина И.Ю., Саврай Р.А.** и др. Влияние упрочняющей фрикционной обработки и последующего отпуска на структуру, твердость и вихретоковые характеристики закаленных конструкционных сталей // Упрочняющие технологии и покрытия. 2011. № 4. С. 28–35.

32. **Thermal-induced inverse γ/α' phase transformation** in surface nanocrystallization layer of 304 stainless steel / A.Y. Chen, J.B. Zhang, H.W. Song, J. Lu // Surface & Coatings Technology. 2007. Vol. 201. P. 7462–7466.

33. **Структурные превращения,** упрочнение и износостойкость никелида титана при адгезионном и абразивном изнашивании / Л.Г. Коршунов, В.Г. Пушин, Н.Л. Черненко, В.В. Макаров // Физика металлов и металловедение. 2010. Т. 110. № 1. С. 94–105.

34. **Макаров А.В., Малыгина И.Ю., Осинцева А.Л.** Влияние лазерной обработки на структуру, износостойкость и усталостные свойства высокопрочного чугуна // Физика и химия обработки материалов. 2006. № 4. С. 46–55.

35. **Luo K.Y., Lu J.Z., Zhang Y.K.** et al. Effects of laser shock processing on mechanical properties and micro-structure of ANSI 304 austenitic stainless steel // Materials Science and Engineering: A. 2011. Vol. 528. P. 4783–4788.

36. **Oliver W.C., Pharr J.M.** An improved technique for determining hardness and elastic modulus using load and displacement sensing indentation experiments // Journal of Materials Research. 1992. Vol. 7. № 6. P. 1564–1583.

37. **Cheng Y.T., Cheng C.M.** Relationships between hardness, elastic modulus and the work of indentation // Applied Physics Letters. 1998. Vol. 73. № 5. P. 614–618.

38. **Leyland A., Matthews A.** On the significance of the H/E ratio in wear control: a nanocomposite coating approach to optimized tribological behavior // Wear. 2000. Vol. 246. P. 1–11.

39. **Фирстов С.А., Горбань В.Ф., Печковский Э.П.** Установление предельных значений твердости, упругой деформации и соответствующего напряжения материалов методом автоматического индентирования // Материаловедение. 2008. № 8. С. 15–21.

40. **Mayrhofer P.H., Mitterer C., Musil J.** Structure-property relationships in single- and dual-phase nanocrystalline hard coatings // Surface and Coatings Technology. 2003. Vol. 174–175. P. 725–731.

41. **Гойхенберг Ю.Н., Заславский А.Я., Мирзаев Д.А.** и др. Упрочнение нержавеющей стали для изготовления мембран датчиков высоких давлений // Физика металлов и металловедение. 1992. № 5. С. 118–123.

42. **Lo K.H., Shek C.H., Lai J.K.L.** Recent developments in stainless steels // Materials Science and Engineering: R. 2009. Vol. 65. P. 39–104.

УДК 621.048.6.06

Е.М. Тамаркина, О.А. Рожненко, Э.Э. Тищенко, Ю.В. Корольков
(Донской государственный технический университет)
E-mail: tehn_Rostov@mail.ru

Теоретические и экспериментальные исследования процессов обработки фасонных поверхностей деталей свободным абразивом

Исследованы процессы обработки поверхностей деталей в среде свободного абразива. Представлены результаты теоретических и экспериментальных исследований. Получены теоретико-вероятностные модели процесса единичного взаимодействия абразивных гранул с поверхностью детали, съема металла и формирования качества поверхностного слоя при обработке фасонных поверхностей свободными абразивами. Установлены закономерности формирования полей скоростей и напряжений гранулированных абразивных сред при прямом компьютерном моделировании. Разработана методика проектирования технологических процессов обработки фасонных деталей, позволяющая обеспечить минимальное время обработки за счет рационального выбора характеристик рабочей среды и режимов обработки.

Ключевые слова: *процессы обработки, фасонные детали, среда свободного абразива, съем металла с поверхности детали, качество поверхностного слоя, методика проектирования технологических процессов.*

The article deals with the surface treatment of parts in an environment free of abrasive. The results of theoretical and experimental studies. Obtained by probability-theoretic model of a single interaction of abrasive grains with the surface detail, metal removal and forming quality of the surface layer in the processing of shaped surfaces free abrasives. The regularities of formation of the velocity fields and the stress of granular abrasive media with the direct computer simulation. A method of designing technological processes fittings to allow a minimum processing time at the expense of rational choice characteristics of the working environment and processing mode.

Keywords: *processing fittings, workpiece surface, medium free of abrasive metal removal, quality of the surface layer, method of designing processes.*

Одним из способов финишной обработки деталей для их подготовки под покрытия является обработка свободным абразивом. При этом будет более полное, чем при обработке закрепленным абразивом, использование режущей способности зерен, так как происходит равномерное распределение их режущих кромок относительно обрабатываемых поверхностей, а также переориентация и перемещение в процессе обработки.

Методы обработки свободным абразивом, к которым относятся *вибрационная обработка* (ВиО), *центробежно-ротационная обработка* (ЦРО), *струйно-абразивная обработка* (САО) и многие другие, имеют достаточно широкие технологические возможности и позволяют при сравнительно простых кинематических схемах оборудования осуществлять высокопроизводительную обработку с хорошим качеством обработанной поверхности деталей сложной формы из различных материалов.

Температурный режим таких процессов достаточно низкий, так как скорости резания меньше, чем при обычном шлифовании, а зоны микрорезания обильно омываются *технологической жидкостью* (ТЖ). Это позволяет получать высокое качество обработанной поверхности без прижогов, микротрещин и нежелательных структурных изменений.

Обработке подвергаются детали из различных материалов, имеющих различное сопротивление абразивному разрушению как простой, так и сложной конфигурации; малой жесткости; имеющие внутренние полости и т.п.

Обрабатываемые поверхности деталей (как наружные, так и внутренние) относятся к фасонным, если они образованы криволинейной образующей, комбинацией прямолинейных образующих, расположенных под различными углами к оси детали, или комбинацией криволинейных и прямолинейных образующих.

Высокопроизводительная обработка фасонных поверхностей является сложной технологической задачей [1, 2]. Особые трудности вызывает обработка точных фасонных поверхностей, так как от конфигурации обрабатываемых деталей зависит доступ частиц рабочей среды к различным элементам поверхности и соответствующая интенсивность обработки. В глухих карманах, отверстиях, пазах и углублениях обработка происходит медленнее и требует более тщательного подбора размеров и форм частиц рабочей среды.

Обработка фасонных поверхностей отличается от обработки плоских и других простых поверхностей ярко выраженной нестационарностью, уровень которой оказывает существенное влияние на выбор режимов технологического процесса обработки и оборудования. Поэтому выбору технологии и оборудования должен предшествовать тщательный анализ закономерностей, свойственных процессу обработки фасонных поверхностей.

Одной из сложностей, возникающих в процессе обработки деталей сложной формы, является обработка отверстий и внутренних поверхностей.

Обработка внутренних поверхностей деталей свободными абразивными частицами может осуществляться следующими способами:

1. Отверстие обрабатывается воздушно-абразивной или воздушно-жидкостно-абразивной струей. Для этого в обрабатываемое отверстие вводится струйный аппарат с щелевидным соплом, расположенным веером.

2. Возможно использование для зачистки отверстий таких известных процессов, как дробеструйный, гидропескоструйный, гидрокавитационный, гидрокавитационно-абразивный, пескоструйный, дробеметный, пневмодробеструйный, пневмошариковый, пневмопластмошариковый.

3. В полость детали подают абразивный материал и воздействуют на него направленными с противоположных сторон спиралевидными потоками энергоносителя. При этом интенсивность потоков энергоносителя изменяют синфазно.

4. В полость детали помещают гранулы между двумя уплотнителями, посредством которых рабочую среду сжимают. После этого ей сообщают возвратно-поступательные перемещения вдоль обрабатываемой детали. Кроме того, среде могут сообщаться круговые колебания и ударные импульсы.

5. Через каналы в детали прокачивают под давлением 1,5...15 МПа суспензию.

6. В полость детали загружают абразивные частицы, которые подаются на обрабатываемые поверхности детали с помощью специального инструмента, закрепленного на конце вращающегося вала. Инструмент содержит помимо периферийных лопаток, параллельных оси вращения, торцовые лопатки, наружные кромки которых образуют с периферийными тупой угол. При вращении периферийные лопатки собирают абразивные частицы, лежащие на дне обрабатываемой полости, и отбрасывают их к верхней части полости. Отразившиеся от этой части частицы падают частично на торцовые лопатки, которые направляют их на боковые стенки.

7. При САО внутренних поверхностей деталей для увеличения тангенциальной составляющей скорости движения струи (с целью повышения производительности процесса) разработана технологическая схема на основе вихревого закручивания потока суспензии.

8. Отверстие заполняется жидкостью, которая имеет свойство твердеть в магнитном поле, воздействуют на нее магнитным полем до затвердевания и отводят вместе со стружкой к сборнику стружки, где воздействие физического поля прекращается.

9. При магнитоабразивной обработке отверстий индуктор вводят в обрабатываемое отверстие с зазором, который заполняется ферро-абразивным порошком, и приводят во вращение вокруг своей оси и в планетарное движение. Кроме того, индуктору придают осевое колебательное движение.

10. Для обработки внутренних поверхностей деталей используется ВиО, когда абразивные частицы совершают колебательное движение в вибрирующем резервуаре.

11. При ЦРО отверстий абразивные частицы совершают спиралевидное движение, вовлеченные в тороидально-винтовой поток, создаваемый вращающимся вокруг вертикальной оси дном рабочей камеры.

Анализ исследований процессов ВиО и ЦРО в среде абразива [1] показал, что многочисленные результаты недостаточно полно описывают происходящие процессы при обработке фасонных поверхностей деталей в среде свободного абразива. Большим препятствием при проектировании и внедрении технологических процессов для данных методов обработки является недостаточная изученность особенностей взаимодействия гибкой гранулированной абразивной среды с поверхностью деталей сложной конфигурации.

Проведены теоретические исследования обработки фасонных поверхностей свободным абразивом. При расчете съема металла в гранулированных рабочих средах очень важное значение имеет учет вероятности покрытия каждой точки поверхности детали пятном контакта с абразивной гранулой.

Получены аналитические зависимости для определения вероятности покрытия обрабатываемой поверхности пятнами контакта при обработке для наиболее распространенных поверхностей, таких как плоская, цилиндрическая и коническая.

Оценка вероятности производится по зависимости

$$P_1 = \frac{\pi ab}{S_{\text{кв.уп}}}, \qquad (1)$$

где a и b – соответственно большая и малая полуоси эллипсов контакта;

$S_{\text{кв.уп}}$ – площадь квадрата упаковки.

Для плоской поверхности упаковку шаров принимаем по квадрату со стороной d, равной диаметру шара, тогда вероятность P_1 и площадь единичной упаковки определяются по формулам:

$$P_{1\text{плоск}} = \frac{\pi\alpha b}{d^2};\ S_{\text{е.у.плоск}} = d^2. \qquad (2)$$

Для цилиндрической поверхности диаметром D вероятность и площадь единичной упаковки равны:

$$P_{1\text{цил}} = (\pi ab) / [dD\arcsin(d/(d+D))],$$
$$S_{\text{в.у.ср.цил}} = dD\arcsin(d/(D+d)). \qquad (3)$$

При определении вероятности P_1 и площади единичной упаковки для участка конической поверхности, ограниченного диаметрами минимальным $D_{\min}$ и максимальным $D_{\max}$, принимается допущение

$$D_{\text{ср}} = \frac{D_{\min} + D_{\max}}{2},$$

откуда:

$$P_{1\text{цил}} = (\pi ab) / [dD_{\text{ср}}\arcsin(d/(d+D_{\text{ср}}))],$$
$$S_{\text{в.у.ср.кон}} = dD\arcsin(d/(D_{\text{ср}}+d)). \qquad (4)$$

Для сравнительной оценки влияния формы поверхности на процесс обработки воспользуемся коэффициентом формы $k_ф$, который определяется как отношение вероятности покрытия каждой точки плоской поверхности к вероятности покрытия каждой точки криволинейной поверхности пятном контакта:

$$k_ф = \frac{P_{1плоск}}{P_{1крив}}. \quad (5)$$

С учетом влияния формы обрабатываемых фасонных поверхностей и их расположения установлена зависимость для расчета съема металла с поверхности детали:

$$Q = k_ф k_{расп} P_1 P_2 \omega t q \frac{S_{дет}}{d^2}, \text{ при } S_{дет} > d^2;$$

$$Q' = k_ф k_{расп} P_1' P_2 \omega t q, \text{ при } S_{дет} < d^2, \quad (6)$$

где $k_{расп}$ – коэффициент, учитывающий влияние расположения фасонных поверхностей;

P_2 – вероятность события, заключающегося в том, что взаимодействие абразивной частицы с поверхностью детали приведет к микрорезанию;

ω – частота воздействия;

t – время обработки;

q – съем металла при единичном взаимодействии.

Определен установившийся параметр шероховатости поверхности:

$$Ra = 0{,}09 k_ф k_{расп} \sqrt{\frac{h_{max}}{L_{ед} z_0}}, \quad (7)$$

где h_{max} – максимальная глубина внедрения частицы среды;

$L_{ед}$ – единичная длина;

z_0 – число зерен над единицей поверхности связки.

Также получены зависимости для определения времени обработки, затрачиваемого на:

– удаление дефектного слоя

$$t_{\Delta L} = \frac{16 R^4 \Delta L}{\pi a b P_2 \omega V k_ф k_{расп}}, \quad (8)$$

где ΔL – толщина дефектного слоя;

R – характерный размер абразивной гранулы;

V – объем металла, удаленный при единичном взаимодействии;

– достижение установившейся шероховатости

$$t_{Ra_{уст}} = \frac{4 k_{пр} Rz_{исх} R^2}{P_1 P_2 \omega V k_ф k_{расп}}, \quad (9)$$

где $k_{пр}$ – коэффициент, учитывающий вид профиля шероховатости до обработки;

$Rz_{исх}$ – исходная шероховатость поверхности;

– изменение шероховатости поверхности от исходного до заданного значения

$$t = -(1 / k_и k_ф k_{расп}) \ln(Ra_з - Ra_{уст}) / (Ra_и - Ra_{уст}), \quad (10)$$

где $k_и$ – коэффициент интенсивности изменения шероховатости;

$Ra_з$, $Ra_и$, $Ra_{уст}$ – параметры соответственно заданной, исходной и установившейся шероховатости поверхности.

Для более тщательного изучения сущности процессов, происходящих при обработке фасонных деталей в гранулированных рабочих средах с использованием современных методов прямого компьютерного моделирования, проведены комплексные исследования динамики сложного пространственного движения абразивных гранул, детали и контейнера.

Для этого применяли инструментальное программное средство GranMos, использующее метод "мягких частиц" [3]. **Цель** компьютерного **моделирования** – исследование динамики объемов гранул сферической формы, ограниченных поверхностями; визуальное наблюдение потоков среды, дающее представление о протекающем процессе.

Проведен значительный комплекс экспериментальных исследований процесса обработки фасонных поверхностей в среде свободного абразива. Для образцов использовали материалы, применяемые в общем машиностроении и авиастроении, такие как сталь 45 и алюминиевый сплав Д16Т.

Эксперименты проводили на станках: для ВиО – УВГ4х10; для ЦРО – ЦРС-10. Для определения коэффициентов расположения элементов поверхностей производили обработку с незакрепленными приспособлениями типа "стакан", на которых были закреплены образцы, на внутренних и внешних сторонах приспособления с разной глубиной расположения от верхней кромки. Для определения влияния формы детали осуществляли обработку цилиндрических и плоских образцов с экранированием всех поверхностей, кроме исследуемой.

Образцы обрабатывали в абразивных средах различной зернистости 10...25 (фарфоровые шары; призмы трехгранные абразивные ПТ 15×15; конуса абразивные на полимерной и керамической связках).

Для комплексной проверки адекватности теоретических моделей произведено сравнение результатов теоретических и экспериментальных исследований (рис. 1, 2).

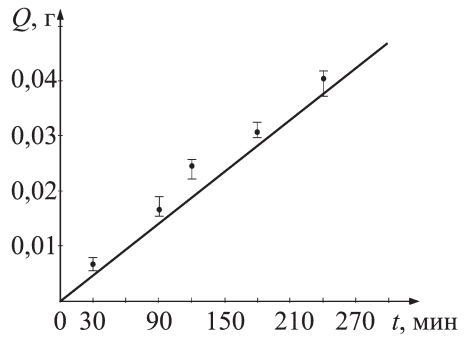


Рис. 1. Сравнение теоретических и экспериментальных зависимостей для определения съема металла с плоской поверхности при ВиО (*A* = 2,5 мм)

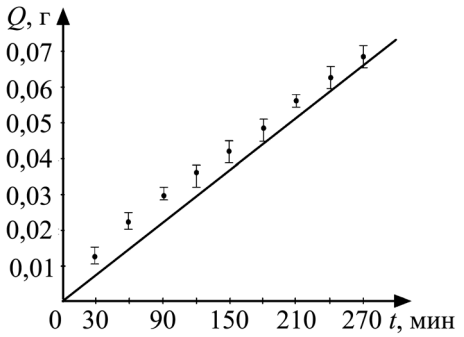


Рис. 2. Сравнение теоретических и экспериментальных зависимостей для определения съема металла с цилиндрической поверхности при ВиО (A = 4 мм)

Теоретическая зависимость определения съема металла от формы обрабатываемой поверхности построена с помощью программы Mathcad и показана сплошной линией. Точками показаны результаты экспериментальных исследований.

Также построены зависимости для определения съема металла от размера абразивных гранул и расположения образцов при различных видах абразивной обработки (рис. 3, 4).

По результатам проведенных исследований можно сделать следующие выводы:

– съем металла при ВиО с внешних образцов в 2,8–4,6 раза выше, чем с образцов, расположенных во внутренней верхней части приспособления, и в 4–10 раз больше, чем в нижней части;

– с увеличением амплитуды колебаний съем металла со всех образцов возрастает;

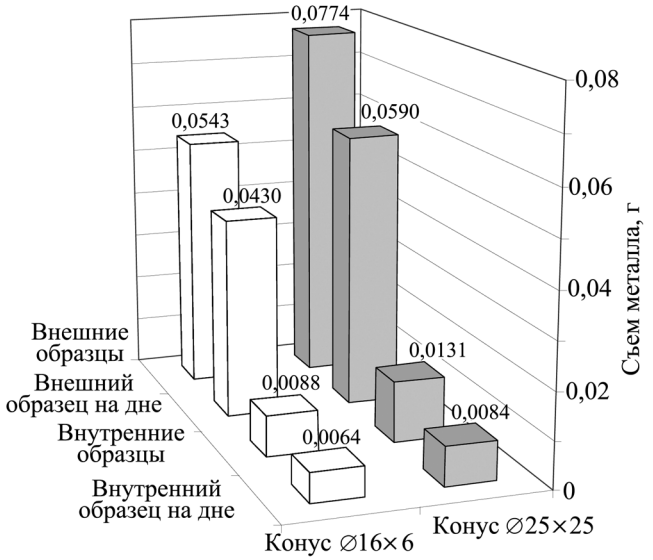


Рис. 3. Изменение съема металла в приспособлении типа "стакан" ∅ 60 мм в зависимости от размера абразивных гранул и расположения образцов при ВиО (f = 27,85 Гц; $V_{загр}$ = 6 дм^3; A = 4 мм; t = 240 мин)

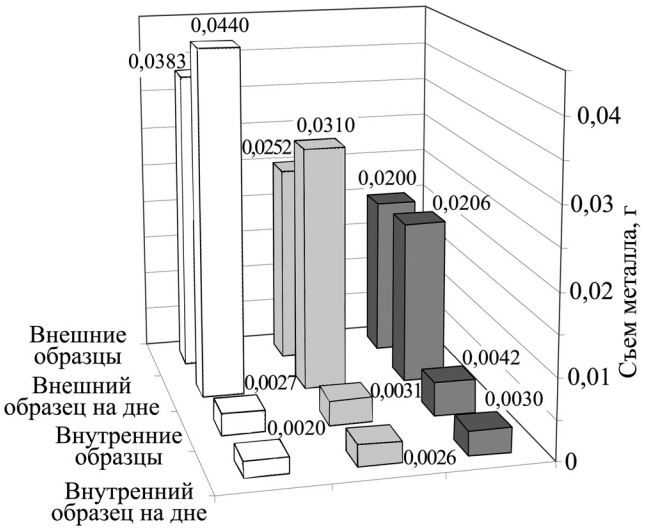


Рис. 4. Изменение съема металла в зависимости от размера абразивных гранул и расположения образцов при ЦРО (ω = = 5,25 Гц; $V_{загр}$ = 3 дм^3; t = 75 мин; абразив: – конуса 16×16; – 25×25, зернистостью 8; – призмы ПТ 15×15, зернистостью 12)

– интенсивность съема металла в абразивной среде – конуса 25×25 выше в 1,3–1,5 раза, чем в конусах 16×16;

– интенсивность ЦРО на внешних образцах значительно выше (в 6–16 раз), чем на внутренних и обработка абразивными гранулами большей зернистости наиболее производительна;

– обработка цилиндрической поверхности происходит интенсивнее (на 25 %), чем обработка плоской поверхности;

– форма деталей не оказывает существенного влияния на изменение шероховатости поверхности.

Расхождение результатов теоретических расчетов и экспериментальных исследований не превышает 20 %.

Также была произведена серия экспериментальных исследований по определению основных закономерностей интенсивности процесса обработки различно расположенных поверхностей фасонных деталей методом прямого компьютерного моделирования с использованием программного комплекса GranMos, основанного на представлении гранулированной среды дискретными частицами сферической формы различных размеров и контактных свойств. Поверхность, ограничивающая резервуар со средой, моделируется совокупностью линейных сплайнов, движущихся в соответствии с заданной кинематикой.

В GranMos производили моделирование динамики рабочей среды в контейнере. Результатом моделирования является определение на любом интервале времени значений нормальных и касательных напряжений, возникающих при воздействии рабочей среды на стенки обрабатываемой детали, полей скоростей, траекторий движения отдельно выбранной абразивной гранулы и т.д.

Контур проектируемой детали соответствует образцу, применяемому при обработке. Закон движения контейнера с деталью отвечал режимам работы реального технологического оборудования: амплитуда вертикальных колебаний A = 4 мм, частота f = 27,85 Гц.

Установлен характер движения абразивных гранул во внутренних полостях различной формы.

Применение компьютерного моделирования при технологическом проектировании позволяет решить вопрос о целесообразности использования методов обработки свободными абразивами для конкретной конфигурации фасонной детали. Результаты моделирования позволяют установить диапазон значений коэффициентов, учитывающих расположения фасонных поверхностей для конкретных деталей.

Результаты экспериментов подтвердили адекватность теоретических моделей съема металла с поверхности обрабатываемых деталей и формирования профиля шероховатости поверхности с учетом комплексного влияния формы обрабатываемой поверхности и ее расположения на детали.

По результатам проведенных исследований разработаны технологические рекомендации по выбору рациональных режимов обработки с использованием прямого компьютерного моделирования процесса.

Созданы банки данных коэффициентов формы и расположения при обработке фасонных поверхностей детали, полученные как в результате проведения экспериментальных исследований, так и методами прямого компьютерного моделирования.

Разработана методика проектирования технологических процессов обработки фасонных деталей.

Разработку технологического процесса обработки деталей сложной формы можно представить в следующем виде:

1. Выбор зернистости абразивных гранул производится в зависимости от решаемой технологической задачи и от материала детали.

2. Выбор размера абразивных гранул. Для обработки конических и плоских участков размер гранул рекомендуется применять до диаметра 25...30 мм, что позволяет увеличить интенсивность обработки. Для обработки глухих карманов, отверстий, пазов и углублений рекомендуется уменьшать размер гранул в соответствии с размерами обрабатываемых поверхностей.

3. Расчет среднего арифметического отклонения шероховатости поверхности и съема металла в местах, где условия обработки наихудшие, производится по разработанным теоретическим зависимостям. При расчетах варьируют зернистостью абразивных гранул, в зависимости от формы обрабатываемой детали – коэффициентом формы и коэффициентом расположения.

По результатам расчетов производят корректировку выбранных режимов обработки. Параллельно осуществляют расчет съема металла и скругления острых кромок с поверхностей, интенсивность обработки которых максимальна. При этом наибольшая величина режимов обработки ограничивается допустимым изменением размеров и формы этих поверхностей. Затем вновь рассчитывают параметры качества обработанной поверхности и так до тех пор, пока все заданные характеристики не будут располагаться в требуемых пределах.

4. Из нескольких возможных вариантов технологического процесса выбирается тот, который обеспечивает наименьшее время обработки.

Выводы

1. Разработаны уточненные теоретические модели съема металла и формирования качества поверхностного слоя при обработке фасонных поверхностей свободными абразивами, позволяющие учесть влияние расположения обрабатываемой поверхности и ее форму.

2. Получены теоретико-вероятностные модели процесса единичного взаимодействия абразивных гранул с поверхностью детали, позволяющие учесть влияние формы обрабатываемой поверхности на вероятность покрытия каждой точки поверхности пятном контакта.

3. В результате проведения комплексных экспериментальных исследований подтверждена адекватность предложенных моделей съема металла при обработке свободным абразивом. Разница между экспериментальными и теоретическими данными не превышает 20 %.

4. Установлены закономерности формирования полей скоростей и напряжений гранулированных абразивных сред при прямом компьютерном моделировании обработки наружных и внутренних фасонных поверхностей, с учетом размеров деталей, частиц среды и технологических параметров обработки, что позволило судить о целесообразности обработки и прогнозировать ее интенсивность.

5. С использованием прямого компьютерного моделирования процесса обработки выработаны рекомендации по выбору рациональных режимов обработки при решении различных технологических задач.

6. Создан банк коэффициентов, позволяющих учесть влияние формы и размеров элементов фасонных поверхностей на производительность и качество обработки при технологическом проектировании.

7. Разработана методика проектирования технологических процессов обработки фасонных деталей, позволяющая обеспечить минимальное время обработки за счет рационального выбора характеристик рабочей среды и режимов обработки.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Тамаркин М.А.** Теоретические основы оптимизации процессов обработки деталей свободными абразивами: дис. ... д-ра техн. наук. Ростов-н/Д, 1995.

2. **Копылов Ю.Р.** Виброударное упрочнение. Воронеж: ВИМВД, 1999.

3. **Шевцов С.Н.** Компьютерное моделирование динамики гранулированных сред в вибрационных машинах. Ростов-н/Д, 2001.

УДК 621.9.014.1:621.7.029

В.П. Табаков, М.Ю. Смирнов, М.А. Осипов
(Ульяновский государственный технический университет)
E-mail: vpt@ulstu.ru

Повышение работоспособности отрезных резцов путем разработки многослойных покрытий

Исследовано влияние износостойких многослойных покрытий TiAlN–TiAlCrN и TiAlN–TiAlSiN на тепловое и напряженное состояния и интенсивность износа отрезных токарных резцов.
Ключевые слова: *отрезной инструмент, многослойные ионно-плазменные покрытия, распределение тепла, напряжение, интенсивность износа.*

Influence of PVD multilayer nitrid coatings TiAlN–TiAlCrN and TiAlN–TiAlSiN on thermal and stress state and wear rate of the carbide cutoff tool is investigated.
Keywords: *carbide cutoff tool, PVD multilayer coatings, thermal and stress state, tool wear rate.*

Отрезка является распространенной операцией в технологических процессах изготовления деталей машин. Отрезные инструменты работают в особо тяжелых условиях, которые связаны с недостаточной жесткостью режущей части инструмента; переменными значениями скорости резания, вызывающими колебания температуры резания и приводящими к тепловому напряжению режущего клина и повышению интенсивности его хрупкого разрушения; трением стружки со стенками прорезаемой канавки, затрудняющим ее удаление из зоны резания, а также со стружкообразованием, происходящим в стесненных условиях. Все это вызывает необходимость разработки путей повышения работоспособности отрезного инструмента.

Цель работы – разработка многослойных покрытий для повышения работоспособности отрезных токарных резцов.

Исследовали многослойные покрытия TiAlN–TiAlCrN и TiAlN–TiAlSiN, которые наносили на отрезные неперетачиваемые твердосплавные пластины H13A фирмы Sandvic Coromant. Общую толщину многослойных покрытий варьировали в пределах 4...7 мкм, а толщину отдельных слоев – 1,5...5,5 мкм в зависимости от общей толщины покрытия.

Микротвердость покрытий H_μ измеряли на микротвердомере "Mitutoyo HM-122" с использованием пирамиды Кнуппа при нагрузке 1 Н [1]. Прочность сцепления покрытия с инструментальной основой оценивали по коэффициенту отслоения K_o (снижение коэффициента свидетельствовало о повышении прочности), который определяли методом вдавливания алмазного конического индентора (конус Роквелла) с использованием твердомера ТК-2М при нагрузке 1000 Н [1]. Для нахождения модуля Юнга E износостойких покрытий использовали методику [2], а критического коэффициента интенсивности напряжений K_{1c} – методику [3].

Интенсивность износа отрезных токарных резцов рассчитывали по формуле:

$$J = \frac{h_з}{t\mathrm{v}} \cdot 10^{-3},$$

где $h_з$ – величина фаски износа по задней поверхности, мм;

t – время работы резца до момента фиксирования величины $h_з$, мин;

v – скорость резания, м/мин.

Проведенные исследования теплового и напряженного состояний отрезных токарных резцов с однослойными покрытиями различного состава [4] показали, что влияние покрытий на контактные характеристики, распределение полей температур и напряжений в режущем клине, эквивалентные напряжения и напряжения, возникающие в покрытиях в процессе резания при отрезке заготовок и при непрерывном продольном точении аналогично.

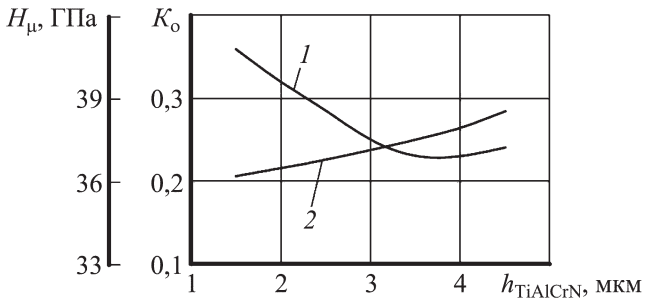


Рис. 1. Влияние толщины верхнего слоя TiAlCrN на микротвердость (*1*) и коэффициент отслоения (*2*) покрытия TiAlN–TiAlCrN (общая толщина 6 мкм)

Наилучшие тепловое и напряженное состояния режущего клина инструмента обеспечивают трехэлементные покрытия в сравнении с двух- и одноэлементными. Для них также характерны наименьшие эквивалентные напряжения, действующие на передней поверхности отрезного резца, и наибольшие сжимающие нормальные напряжения, возникающие в самих покрытиях в процессе резания [4].

Исходя из этого, а также принимая во внимание принцип формирования многослойных покрытий режущего инструмента, работающего в условиях непрерывного резания [5], были предложены конструкции многослойных покрытий

TiAlN–TiAlCrN, TiAlN–TiAlSiN.

Для определения рациональной конструкции многослойных покрытий исследовали влияние их конструкции (общей толщины многослойного покрытия и толщин отдельных слоев) на механические свойства и интенсивность износа отрезных резцов.

Установлено, что увеличение общей толщины многослойного покрытия TiAlN–TiAlCrN ведет к незначительному повышению микротвердости. Так, при изменении общей толщины покрытия с 4 до 7 мкм микротвердость возрастает на 6,7 %.

Наибольшее влияние на изменение микротвердости оказывает толщина верхнего слоя, с ростом которой увеличивается H_μ (рис. 1). При этом степень влияния толщины верхнего слоя многослойного покрытия на микротвердость увеличивается с повышением общей толщины покрытия. Так, при общей толщине покрытия, равной 4 и 5 мкм, увеличение толщины верхнего слоя практически не сказывается на микротвердости, а для многослойных покрытий общей толщиной 7 мкм она повышается на 11 %.

Такое изменение микротвердости при увеличении общей толщины многослойного покрытия может быть связано со взаимным влиянием слоев покрытия. При малых значениях общей толщины многослойного покрытия на H_μ оказывает влияние нижний слой, который имеет меньшую микротвердость, чем верхний. С увеличением общей толщины влияние нижнего слоя уменьшается и микротвердость возрастает как с увеличением толщины верхнего слоя, так и общей толщины многослойного покрытия.

Для многослойного покрытия TiAlN–TiAlSiN имеют место аналогичные изменения микротвердости от толщины верхнего слоя, а ее величина выше в сравнении с покрытием TiAlN–TiAlCrN на 16,4 %.

Микротвердость многослойных покрытий в сравнении с однослойными покрытиями TiN выше в 1,52–1,75 раза, с TiAlN в 1,2–1,42 раза, TiAlSiN и TiAlCrN – на 10–15 % (таблица).

Микротвердость многослойных покрытий определяется свойствами верхнего слоя покрытия (см. таблицу). Изменение расположения слоев в многослойном покрытии снижает микротвердость на 19–23 % в зависимости от конструкции покрытия.

Основное влияние на прочность сцепления многослойного покрытия с инструментальной основой оказывает нижний слой покрытия. Как видно из рис. 1, с уменьшением толщины данного слоя коэффициент отслоения K_o уменьшается, что свидетельствует о повышении прочности сцепления. При этом общая толщина многослойного покрытия также оказывает влияние на характер зависимости коэффициента отслоения K_o от толщины нижнего слоя.

Механические свойства износостойких покрытий

Покрытие	Микротвердость H_μ, ГПа	Коэффициент отслоения покрытия K_o	Модуль Юнга E, ГПа	Коэффициент интенсивности напряжений K_{1c}, МПа·м$^{1/2}$
TiN	24,2	1,1	307	3,39
TiAlN	30,5	0,91	369	4,07
TiAlCrN	34,6	1,22	403	4,06
TiAlN–TiAlCrN	39,2	0,38	423,7	4,57
TiAlN–TiAlSiN	40,6	0,29	463,9	5,57
TiAlCrN–TiAlN	29,3	0,76	398,2	4,29
TiAlSiN–TiAlN	31,7	0,82	392,2	4,32

При общей толщине многослойного покрытия 4...5 мкм с уменьшением толщины нижнего слоя коэффициент отслоения K_o снижается и его значение стабилизируется при толщине нижнего слоя 1,5...2 мкм. Для многослойных покрытий толщиной 6...7 мкм на данной зависимости наблюдается экстремум с минимумом коэффициента K_o при толщине нижнего слоя 2...2,5 мкм для покрытия общей толщиной 6 мкм (см. рис. 1) и 2,5...3 мкм для покрытия общей толщиной 7 мкм. Повышение общей толщины многослойного покрытия с 4 до 7 мкм ведет к снижению прочности сцепления на 28,5 %.

Многослойные покрытия имеют более высокую прочность сцепления с инструментальной основой в сравнении с однослойными покрытиями. Коэффициент отслоения K_o для них в 5,2–6,4 раза ниже в сравнении с однослойным покрытием TiN, в 4,3–5,3 раза ниже в сравнении с TiAlN и в 4,7–5,8 раза ниже в сравнении с TiAlCrN в зависимости от конструкции покрытия. Большую прочность сцепления с инструментальной основой имеют покрытия TiAlN–TiAlSiN, чем покрытия TiAlN–TiAlCrN.

Изменение расположения слоев в многослойном покрытии приводит к повышению коэффициента отслоения K_o, что свидетельствует о снижении прочности сцепления. Как видно из таблицы, изменение расположения слоев привело в повышению коэффициента отслоения K_o в 3,6–4,8 раза в зависимости от конструкции покрытия. Полученные данные подтверждают положение о том, что прочность сцепления многослойного покрытия определяется составом и свойствами нижнего слоя.

Результаты исследований модуля Юнга E и коэффициента интенсивности напряжений K_{1c} показали, что многослойные покрытия имеют бо́льшие значения данных параметров в сравнении с однослойными покрытиями. Модуль Юнга E данных покрытий выше в сравнении с TiN в 1,38–1,5 раза, с TiAlN – в 1,15–1,26 раза и на 5–15 % в сравнении с TiAlCrN в зависимости от конструкции покрытия.

Коэффициент интенсивности напряжений K_{1c} многослойных покрытий выше в 1,35–1,64 раза, чем у TiN и в 1,12–1,37 раза, чем у TiAlN, что свидетельствует о их более высокой трещиностойкости.

Более высокие значения модуля Юнга и коэффициента интенсивности напряжений имеют покрытия TiAlN–TiAlSiN в сравнении с покрытием TiAlN–TiAlCrN.

Модуль Юнга E и коэффициент интенсивности напряжений K_{1c}, как и микротвердость H_μ, многослойных покрытий, определяются составом и свойствами верхнего слоя покрытия. Как видно из таблицы, изменение расположения слоев в многослойном покрытии ведет к снижению модуля Юнга E и коэффициента интенсивности напряжений K_{1c} соответственно на 6–18 % и 6,1–22 % в зависимости от конструкции покрытия.

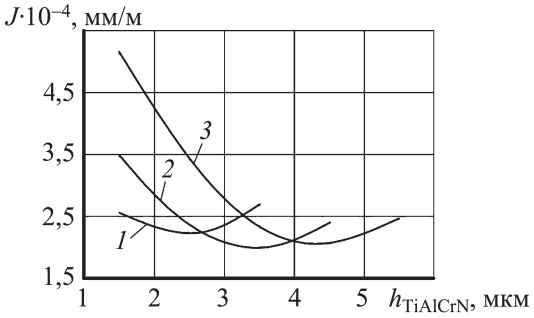


Рис. 2. Влияние толщины верхнего слоя TiAlCrN на интенсивность износа отрезных резцов с покрытием TiAlN–TiAlCrN при v = 88 м/мин; S = 0,2 мм/об; t = 4 мм и общей толщине многослойного покрытия, мкм:
1 – 5; *2* – 6; *3* – 7

Исследованиями интенсивности износа отрезных резцов при прорезке пазов в заготовках из стали 30ХГСА установлено, что минимальное значение данной величины имеет место при толщине верхнего слоя многослойного покрытия, равной 50–65 % от общей его толщины (рис. 2), и общей толщине 6...7 мкм.

Для оценки эффективности разработанных многослойных покрытий исследовали влияние износа отрезных резцов на контактные характеристики процесса резания, тепловое и напряженное состояния режущего клина инструмента. Тепловое и напряженное состояния отрезного резца при отрезке заготовок из стали 30ХГСА оценивали по методике работы [1] методом конечных элементов с использованием программной системы численного анализа ANSYS.

Для расчета температурных полей в режущем клине и на контактных площадках отрезного резца была разработана специальная методика, учитывающая стесненные условия резания, характерные для такого инструмента [4]. Необходимые для оценки теплового состояния контактные характеристики (полная длина контакта стружки с передней поверхностью, коэффициент укорочения стружки, составляющие силы резания) определяли экспериментально.

Исследованиями установлено, что применение покрытий изменяет тепловое состояние режущего клина отрезного резца. Нанесение однослойных покрытий TiN в сравнении с резцом без покрытия вызывает уменьшение контактных температур по передней и задней поверхностям инструмента, а снижение длины контакта стружки с передней поверхностью при их нанесении приводит к смещению изотерм температурного поля к задней поверхности (рис. 3).

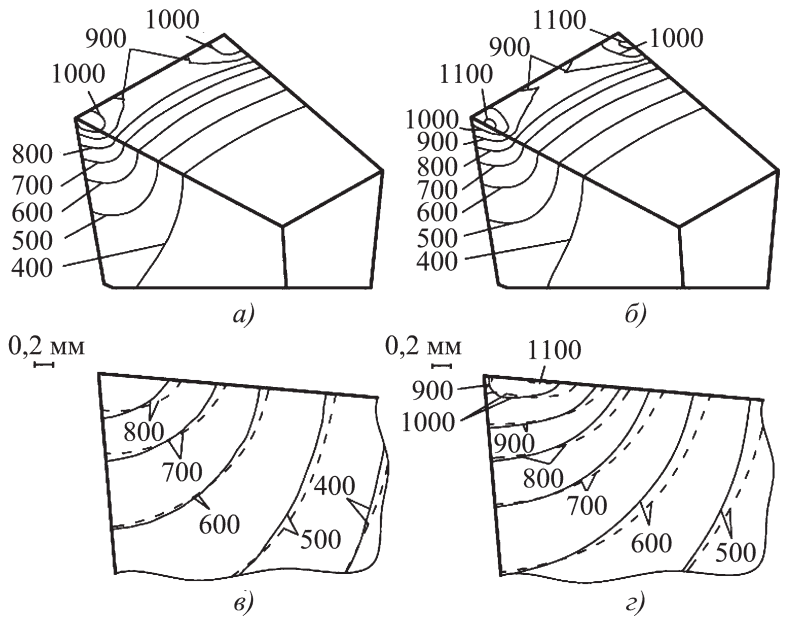


Рис. 3. Распределение температуры, °С, на контактных площадках (*а*, *б*), в режущем клине отрезного резца по середине контакта режущей кромки с заготовкой (*в*) и на уголке инструмента (*г*) при прорезке пазов в заготовках из стали 30ХГСА:
а – TiN; *б* – TiAlN–TiAlCrN; *в*, *г* – сплошная линия – TiN, штриховая – TiAlN–TiAlCrN (v = 88 м/мин; *S* = 0,2 мм/об; *t* = 4 мм)

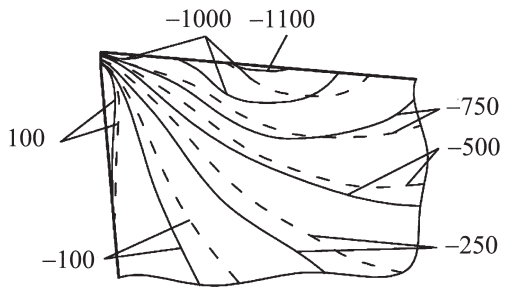


Рис. 4. Распределение напряжений в режущем клине отрезного резца при прорезке пазов в заготовках из стали 30ХГСА (сплошная линия – TiN, штриховая – TiAlN–TiAlCrN; v = 88 м/мин; *S* = 0,2 мм/об; *t* = 4 мм)

Наличие у многослойных покрытий верхнего слоя на основе трехэлементных нитридов TiAlCrN или TiAlSiN несколько повышает контактные температуры на передней и задней поверхностях отрезного резца в сравнении с резцом, имеющим покрытие TiN. Повышение длины контакта стружки с передней поверхностью при нанесении многослойных покрытий ведет к смещению изотерм температурного поля в режущем клине отрезного резца в сторону от задней поверхности и режущих кромок, а увеличение мощности теплового источника на передней поверхности, характерное для резца с данными покрытиями, способствует большему его прогреву и дополнительно смещает изотермы температурного поля от передней поверхности в инструментальную основу. Все вышесказанное снижает тепловую напряженность отрезного резца с многослойными покрытиями.

Уменьшение сил резания при нанесении покрытия TiN в сравнении с отрезным резцом без покрытия ведет к снижению напряжений в его режущем клине. Уменьшение длины контакта стружки с передней поверхностью вызывает смещение изобар напряжений к задней поверхности отрезного резца. Нанесение многослойных покрытий в сравнении с покрытием TiN уменьшает напряжения, а повышение длины контакта ведет к смещению изобар напряжений в направлении от задней поверхности и режущей кромки отрезного резца (рис. 4), тем самым улучшая его напряженное состояние.

Установлено, что увеличение фаски износа по задней поверхности ведет к изменению контактных характеристик процесса резания, повышению количества теплоты, уходящей из отрезного резца в заготовку. Это вызывает некоторое снижение температур у главной режущей кромки, сдвиг зоны максимальных температур от главной режущей кромки и смещает изотермы температурного поля в сторону задней поверхности (рис. 5, *а*).

Увеличение нормальных и касательных нагрузок на задней поверхности отрезного резца с увеличением фаски износа вызывает ухудшение напряженного состояния режущего клина инструмента (рис. 5, *б*), что проявляется в увеличении действующих в нем напряжений. Сдвиг зоны максимальных температур в сторону от режущей кромки и высокие напряжения приводят к образованию лунки износа на передней поверхности.

Смещение зоны максимальных температур на вершине отрезного резца в направлении от главной режущей кромки вдоль вспомогательной режущей кромки вызывает увеличение износа по вспомога-

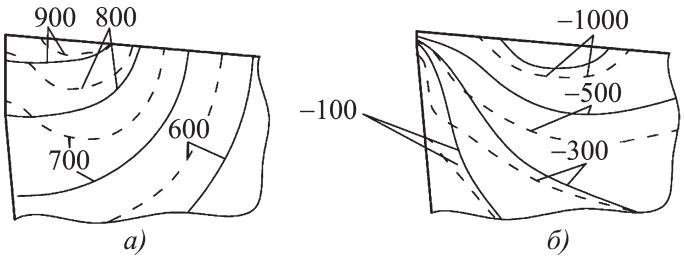


Рис. 5. Распределение температуры (*а*) и напряжений (*б*) в режущем клине отрезного резца с покрытием TiAlN–TiAlSiN (сплошная линия – $h_з$ = 0,05 мм; штриховая – $h_з$ = 0,4 мм; v = = 80 м/мин; *S* = 0,15 мм/об; *t* = 4 мм)

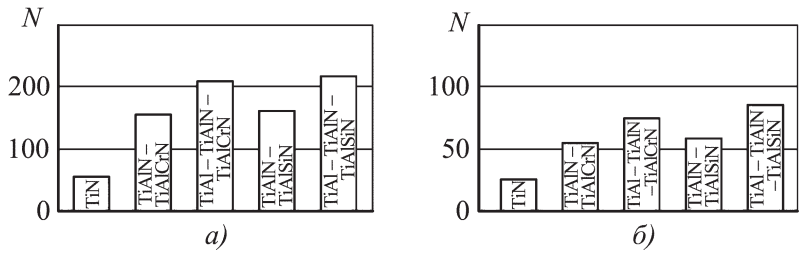


Рис. 6. Влияние многослойных покрытий на число пазов, прорезанных отрезным резцом в заготовках из стали 30ХГСА (*а*) и 12Х18Н10Т (*б*):
а – Т5К10 (v = 80 м/мин; *S* = 0,15 мм/об; *t* = 4 мм); *б* – Н13А (v = = 40 м/мин; *S* = 0,05 мм/об; *t* = 4 мм)

тельной задней поверхности и в дальнейшем приводит к катастрофическому износу инструмента.

Одним из направлений повышения эффективности износостойких покрытий является создание между инструментальной основой и покрытием переходных адгезионных подслоев на основе чистых компонентов покрытия [1]. Принимая во внимание результаты проведенных исследований и данные работы [5], были разработаны трехслойные покрытия с адгезионными подслоями титана и алюминия TiAl–TiAlN–TiAlCrN и TiAl–TiAlN–TiAlSiN.

Установлено, что нанесение адгезионного подслоя не изменяет микротвердости многослойного покрытия, но существенно повышает прочность его сцепления с инструментальной основой. Интенсивность износа отрезных резцов с данными трехслойными покрытиями в 1,3–1,5 раза ниже в сравнении с двухслойными.

Применение разработанных двух- и трехслойных покрытий позволило повысить работоспособность отрезных резцов в 1,8–2,6 раза при прорезке пазов в заготовках из стали 30ХГСА и в 1,7–2,2 раза – из стали 12Х18Н10Т в сравнении с покрытием TiN. Максимальное повышение работоспособности отрезных резцов обеспечивает нанесение многослойных покрытий с верхним слоем TiAlSiN.

Работоспособность отрезных резцов с трехслойными покрытиями в 1,3–1,5 раза выше в сравнении с двухслойными (рис. 6). Опытно-промышленные испытания подтвердили высокую эффективность отрезных резцов с разработанными многослойными покрытиями.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Табаков В.П.** Формирование износостойких ионно-плазменных покрытий режущего инструмента. М.: Машиностроение, 2008. 311 с.

2. **Riester L., Bell T.J., Fischer-Cripps A.C.** Analysis of depth-sensing indentation tests with a Knoop indenter // Mater. Res. 2001. Vol. 16. № 6. P. 1660–1665.

3. **Майстренко А.Л., Дуб С.Н.** Прогнозирование износостойкости хрупких материалов по твердости и трещиностойкости // Заводская лаборатория. 1991. № 2. С. 52–54.

4. **Табаков В.П., Порохин С.С.** Влияние покрытий на тепловое и напряженное состояние режущего инструмента при отрезке заготовок из конструкционных сталей // Упрочняющие технологии и покрытия. 2010. № 5. С. 22–26.

5. **Табаков В.П., Чихранов А.В.** Износостойкие покрытия режущего инструмента, работающего в условиях непрерывного резания. Ульяновск: УлГТУ, 2007. 255 с.

УВАЖАЕМЫЕ ПОДПИСЧИКИ!

Научно-техническое издательство "МАШИНОСТРОЕНИЕ"

выпустило в свет полную подписку на журналы за 2007–2010 годы в электронном виде.
Стоимость одного номера составляет 100 рублей.
Полная подписка за 2007 г. выложена в открытом доступе
на нашем сайте **www.mashin.ru** бесплатно.

УДК 621.78.04

А.А. Веселовский *(МИСиС, Новотроицкий филиал)*
E-mail: a_a_ves@mail.ru

Определение толщины и микротвердости покрытий на сером чугуне при термодиффузионном насыщении

Определены толщина и микротвердость покрытий при варьировании содержаний диффузантов (V + Cr; V + Mn; Cr + Mn) в реакционной смеси.
Ключевые слова: *покрытия на сером чугуне, термодиффузионное насыщение, износостойкое покрытие.*

Measured the thickness and microhardness of the coatings by varying the contents of the diffusant (V + Cr; V + Mn; Cr + Mn) in the reaction mixture.
Keywords: *coatings on gray cast iron, thermal diffusion saturation, heavy duty coating.*

Введение

Для изучения диффузионных потоков карбидообразующих элементов при совместной диффузии из порошковой среды в серый чугун СЧ20 были проведены эксперименты по одновременному насыщению его V + Cr; V + Mn; Cr + Mn. Данные элементы являются карбидообразующими и обеспечивают высокую твердость поверхности.

Методика проведения исследований

В качестве материалов, содержащих основной диффузант, были выбраны ферросплавы, широко применяемые в металлургической промышленности для легирования выплавляемых сталей и чугунов:

1. Феррованадий марок ФВд50У0,3, ФВд50У0,5 или ФВд50У0,75 (ГОСТ 27130–94).
2. Ферромарганец ФМн88 (ГОСТ 4755–91).
3. Феррохром высокоуглеродистый ФХ800А или ФХ850А (ГОСТ 4757–91).

Инертным наполнителем являлся оксид алюминия, активатором процесса служил хлористый аммоний.

Для процесса насыщения использовали мелочь в поставляемых партиях ферросплавов, прошедшую через сито с ячейкой 5×5 мм. Такая фракция практически не применима в металлургической промышленности без предварительной подготовки, а для термодиффузионных процессов является готовым продуктом [1].

Для изучения взаимовлияния диффузионных потоков компонентов друг на друга при одновременной диффузии содержание одного из них было постоянным, а содержание второго варьировалось в интервале 1...20 % мас. (табл. 1).

Таблица 1

Состав шихты для упрочнения чугунных образцов

Номер образца	Состав шихты, % мас.				
	ФВд50У0,5	Al_2O_3	ФХ800А	ФМн88	NH_4Cl
Среда насыщения V + Cr					
1	60	39	1	–	4
2		37	3		
3		35	5		
4		33	7		
5		30	10		
6		20	20		
Среда насыщения V + Mn					
1	60	39	1	–	4
2		37	3		
3		35	5		
4		30	10		
5		20	20		
Среда насыщения Cr + Mn					
1	–	39	60	1	4
2		37		3	
3		35		5	
4		33		7	
5		30		10	
6		20		20	

Фиксирование концентрации первого компонента на уровне 60 % мас. объясняется максимальной концентрацией ферросплава в шихте, при которой, с одной стороны, обеспечивается максимальная скорость диффузии, а с другой – превышение указанного значения влечет к образованию неравномерной толщины покрытия на образцах и созданию значительных трудностей при освобождении контейнера от остатков реакционной смеси [2–4].

Насыщение осуществляли в контейнерах, изготовленных из жаростойкой стали с использованием плавких затворов. Температура процесса 1020...1050 °С, время насыщения – 5 ч.

Металлографический анализ проводили на электронном микроскопе "Epityp", микротвердость определяли на приборе ПМТ-3.

Результаты исследований

Одновременное насыщение серого чугуна СЧ20 V+Cr из порошковой среды (см. табл. 1) позволило наблюдать различные гаммы цветов на поверхности упрочненных образцов. На образцах 3 и 4 (5 и 7 % мас. ФХ800А соответственно) наблюдали пятнистость на поверхности.

Зависимость толщины сформированного покрытия при совместном упрочнении серого чугуна V+Cr из порошковой среды при температуре 1020...1050 °С в течение 5 ч от концентрации шихты представлена на рис. 1 (см. с. 3 обложки). Видно, что прибавление к шихте, содержащей 60 % мас. феррованадия ФВд50У0,3, до 3...5 % мас. феррохрома значительно уменьшает толщину сформированного слоя, так как, скорее всего, диффузионные потоки Cr и V взаимоподавляют друг друга. Согласно рис. 1 (см. с. 3 обложки), можно выделить три концентрационные по Cr зоны:

– 0...5 % мас. – доминирует диффузионный поток V;

– 5...15 % мас. – переходная зона – сила диффузионных потоков Cr и V примерно одинакова;

– более 15 % мас. – зона преобладания диффузионного потока Cr.

Это подтверждает зависимость микротвердости (рис. 2) от содержания феррохрома в шихте (содержание феррованадия при этом постоянно 60 % мас.). Как видно из рис. 2, микротвердость плавно понижается от уровня, соответствующего карбидам ванадия, до микротвердости, соответствующей карбидам хрома.

Одновременное насыщение серого чугуна Cr + Mn представляет аналогичную, рассмотренную выше для V + Cr, картину.

При фиксированной концентрации ФХ800А и переменной концентрации ФМн88 (рис. 3, см. с. 3 обложки) толщина формируемого покрытия относительно чистого хромирования уменьшается до 8...10 % мас. ферромарганца в шихте. Начиная с концентрации ФМн88 10 % мас. и выше, толщина покрытия возрастает.

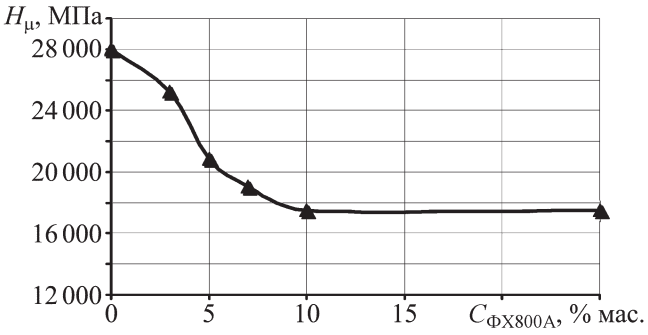


Рис. 2. Влияние концентрации феррохрома ФХ800А на микротвердость сформированного слоя

Отличная картина от предыдущих случаев наблюдается при совместном диффузионном насыщении серого чугуна V + Mn.

При содержании ферромарганца до 2,5...4 % мас. уменьшение толщины упрочненного слоя происходит вследствие конкурирования диффузионных потоков (рис. 4, см. с. 3 обложки). Увеличение содержания ФМн88 до 4...10 % мас. способствует значительному повышению толщины сформированного покрытия, причем толщина полученного слоя в 1,5–2 раза превышает толщину покрытия, полученного при насыщении серого чугуна одним Mn. Это, скорее всего, связано с высоким сродством V к C, в результате которого диффундирующий марганец не может связываться в карбиды и остается подвижным в диффузионном слое.

Дальнейшее увеличение содержания ФМн88 в шихте (свыше 10 % мас.) практически не влияет на толщину сформированного покрытия.

Это подтверждается графической интерпретацией зависимости микротвердости от содержания ферромарганца в шихте (рис. 5). Микротвердость сначала резко понижается до содержания ферромарганца 2,5...4 % мас. в шихте, а затем возрастает и при 10 % мас. достигает относительно постоянных значений.

Микроструктура ванадиево-марганцевого покрытия после 5 ч упрочнения при температуре 1020...1050 °С представлена на рис. 6.

Микрорентгеноспектральный анализ, проведенный вдоль линии сканирования (рис. 7, см. с. 4 обложки), выявил распределение химических элементов, представленных на рис. 8 (см. с. 4 обложки). Из рис. 8 (см. с. 4 обложки) видно, что сформированный диффузионный слой состоит преимущественно из Mn с некоторым количеством V, который в слое нахо-

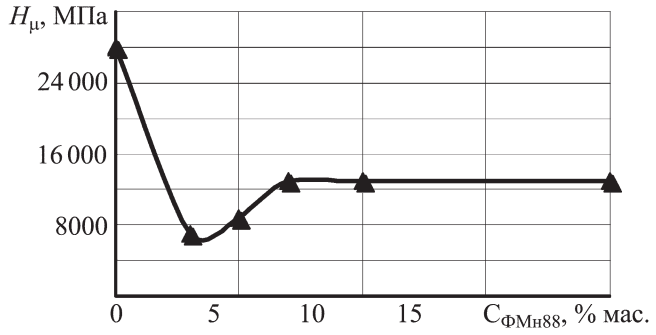


Рис. 5. Влияние концентрации ферромарганца на микротвердость ванадиево-марганцевого диффузионного покрытия

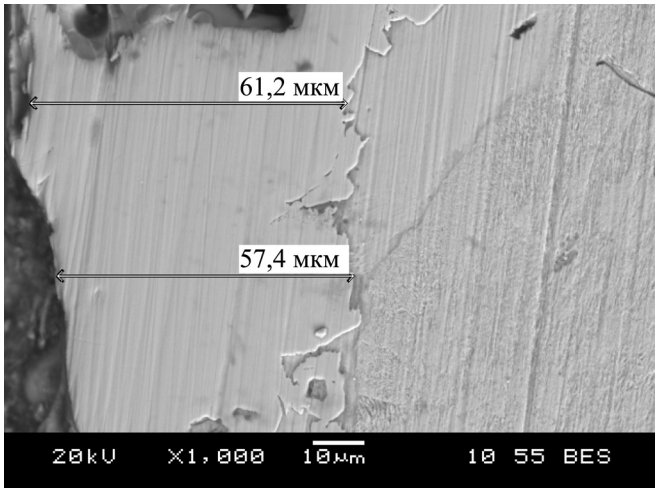


Рис. 6. Микроструктура ванадиево-марганцевого покрытия

дится в виде карбидов, о чем свидетельствуют отдельные высокие пики интенсивности на рисунке распределения углерода (рис. 8, *е*, см. с. 4 обложки). Cr, находящийся в чугуне, отодвигается диффузионным фронтом вглубь (рис. 8, *г*, см. с. 4 обложки).

С течением времени количество V в слое увеличивается, следовательно, должна увеличиваться толщина покрытия.

Химический состав сформированного покрытия представлен в табл. 2.

Таблица 2

Элементный состав ванадиево-марганцевого покрытия

Спектр	Содержание элементов, % мас.					
	C	Si	V	Cr	Mn	Fe
1	9,64	–	0,72	0,39	32,77	56,49
2	8,31	–	0,67	–	32,97	58,05
3	12,13	–	0,54	–	28,99	58,34
4	16,71	3,15	–	–	9,28	70,86
5	9,17	2,73	–	–	1,52	86,58
6	8,6	2,55	–	–	2,32	86,53

Выводы

1. Совместное насыщение серого чугуна V + Cr, Cr + Mn приводит к уменьшению толщины карбидного слоя, так как они уменьшают диффузионную подвижность друг друга.

2. Насыщение серого чугуна V + Mn приводит к значительному росту диффузионного слоя, так как образование карбидов ванадия в диффузионном слое препятствует образованию в нем карбидов марганца и облегчает диффузию последнего.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Веселовский А.А., Ячиков И.М.** Повышение срока службы деталей из серого чугуна для телескопических и поршневых гидроцилиндров. Магнитогорск: ГОУ ВПО "МГТУ", 2009. 118 с.

2. **Соколов А.Г., Артемьев В.П.** Повышение эксплуатационных свойств инструмента методами диффузионной металлизации. Ростов-н/Д: Изд-во СК НЦ ВШ, 2006. 220 с.

3. **Токарев А.О.** Упрочнение деталей машин износостойкими покрытиями. Новосибирск: Изд-во НГАВТ, 2000. 187 с.

4. **Веселовский А.А., Сергиенко С.Н.** Повышение износостойкости зубчатых колес силовых передач из высокопрочного чугуна термодиффузионным ванадированием из порошковой смеси контактным способом // Упрочняющие технологии и покрытия. 2009. № 11. С. 33–36.

УДК 621.791.05:620.179

А.Н. Смирнов, Н.В. Абабков, А.С. Глинка, М.В. Пимонов
(Кузбасский государственный технический университет),
А.Б. Логов *(Институт вычислительных технологий (Кемеровский филиал) СО РАН)*
E-mail: ssr_2gac@mail.ru

Анализ физико-механических показателей и состояния длительно работающего металла энергооборудования

Проведено исследование показателей длительной прочности и установление их связи с механическими и акустическими характеристиками металлов с использованием метода моделирования и анализа состояния уникальных объектов. Доказано существование определенных "границ" в совокупности видов состояния, где радикально меняется характер связи показателей параметров микроструктуры, физико-механических и акустических характеристик с длительной прочностью и высокая степень корреляции времени задержки поверхностной аккустической волны с пределом длительной прочности.
Ключевые слова: *длительная прочность, акустические характеристики, микроструктура.*

Work long-term strength data is investigated and determination of its connection to mechanical and acoustic properties of metals using the modeling and analysis of unique objects method is established. Existence of certain "borders" in aggregate types of a condition where character of communication of microstructure parameters changes considerably, connection of physic-mechanical and acoustic characteristics with long-term strength is proved. High degree of correlation delay time of SAW with a limit of long-term strength is proved.
Keywords: *long-term strength, acoustic properties, microstructure.*

В процессе длительной эксплуатации *технических устройств опасных производственных объектов* (ТУОПО) при высоких температурах и давлениях в теплоустойчивых сталях происходят сложные физико-химические процессы, вызванные, в первую очередь, распадом перлитной составляющей микроструктуры, коагуляцией и сфероидизацией карбидов, образованием микроповрежденности и снижением жаропрочности (длительной прочности).

Длительная прочность – количественная характеристика жаропрочности, по которой определяют срок дальнейшей эксплуатации металла энергооборудования (остаточный ресурс). Кроме длительной прочности в металле изменяются и другие физико-механические характеристики.

Существуют различные методы разрушающего и неразрушающего контроля технического состояния потенциально опасного оборудования, приводящие к определению показателей различной природы. По отношению к таким данным не всегда корректны традиционные методы анализа, базирующиеся на принципах теории вероятностей и математической статистики. На результатах испытаний сказывается влияние эксплуатационных и технологических факторов, оценить которое позволяют только априорно выбранные, достоверные модели.

Определение длительной прочности является сложнейшей задачей как с экономической, так и технической точки зрения. Необходима вырезка металла из работающего оборудования, изготовление и длительное испытание образцов. Это приводит к ограничению объема выборок, и для практического анализа не удается выбрать надежные факторные зависимости. Перспективным направлением является оценка длительной прочности неразрушающими методами, в частности акустическими.

Для исследования показателей длительной прочности и установления их связи с механическими и акустическими характеристиками металлов использован метод моделирования и анализа состояния уникальных объектов, разработанный в Институте угля и углехимии СО РАН (Институт вычислительных технологий (Кемеровский филиал) СО РАН) [1–3].

Анализу подвергали результаты акустических измерений, микроскопических исследований и механических испытаний теплоустойчивых хромомолибде-

нованадиевых сталей после различных сроков эксплуатации (48...293 тыс. ч) с различной длительной прочностью, где время задержки *поверхностной акустической волны* (ПАВ) W_τ, нс; твердость по Бринеллю HB; ударная вязкость *KCU*; микротвердость HV; относительное удлинение δ_5, %; плотность металла ρ, г/см^3; средний линейный размер карбидов l_k^{-1} (L_{co}), мкм; микротвердость границ зерен *H*; объемная доля карбидов $V(V_{pro})$, %; минимальная и максимальная прочность $\sigma_в$(min, max), МПа; предел текучести $\sigma_{0,2}$, МПа; предел длительной прочности, определенный при температуре 600 °С за время испытания 10 000 ч, $\sigma_{10^4}^{600}$, МПа.

Предварительный анализ

Поскольку общей целью является определение специфических особенностей образцов из теплоустойчивых сталей с различным уровнем длительной прочности, то особое значение было обращено на неоднородность выборочных данных и особенности всех видов показателей. Упорядочение по характеристике длительной прочности позволило дополнить выборки показателей оценками приращений. Тем самым достигнуты:

• расширение объема исходной информации в 2 раза;

• совмещение уровней показателей с оценками направлений и интенсивности их изменений;

• существенное увеличение чувствительности метода к индикаторам изменения состояния, присущее дифференциальным характеристикам.

Постановка задачи

В каждом из $i = 1, ..., m + 1 (m = 12)$ интервалов показателей длительной прочности определяли $j = 1, ..., n (n = 11)$ характеристик различной размерности из перечисленных выше. Обозначение данных $R(j/i)$ читается как "*j*-я характеристика в *i*-м интервале".

Дополнительно определяли разности $\Delta R(j/i) = R(j/i+1) - R(j/i)$, $i = 1, ..., 12$.

Приведение к общему масштабу достигалось путем центрирования и нормирования (стандартизации) выборок показателей:

$$\mathring{R}\ (j/i) = \frac{R(j/i) - M[R(j)]}{\sqrt{D[R(j)]}}, \qquad (1)$$

где $M[R(j)]$ – оценка математического ожидания показателя $R(j)$, равная

$$M[R(j)] = \frac{1}{m}\sum_{i=1}^{m} R(j/i); \qquad (2)$$

$D[R(j)]$ – оценка дисперсии показателя $R(j)$, определяемая как

$$D[R(j)] = \frac{1}{m-1}\sum_{i=1}^{m}[R(j/i) - M[R(j)]]^2. \qquad (3)$$

Соответственно, для массива разностей также вводили центрирование и нормирование

$$\Delta\,\mathring{R}(j/i) = \frac{\Delta R(j/i) - M[\Delta R(j)]}{\sqrt{D[\Delta R(j)]}}, \qquad (4)$$

где

$$M[\Delta R(j)] = \frac{1}{m}\sum_{i=1}^{m}\Delta R(j/i),$$
$$D[\Delta R(j)] = \frac{1}{m-1}\sum_{i=1}^{m}[\Delta R(j/i) - M[\Delta R(j)]]^2. \qquad (5)$$

Далее манипулировали только безразмерными величинами, образующими в совокупности аналог фазовой плоскости [1–3], являющейся одной из моделей пространства состояний.

Таким образом, если значение разностей $\Delta\,\mathring{R}(j/i) > 0$, то на этом фрагменте массива по *i* приращение показателя идет быстрее среднего уровня. При этом, когда $M[\Delta R(j)] > 0$, показатель изменяется быстрее, чем базовая характеристика.

В качестве примера приведена диаграмма показателей фазовый портрет при $i = 10$. Соответствующее значение длительной прочности $\sigma_{10^4}^{600} \approx 130$ МПа отображается на плоскости (рис. 1). Наилучшее соответствие этой оценке длительной прочности, т.е. наиболее близкое расположение и тесную факторную связь имеют изображенные показатели:

• $HV^{-1} \approx 130$ при близком к среднему темпу (нулевой скорости) изменения показателя;

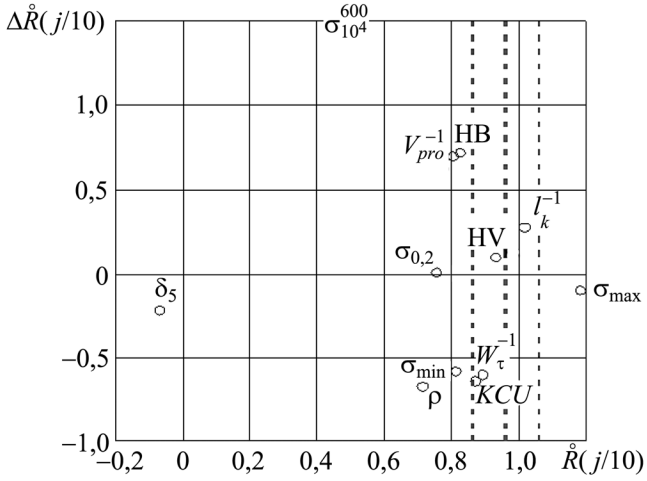


Рис. 1. Диаграмма соответствия показателей при *i* = 10

• $W_\tau \approx 6342$, близкий к установившемуся нижнему пределу, что характерно для большой прочности;

• $l_k^{-1} \sim 1{,}06$ также в фазе, близкой к пределу, но при высокой интенсивности затухания;

• $KCU \approx 45$ с подобным же свойством, но при приближении к верхнему пределу.

Характеристики приращения показывают, что указанные соответствия достигнуты в установившихся закономерностях изменения, и нет оснований считать их случайными.

Рассматривая полученные показатели как извлечения из изменяющихся рядов, можем разделить их по следующему признаку:

• если $\overset{\circ}{R}\ (j/i) < \overset{\circ}{\sigma}{}^{600}\ (i)$, то показатель $R(j)$ играет роль признака, предупреждающего о снижении длительной прочности в сравнении с $\sigma_{10^4}^{600} \approx 150$ МПа при $i = 12$;

• при $\overset{\circ}{R}\ (j/i) < \overset{\circ}{\sigma}{}^{600}\ (i)$ показатель не имеет смысла длительности, но указывает на благоприятный фактор, не являющийся причиной снижения длительной прочности. Здесь таковым представляется показатель, обратный размеру карбидных частиц l_k^{-1}.

Основная группа показателей НВ, V^{-1}; σ_{min} ($T_{исп}$ = = 600 °С); W_τ^{-1}; KCU сосредоточена возле границы $0{,}9\overset{\circ}{\sigma}{}^{600}$ и играет роль предупреждающих показателей. Совершенно не характерным является показатель δ_5.

Сопоставительный анализ диаграмм (рис. 2) позволяет выделить ряд специфических свойств образцов, характеризуемых показателями $j = 1, ..., n$. При самой низкой длительной прочности $\sigma_{10^4}^{600} \approx 40$ МПа можно отметить (см. рис. 2, *а*):

• показатели W_τ^{-1}, НВ, σ_{min}, ρ, KCU, δ_5 играют роль предупреждающих с хорошим соответствием между собой и образующих вполне упорядоченную диаграмму;

• наилучшим образом показатель HV^{-1} соответствует уровню длительной прочности;

• судя по показателям V^{-1}, l_k^{-1} и, особенно, $\sigma_{0,2}$ оценка длительной прочности должна быть выше.

Сохраняется хорошее соответствие показателей и базовой характеристики при $\sigma_{10^4}^{600} \approx 70$ МПа, а также между собой (см. рис. 2, *б*). Однако, например, НВ утрачивает ценность для диагностики. При $\sigma_{10^4}^{600} \approx$ ≈ 80 МПа происходит выброс показателей KCU и ρ по интенсивности изменения, а также при противоположном направлении l_k^{-1}. Начиная с уровня $\sigma_{10^4}^{600} \approx$ ≈ 90 МПа, происходит существенное изменение структуры диаграммы (см. рис. 2, *в*).

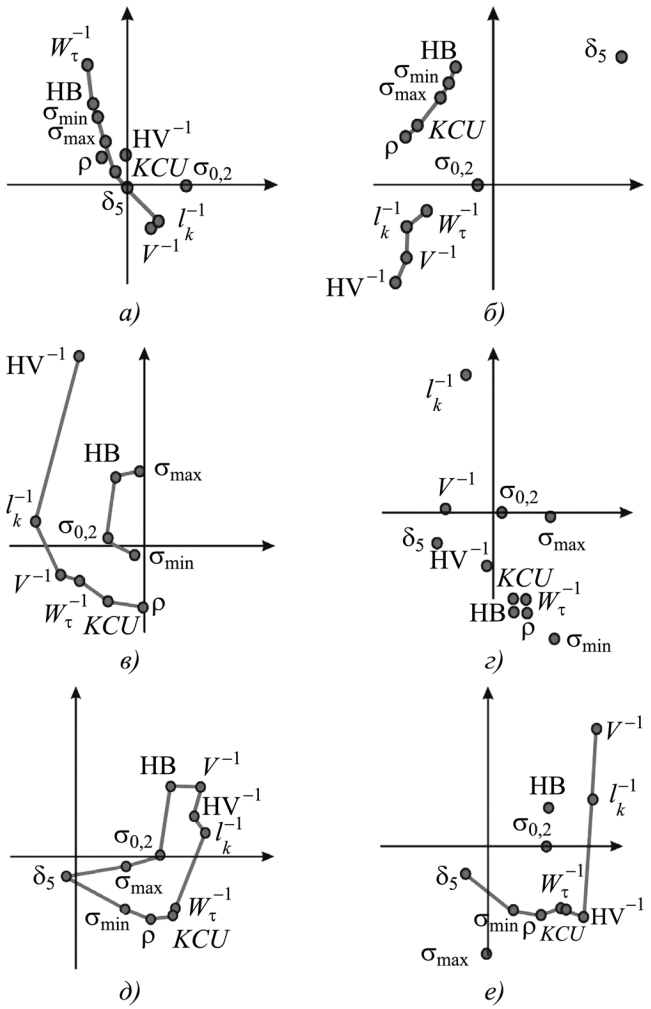


Рис. 2. Характер распределения показателей исследованных характеристик при длительной прочности, МПа:
а – 40; *б* – 70; *в* – 90; *г* – 110; *д* – 140; *е* – 150

Наиболее значительно преобразуется показатель δ_5, приближаясь к уровню длительной прочности с сильным скачкообразным уменьшением приращения. Наилучшее соответствие длительной прочности имеют W_τ^{-1} и HV^{-1}, характеристики карбидов сохраняют диагностический признак. Тесно группируются показатели прочности и НВ. Фаза наименьшего разброса показателей интенсивности изменения проявляется в окрестности $\sigma_{10^4}^{600} \approx 100$ МПа.

В то же время все показатели хорошо соответствуют уровню характеристики. Вполне упорядоченное состояние при малом разбросе свойств возникает и при более высоком уровне длительной прочности $\sigma_{10^4}^{600} \approx 110$ МПа (см. рис. 2, *г*). В этом режиме заметно сильное отклонение скорости приращения l_k^{-1}.

Подобная картина сохраняется и при $\sigma_{10^4}^{600} \approx$ $\approx$ 120 МПа. Здесь успокаивается выброс по интенсивности l_k^{-1}, но вновь перестает быть представительным показатель δ_5. Однако теперь отклонение отмечено в противоположном направлении.

Таким образом, особую область отмечаем в интервале $\sigma_{10^4}^{600} \approx 100...130$ МПа. Более того, диаграммы при $\sigma_{10^4}^{600} \approx 90$ МПа и $\sigma_{10^4}^{600} \approx 140$ МПа близки к симметричной картине (см. рис. 2, *в*, *д*). На верхнем уровне $\sigma_{10^4}^{600} \geq 150$ МПа (см. рис. 2, *е*) характеристики карбидов вновь указывают на благоприятную картину, тогда как плохие свойства обнаруживались в диапазоне $\sigma_{10^4}^{600} \approx 80...110$ МПа (см. рис. 2).

Для каждого показателя можно составить осредненные схемы изменения в функции увеличения длительной прочности. Здесь использование столь грубых средних оценок преследует цель сосредоточить внимание на зонах качественных переходов без уточнения поведения в интервалах однородности.

Диаграмма показателя ρ обнаруживает резкий скачок с разрывом производной в интервале $\sigma_{10^4}^{600} \approx$ $\approx$ 70...80 МПа и монотонный характер изменений вблизи границ диапазона. При $\sigma_{10^4}^{600} \leq 60$ МПа показатель пригоден для диагностики, так как предупреждает снижение длительной прочности. Напротив, если оценивать базовую характеристику при $\sigma_{10^4}^{600} \geq$ $\geq$ 120 МПа по показателю ρ, будет создаваться некий запас прочности.

Монотонность изменения показателя V^{-1} нарушается только однажды при длительной прочности 70 МПа. Близкая по смыслу характеристика карбидов l_k^{-1} обнаруживает две особых зоны – при длительной прочности 80 МПа и в окрестности длительной прочности 120 МПа.

Показатель HB во всем диапазоне является вполне упорядоченным, но содержит растянутую особую зону $\sigma_{10^4}^{600} \approx 70...100$ МПа. Предположительно такую аномалию можно локализовать более четко $\sigma_{10^4}^{600} \approx$ $\approx$ 80...90 МПа.

Столь же монотонным представляется поведение показателя *KCU* с единственным резким переходом при длительной прочности 80 МПа. Характеристика δ_5 является неоднозначной с максимумом и последующим разрывом в окрестности 80 МПа. Таким образом, она может использоваться при $\sigma_{10^4}^{600} \leq 50$ МПа, но более надежной является при большой длительной прочности > 100 МПа.

Показатель $\sigma_{0,2}$ оценен как линейно изменяющийся во всем диапазоне, но он является сглаженным по отношению к длительной прочности и мало полезен для диагностики.

Характеристика W_τ^{-1} находится в хорошем соответствии с длительной прочностью, но содержит изгиб при 50 МПа и небольшой скачок при 90 МПа. Из-за высокого порядка показателя 6300...6650 нс и малой вариации

$$V = \frac{\sqrt{D[W_\tau]}}{M[W_\tau]} \approx \frac{74{,}27}{6456{,}73} = 0{,}0115$$

скрадываются изменения диаграммы на интервалах однородности.

В сравнении с предыдущим показатель HV^{-1} обладает большей чувствительностью. Он выделяет подобные изменения: изгиб при 50 МПа и скачок при 80 МПа, но и указывает на нелинейность обратной характеристики на участках гладкого изменения.

Предварительный анализ выборочных показателей позволяет заключить, что они не представляют собой однородную совокупность, а разбиваются на особые зоны:

- при малой длительной прочности < 70... ...80 МПа;
- в середине диапазона;
- при высокой длительной прочности > 120... ...130 МПа.

Следовательно, для обработки и анализа подобных выборок не пригодны простые статистические приемы, основанные на осреднении и сглаживании. Констатация наличия разрывов первого и второго рода в фазовых портретах представляется в данном случае недостаточной, поскольку основной интерес вызывают свойства таких аномалий, изучаемые теми же методами, как структурные изменения в динамических системах, т.е. с позиции устойчивости, эффективности и т.п.

При таком подходе трудно опереться на какую-либо надежную априорную информацию. Кроме того, сама идея диагностики должна опираться на индивидуальные, а не на обобщенные характеристики. Идея метода вполне соответствует тому преобразованию, которое использовано для перехода к диаграммам $\overset{\circ}{R}(j/i)$; $\Delta\overset{\circ}{R}(j/i)$. Однако с целью применения фундаментальных критериев типа устойчивости на преобразование накладываются некоторые ограничения, главное из которых – *строгое определение системы ортогональных координат, в которых проводится отображение данных.*

Представительные показатели, косвенно характеризующие длительную прочность

Совокупность показателей различных физико-механических характеристик рассматривали с позиций их применимости в качестве диагностических признаков длительной прочности. При этом исследовали:

• собственные свойства системы показателей, их устойчивость или чувствительность;

• соответствие характеру изменения длительной прочности.

При исследовании собственных свойств системы показателей выделяли тренды их совокупного поведения и наибольшее внимание уделяли особым зонам. В соответствии с изложенной выше общей методикой на фазовой плоскости показаны характеристические линии: базовый эллипс, сопряженные гиперболы и асимптоты. Портрет плотности материала ρ (рис. 3) указывает на расчленение системы на две группы:

• в зоне малых значений проявляется высокая чувствительность показателя (см. рис. 3, *а*);

• при больших значениях повышается устойчивость подсистемы (при $\sigma_{10^4}^{600} \geq 70$ МПа), но показатель утрачивает диагностическую полезность (см. рис. 3, *б*).

В целом показатель объемной доли карбидов V_{pro} (рис. 4) имеет меньшую устойчивость, но в интервале 4...7 % он заметно повышается (портрет переходит за ось гиперболы). При больших значениях V_{pro} существенно ухудшается разрешающая способность и диагностическая ценность показателя.

Примерно такими же свойствами обладает линейный размер карбидов L_{CO}. Наименьшее зарегистрированное значение L_{CO} = = 0,9 мкм относительно данной системы обладает свойствами экстремального выброса.

Показатель НВ в верхнем диапазоне утрачивает чувствительность и становится сильно осредненным. Он имеет диагностическую ценность в диапазоне 100...130 МПа.

Очень высокую чувствительность имеет показатель *KCU*, но характеризуется сильнейшим разбросом данных, особенно в верхнем диапазоне, что приводит к погрешности на нижнем уровне. Причем это сопровождается низкой устойчивостью показателя при малой длительной прочности.

Прочностной показатель $\sigma_в$ разделен в анализе на оценку нижней σ_{min} ($T_{исп}$ = 600 °С) (рис. 5, *а*) и верхней σ_{max} ($T_{исп}$ = 20 °С) (рис. 5, *б*) границ. Из анализа

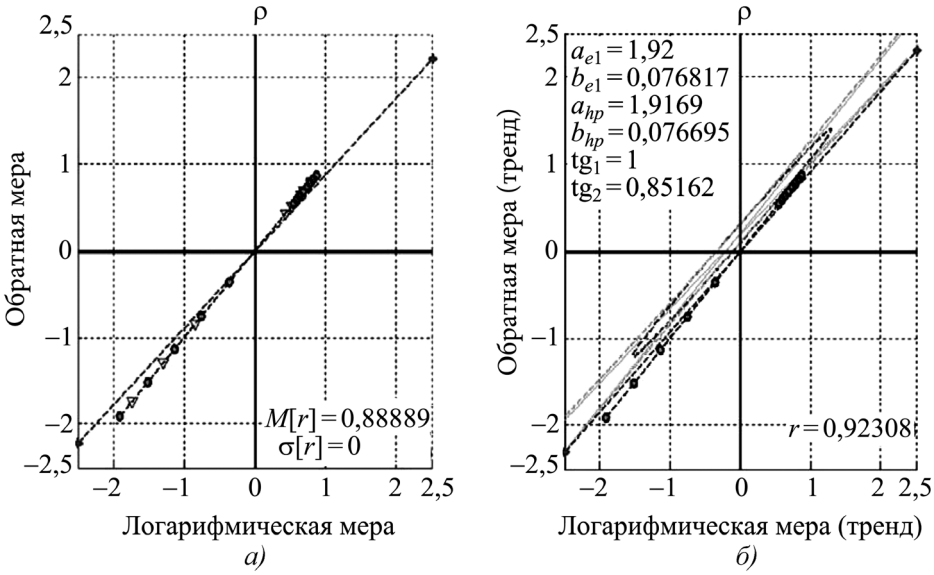


Рис. 3. Изменение показателей плотности металла:
а, *б* – зоны соответственно малых и больших значений длительной прочности

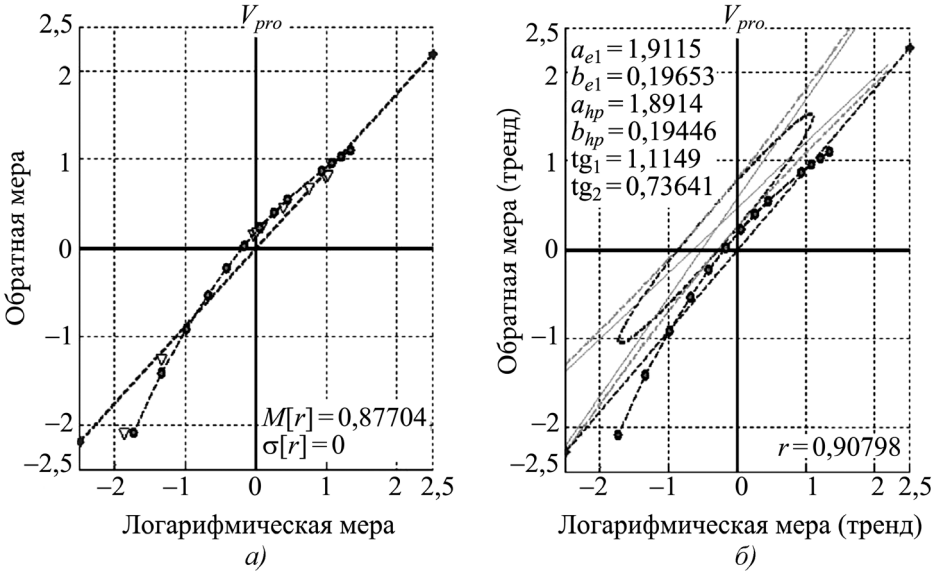


Рис. 4. Изменение показателей объемной доли карбидов:
а, *б* – зоны соответственно малых и больших значений длительной прочности

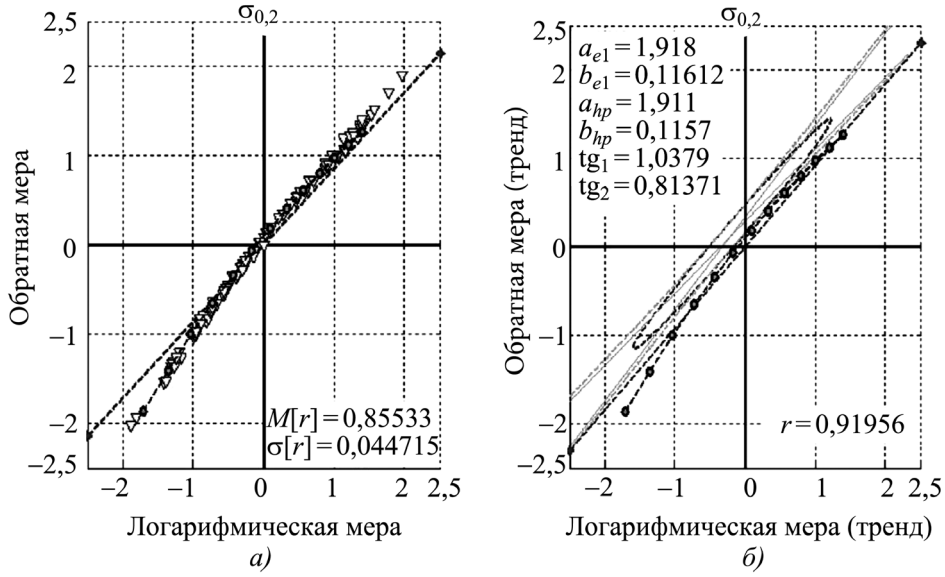


Рис. 5. Изменение показателей предела текучести при:
а – $T_{исп}$ = 600 °С; *б* – $T_{исп}$ = 20 °С

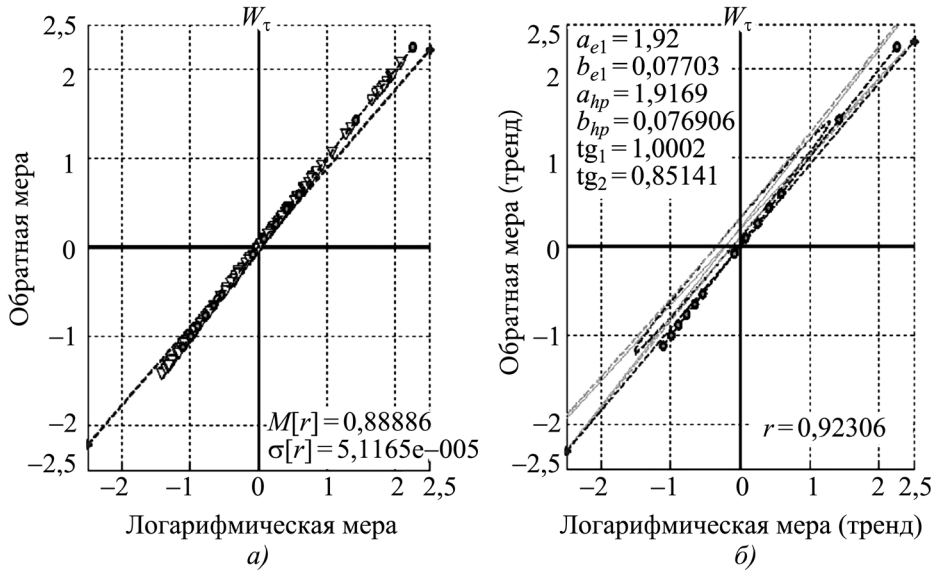


Рис. 6. Изменение показателей времени задержки ПАВ:
а, *б* – зоны соответственно малых и больших значений длительной прочности

результатов механических испытаний видно, что утрачивается соответствие этих характеристик и длительной прочности.

Таким образом, применение прочностных показателей для диагностики в верхнем диапазоне становится совершенно невозможным. Худшим в диагностическом смысле показателем является δ_5, у которого в большей части диапазона отсутствует взаимно-однозначное соответствие с длительной прочностью. Тренд показателя $\sigma_{0,2}$ (см. рис. 5, *б*) состоит в хорошем соответствии с длительной прочностью, но имеет усредняющую природу. Видно, что он существенно отклоняется от выборочных значений, которые выглядят как случайный разброс на его фоне.

Показатель W_τ неравномерно убывает с ростом длительной прочности (рис. 6). Лучшее разрешение данный диагностический признак имеет в области больших значений, т.е. при малой и критической длительной прочности. Важной особенностью признака является достаточно высокая устойчивость в зоне больших значений. Видно, что изображающие точки располагаются в области, ограниченной асимптотами гиперболы. Также хорошими диагностическими свойствами обладает показатель HV. В зоне больших значений несколько снижается устойчивость (в сравнении с W_τ):

- изображающие точки тренда выходят за створ асимптот;
- усиливается разброс выборочных точек относительно тренда.

Несколько менее контрастно, чем в предыдущем случае, выделяются точки, соответствующие малой длительной прочности. Тем не менее опасное состояние можно успешно диагностировать. При выборе показателя, пригодного для постановки задач диагностики, решающую роль играет характер его связи с длительной прочностью. Поэтому ниже рассмотрены прямые зависимости измеряемых показателей.

Эффективны диагностические показатели W_τ (рис. 7, *а*) и HV (рис. 7, *в*), особенно в опасной зоне малых значений длительной прочности. Вполне пригоден для диагностики показатель *KCU* (рис. 7, *б*), однако высказанное ранее заключение о большом разбросе остается в силе, но не проявляется на данном типе зависимости.

Ранее отмечена неравномерность изменения этих характеристик, но в той степени, которая не препятствует их использованию. Показатель HB (рис. 7, *г*)

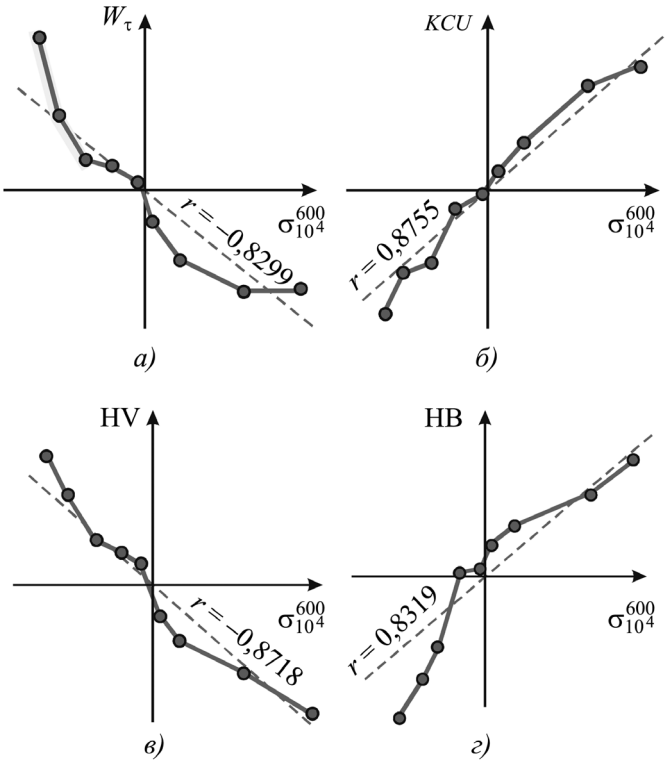


Рис. 7. Характер распределения исследованных характеристик при изменении длительной прочности:
а – время задержки ПАВ; *б* – ударная вязкость; *в* – микротвердость; *г* – твердость по Бринеллю

имеет "мертвую зону" при $\sigma_{10^4}^{600}$ = 65...78 МПа, относительно которой заметно изменяется характер связи HB($\sigma_{10^4}^{600}$). Для продуктивного использования его в диагностике необходимо более детальное исследование при малых и больших показателях отдельно.

В ходе экспериментального исследования стали 12Х1МФ, в частности при определении показателя W_τ, было выявлено наличие участка с высокой длительной прочностью, в котором не меняются средние характеристики и даже разброс этого показателя. Кроме того, и на примыкающем интервале до $\sigma_{10^4}^{600}$ ≈ ≈ 110 МПа незначительные изменения хорошо укладываются в картину наличия стационарного участка, который назван "мертвой зоной".

На первой стадии была проведена формализация понятия "рядом с разрывом" путем экстраполяции шкалы длительной прочности ($\sigma_{10^4}^{600}$). Для выборки, извлеченной в диапазоне 40...115 МПа, с коэффициентом корреляции $|r|$ = 0,82855 установлено уравнение связи вида

$$\sigma_{10^4}^{600} = 3347{,}17 - 0{,}4980 W_\tau .$$

На его основе среднему показателю $\overline{W_\tau}$ = = 6675,54 нс, определенному рядом с разрывом, поставлена в соответствие оценка минимальной длительной прочности $\sigma_{10^4}^{600}$ = 22,755 МПа [4].

Проверка с дополнением выборки данным результатом показала улучшение корреляции до $|r|$ = = 0,85065. Соответственно, для всего интервала изменения получена регрессия $W_\tau = 6715{,}2 - 1{,}9284\sigma_{10^4}^{600}$, согласно которой начало "мертвой зоны" определено по уровню W_τ = 6480 нс и составило $\sigma_{10^4}^{600}$ = = 121,97 МПа. Соответствующая иллюстрация приведена на рис. 8.

В методическом плане представляется весьма важным исследование влияния числа замеров, произведенных в "мертвой зоне" на совокупные характеристики выборки. Непосредственно по картине выборки определен фазовый портрет показателя, представленный на рис. 9, *а*. Понятно, что в таком определении сливаются точки, приходящиеся собственно на "мертвую зону". Верхняя точка (возле разрыва) попадает в створ асимптот, т.е. выражает свойство такой неустойчивости, которая при любом воздействии должна возвращаться на эллипс как границу устойчивости. Для детализации анализа следует привести дифференциальные уравнения поведения на обеих характерных границах – эллипсе и сопряженной гиперболе.

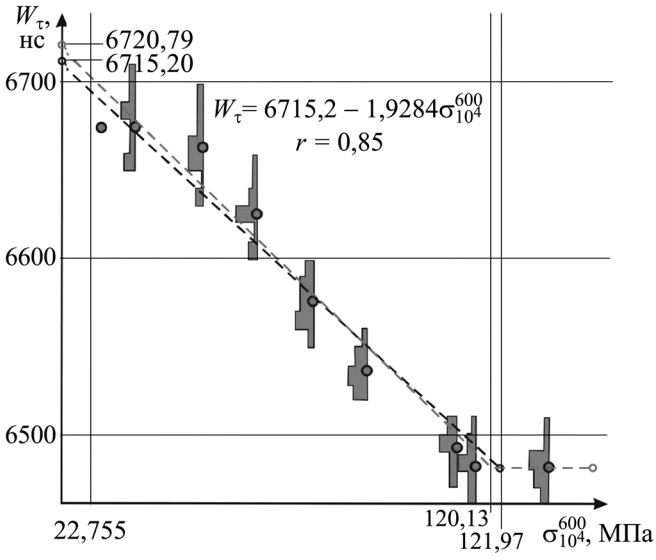
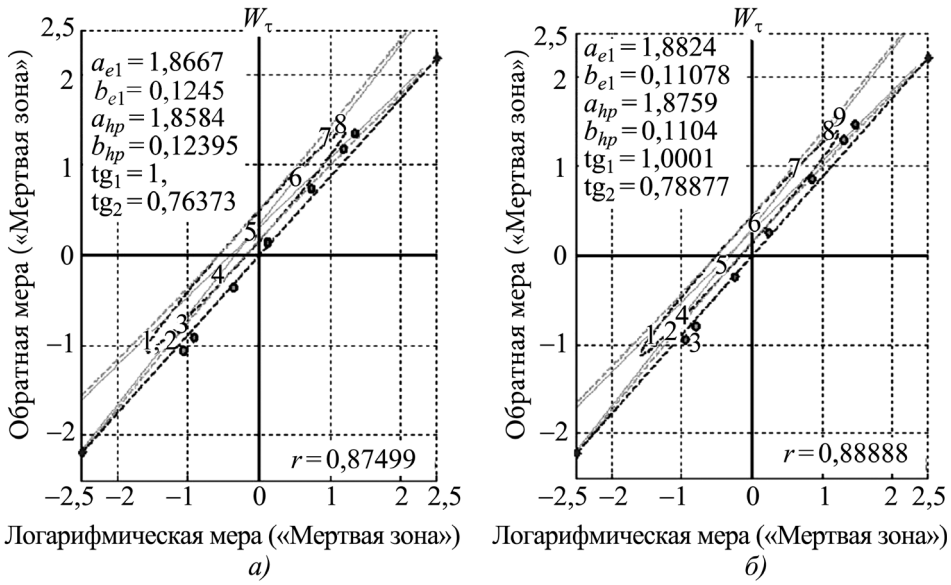


Рис. 8. Зависимость между временем задержки ПАВ и длительной прочностью стали 12Х1МФ



а) *б)*

Рис. 9. Портреты показателей времени задержки ПАВ на плоскостях состояний:
а, *б* – при попадании соответственно двух и трех точек в "мертвую зону"

Уравнение эллипса можно записать в виде

$$0{,}1352\frac{d\alpha}{dt}+\alpha(t)=2{,}0340\beta(t),$$

а уравнение гиперболы

$$0{,}1340\frac{d\alpha}{dt}+\alpha(t)=1{,}1340\beta(t),$$

где $\alpha(t)$, $\beta(t)$ – координаты полуосей эллипса и гиперболы.

Оценки показателей, точки которых лежат на гиперболе и в окрестности, имеют несколько большую устойчивость, прежде всего за счет меньшего коэффициента усиления, так как параметры τ отличаются только на 0,89 %. Если по условиям эксперимента на "мертвую зону" будут приходиться три точки, то верхние точки будут сильнее смещаться в створ асимптот гиперболы, приобретая описанное выше свойство (рис. 9, *б*). Вместе с повышением коэффициента корреляции возрастает устойчивость системы. Для эллиптической модели получаем уравнение

$$0{,}1189\frac{d\alpha}{dt}+\alpha(t)=2{,}0265\beta(t),$$

для гиперболической

$$0{,}1181\frac{d\alpha}{dt}+\alpha(t)=1{,}1181\beta(t).$$

Можно выделить незначительное опережение в росте устойчивости для эллипса в сравнении с гиперболой:

$$r_{\text{пр}}=\sqrt{\frac{m-1}{m+1}}=0{,}9258.$$

В этом случае получаем дифференциальные уравнения:

– для эллипса

$$0{,}08045\frac{d\alpha}{dt}+\alpha(t)=1{,}0866\beta(t);$$

– для гиперболы

$$0{,}0802\frac{d\alpha}{dt}+\alpha(t)=1{,}0801\beta(t).$$

Таким образом, возникает очень сильное искажение свойств системы:

- показатель устойчивости τ на верхней эллиптической границе занижается на 40,5 %, на нижней гиперболической – на 40,15 %;
- показатель чувствительности или коэффициент усиления занижается на эллиптической границе на 46,6 %, а на гиперболической – на 4,75 %.

Поэтому избыточные измерения, которые преследуют цель повышения надежности оценок показателей и достоверности заключений, могут дать противоположный искажающий эффект и допустимы только за пределами "мертвой зоны".

Характер искажений, вносимых избыточными измерениями, позволяет высказать предположение, что в начале "мертвой зоны" при $\sigma_{10^4}^{600}$ = 122 МПа имеет место переход от одного вида состояния к другому, что подтверждается результатами исследований микроструктуры и фазового состава.

Установлено, что в процессе эксплуатации при снижении длительной прочности до 122 МПа практи-

чески полностью исчезают карбиды Me_3C и основным карбидом становится $Me_{23}C_6$.

Некоторые уточнения в исследовании качества и соответствия показателей удается получить при определении интервальных оценок средних значений. В качестве таковых приняты границы $\pm\sqrt{D/n}$, которые называют стандартным интервалом.

Таким образом, каждому опыту ставятся в соответствие три исхода показателя U:

$$U-\sqrt{\frac{DU}{n}};\ U;\ U+\sqrt{\frac{DU}{n}}.$$

Дополнение граничными точками позволяет рассмотреть вопрос о различимости результатов измерения, являющееся очень важным в диагностической постановке.

Наилучшими диагностическими свойствами по результатам *данных экспериментов* обладают показатели W_τ и $\sigma_{min}(\sigma_в^{600})$, которые надежны в зоне опасных состояний. Отмечая, что W_τ методически более пригоден для задач диагностики, т.е. определяется в оперативном режиме и измеряется быстрее, *можно рекомендовать его в качестве основной характеристики оценки длительной прочности*.

Выводы

1. Предложенный метод обработки результатов экспериментов позволяет нормализовать прямые показатели испытаний сталей, матрица которых затем инвертируется. Полученные характеристики указывают виды состояния (диапазоны длительной прочности), в которых данный показатель выделяется (доминирует).

2. При математическом моделировании по комплексу показателей сталей 12Х1МФ, 12Х2МФСР и 15Х1М1Ф (в рабочем диапазоне длительной прочности) доказано существование определенных "границ" в совокупности видов состояния при $\sigma_{10^4}^{600} \approx$ $\approx$ 100...120 МПа и $\sigma_{10^4}^{600} \approx$ 40...70 МПа, где радикально меняется характер связи показателей параметров микроструктуры, физико-механических и акустических характеристик с длительной прочностью (первый интервал соответствует изменению фазового состава, второй – интенсивному накоплению структурной поврежденности).

3. Для хромомолибденованадиевых сталей установлено преимущество показателей времени задержки ПАВ и микротвердости границ зерен, представительно характеризующих состояния металла, обладающих устойчивостью и вполне чувствительных в опасном интервале длительной прочности и в зоне разрушения элементов ТУОПО.

4. При уровне доверительной вероятности $P \approx 0{,}7$ происходит отбраковка остальных из рассмотренных показателей, у которых перекрытие доверительных интервалов препятствует надежному определению вида состояния.

5. Для стали 12Х1МФ при $r = 0{,}85$ зависимость между временем задержки ПАВ и длительной прочностью имеет вид – $W_\tau = 6715{,}2 - 1{,}9284\sigma_{10^4}^{600}$, доказана высокая степень корреляции ($r \approx 0{,}997$) времени задержки ПАВ с пределом длительной прочности.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Логов А.Б., Замараев Р.Ю., Логов А.А.** Анализ функционального состояния промышленных объектов в фазовом пространстве. Кемерово: Изд-во Институт угля и углехимии СО РАН, 2004. 167 с.

2. **Логов А.Б., Замараев Р.Ю.** Метод анализа состояния уникальных объектов // Упрочняющие технологии и покрытия. 2009. № 3(51). С. 21–28.

3. **Логов А.Б., Замараев Р.Ю., Логов А.А.** Анализ состояния уникальных объектов (развитие и тестирование). Кемерово: Изд-во Институт угля и углехимии СО РАН, 2004. 134 с.

4. **Пат. 2231057 РФ.** Способ неразрушающего контроля степени поврежденности металлов эксплуатируемых элементов теплоэнергетического оборудования / Смирнов А.Н., Хапонен Н.А.

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 05.09.11 г. Подписано в печать 11.10.11 г. Формат 60×88 1/8. Бумага офсетная. Печать офсетная.
Усл. печ. л. 5,88. Уч.-изд. л. 6,87. Заказ 770. 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