ЕЖЕМЕСЯЧНЫЙ НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ И ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ ЖУРНАЛ

УПРОЧНЯЮЩИЕ ТЕХНОЛОГИИ И ПОКРЫТИЯ

№ 5 (41)
май
2008

Издается с января 2005 г.

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

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

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

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

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

Редакция:
И.В. СИНЦОВА
Т.В. ПАРАЙСКАЯ

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

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

Факс: (495) 269-48-97.

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

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

СОДЕРЖАНИЕ

ОБЩИЕ ВОПРОСЫ УПРОЧНЕНИЯ

Хейфец М.Л., Грецкий Н.Л., Кожуро Л.М. Теплофизика процессов наплавки покрытий ферромагнитными порошками в электромагнитном поле 3

Газиев Р.Р., Захаров Н.М., Трутнев Р.Н. Особенности сопротивления двухслойных сталей малоцикловой усталости 9

МЕХАНИЧЕСКАЯ УПРОЧНЯЮЩАЯ ОБРАБОТКА

Амбросимов С.К. Феноменологическая модель исследования энергосиловых затрат на резание при опережающем деформирующем протягивании с упругопластическим нагружением 14

ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА

Алферов В.И. Режимы охлаждения деталей и выбор закалочной жидкости при термообработке 20

ОБРАБОТКА КОНЦЕНТРИРОВАННЫМИ ПОТОКАМИ ЭНЕРГИИ

Малышев В.Н. Моделирование пробоя диэлектрического слоя при микродуговом оксидировании 26

ХИМИЧЕСКАЯ, ХИМИКО-ТЕРМИЧЕСКАЯ И ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА

Гадалов В.Н., Емельянов С.Г., Кореневский Н.А., Романенко Д.Н., Серебровский В.В., Гнездилова Ю.П. Электроосаждение бинарных сплавов на основе железа 30

Николенко С.В., Пячин С.А., Пугачевский М.А. Электроискровое легирование поверхности титанового сплава ВТ3–1 35

Сутягин В.В., Сайкин С.А. Повышение ресурса концевого инструмента за счет применения нанокомпозитных PVD-покрытий при обработке титановых сплавов в авиастроении 41

Симонов В.Н., Язонкин Л.В., Шкретов Ю.П. Анализ причин неоднородности толщины покрытий, полученных в активизированных газовых средах 45

КОНТРОЛЬ КАЧЕСТВА УПРОЧНЯЮЩЕЙ ОБРАБОТКИ

Макаров В.Ф., Половинкин А.Х. Оценка напряженно-деформированного состояния поверхностного слоя детали при ультразвуковой упрочняющей финишной обработке деталей ГТД 49

ИНФОРМАЦИЯ. ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ ОПЫТ

Шачнев С.Ю. Обеспечение параметров шероховатости поверхности при обработке деталей из титановых сплавов 53

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

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

THE MONTHLY SCIENTIFIC AND PRODUCTION JOURNAL

STRENGTHENING TECHNOLOGIES AND COATINGS

№ 5 (41)
May
2008

Since 2005, January

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

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

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

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

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

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

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

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

Fax: (495) 269-48-97

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

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

CONTENTS

GENERAL QUESTIONS OF STRENGTHENING

Kheifetz M.L., Gretskiy N.L., Kozhuro L.M. Thermal physics of processes surfacing coatings by ferromagnetic powders in an electromagnetic field 3

Gaziev R.R., Zaharov N.M., Trutnev R.N. Features of resistance of double-layer steels from low cycle fatigue 9

MECHANICAL STRENGTHENING PROCESSING

Ambrosimov S.K. Phenomenological research model energy and force cutting waste at advanced plastic deformation and elastic-plastic loading 14

THERMAL PROCESSING

Alferov V.I. Modes of cooling of details and choice of a hardening liquid at heat treatment 20

PROCESSING BY CONCENTRATED STREAMS OF ENERGY

Malyshev V.N. Modelling of dielectric layer breakdown at the microarc oxidation process 26

CHEMICAL, CHEMICO-THERMAL AND ELECTROCHEMICAL PROCESSING

Gadalov V.N., Emel'yanov S.G., Korenevskiy N.A., Romanenko D.N., Serebrovskiy V.V., Gnezdilova Yu.P. Electrodeposition of binary alloys on an ironbase 30

Nikolenko S.V., Pyachin S.A., Pugachevsky M.A. Electrospark deposition of titanium alloy BT3–1 surface 35

Sutyagin V.V., Saikin S.A. Increasing resource of end tool by using nanocomposite PVD-coating when processing the titanium alloys in aircraft building 41

Simonov V.N., Yazonkin L.V., Shkretov Yu.P. The analysis of the reasons of heterogeneity of thickness of the coatings received in active gas environments 45

QUALITY CONTROL OF STRENGTHENING PROCESSING

Makarov V.F., Polovinkin A.H. The technique of the estimation tensely-strained conditions of the superficial layer of the detail at ultrasonic strengthening finishing machining details of GTE 49

INFORMATION. PRODUCTION EXPERIENCE

Shachnev S.Yu. The ensuring of parameters of surface roughness of details made from titanic alloys at cutting 53

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

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

УДК 621.923:536.24

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

Теплофизика процессов наплавки покрытий ферромагнитными порошками в электромагнитном поле

Рассмотрены явления, происходящие в рабочей зоне при нанесении покрытий. Изучено тепловое взаимодействие между покрытием и основой при электромагнитной наплавке. Проведен расчет термического цикла контакта частицы материала ферропорошка с основой. Показано, что продолжительность кристаллизации капель расплава порошка находится в степенной зависимости от начальной температуры основы. При кристаллизации расплава различной толщины характер этой зависимости не меняется, а на изменение времени интервала кристаллизации капель аналогичное влияние оказывает начальная температура расплава. Управляя параметрами интенсивности теплового потока в направлении плоскости контакта капли расплава с основой, можно получать необходимое время кристаллизации, а в результате сформировать покрытия с заданными эксплуатационными свойствами.

The phenomena occurring in a working zone at drawing of coatings are considered. Thermal interaction between a coating and a basis is investigated at electromagnetic welding. Calculation of a thermal cycle of contact of a particle of a material Fe-powder with a basis is lead. It is shown, that duration of crystallization of drops melt a powder is in sedate dependence on size of reference temperature of a basis and at crystallization melt various thickness character of this dependence does not vary, and on change of time of an interval of crystallization of drops similar influence is rendered with reference temperature melt. Operating parameters of intensity of a thermal stream in a direction of a plane of contact of a drop melt with a basis, it is possible to receive necessary time of crystallization in summary to form coatings with the set operational properties.

Введение

Упрочнение и восстановление поверхностного слоя заготовки при наплавке происходит в рабочей зоне процесса. При *электромагнитной наплавке* (ЭМН) в рабочую зону непрерывно подается ферропорошок, частицы которого ориентируются вдоль силовых линий магнитного поля, образуя многомикроэлектродную систему токопроводящих цепочек. При наложении электрического поля на межэлектродный промежуток происходит замыкание электрической цепи полюсный наконечник электромагнита–цепочки-микроэлектроды–заготовка, в результате чего нагреваются и плавятся частицы в цепочках-микроэлектродах. Частицы ферропорошка под воздействием электромагнитных сил, направленного движения газов и поверхностного натяжения капель расплава переносятся на поверхность заготовки, формируя покрытие из жидкой фазы [1–5].

Явления в рабочей зоне процесса при наплавке

С момента короткого замыкания электрической цепи при ЭМН через $1 \cdot 10^{-3}$ с скорость частиц составляет 15...18 м/с [2]. Если считать, что энергия одиночного разряда мгновенно выделяется вдоль его оси и переходит без потерь в энергию ударной волны, то скорость возникшей ударной волны может быть определена [6]:

$$w = \frac{1}{2}\left(\frac{\lambda W}{\tau^2 \rho_0}\right)^{1/4},$$

где λ – коэффициент, зависящий от типа волны;

W – энергия разряда;

τ – текущее время;

ρ_0 – начальная плотность среды.

Скорость движения расплавленных капель материала ферропорошка v отстает от скорости фронта ударной волны [7]:

$$v = \frac{\rho - \rho_0}{\rho_0} w,$$

где ρ – плотность среды после прохождения фронта ударной волны.

При ЭМН плавление цепочек-микроэлектродов, контактирующих с обрабатываемой поверхностью, происходит дискретно за счет возникновения кратковременного электрического разряда на каждой из них. Возникновение и протекание дугового разряда определяется комплексным воздействием электрических, магнитных, химических и других факторов. Дуга стремится гореть на участке наименьшего расстояния между обрабатываемой заготовкой и наконечником при минимальном сопротивлении и падении напряжения. Скорость возникновения дугового разряда и время его существования оказывают большое влияние на производительность процесса, глубину зоны термического влияния и равномерность распределения капель расплава материала ферропорошка по обрабатываемой поверхности. Частота возникновения импульсов зависит от силы разрядного тока, напряжения источника, размеров частиц ферропорошка, скорости, вращения заготовки, состава окружающей среды и других факторов [1–3].

Длительность и частота возникновения импульсов непостоянны. Возникновение импульса на одной из цепочек не совпадает с моментами возникновения на других. В большинстве случаев возникающий импульс подавляет течение дуговых разрядов на соседних цепочках-микроэлектродах, а при одновременном возникновении нескольких импульсов их амплитуды меньше амплитуды тока одиночного импульса. В паузах между дуговыми разрядами сила разрядного тока вначале падает до минимального значения, а затем снова нарастает. Повторный импульс может произойти в системе без замыкания путем ионизации газов в рабочей зоне под действием дугового разряда на соседней цепочке [2–4].

Процесс плавления цепочек-микроэлектродов для многомикроэлектродной системы аналогичен плавлению одиночной цепочки-микроэлектрода. В то же время поведение многомикроэлектродной системы имеет некоторые особенности. Так, система может быть настроена таким образом, что в рабочей зоне будет преобладать одиночное пульсирующее горение цепочек-микроэлектродов. В этом случае процесс ЭМН идет неустойчиво, формирование наплавленного слоя осуществляется нестабильно, расход электроэнергии минимален, производительность – невысокая. Когда в рабочей зоне преобладает групповое перекрываемое горение дуги у цепочек-микроэлектродов, процесс

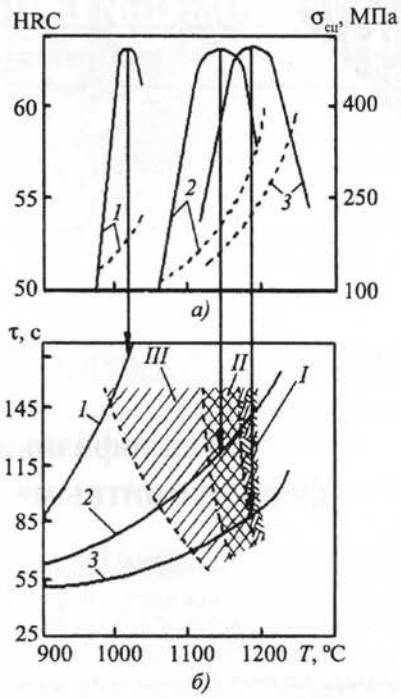


Рис. 1. Влияние температуры *T*:
а – на твердость HRC (сплошные линии), прочность сцепления покрытия с основой $\sigma_{сц}$ (штриховые линии); *б* – на образование областей спекания (*I*), смешанных (*II*) и литых (*III*) структур при скоростях нагрева 6,25 (*1*), 12,50 (*2*) и 18,75 °С/с (*3*)

осуществляется устойчиво, обеспечивается стабильность и хорошее формирование покрытия [1–5].

Температурно-временной фактор влияет на образование новых фаз в системе покрытие–основа [3, 8] и определяет физико-механические и эксплуатационные свойства поверхностного слоя (рис. 1).

При нанесении покрытия с использованием ЭМН источником теплового воздействия является энергия электрического разряда. Поскольку электрическое сопротивление цепочки переменно по длине, то плотность проходящего по ней тока не одинакова, что обусловливает различный градиент температур в зонах контакта частиц ферропорошка между собой и с поверхностью заготовки [2, 4].

В общем случае тепловая мощность $q_э$, расходуемая на нагрев и плавление цепочки-микроэлектрода, определяется мощностью $q_б$, выделяющейся по ее длине от проходящего тока, и эффективной мощностью $q_{эд}$ электрической дуги [6]

$$q_э = q_б + q_{эд} = I^2 R_{эц} + \eta_э IU,$$

где I – сила тока;

$R_{эц}$ – сопротивление цепочки-микроэлектрода;

$\eta_э$ – эффективный КПД нагрева дугой;

U – напряжение дуги.

При низкой интенсивности передачи энергии электромагнитного поля и постоянном внешнем давлении, когда потери энергии в окружающую среду минимальны, составляющая тепловой мощности q_δ может вызвать изотермическое расплавление цепочки-микроэлектрода. Однако в реальном процессе энергия подводится так быстро, что выделяющаяся теплота не успевает отводиться и контактирующий участок заготовки оплавляется.

Теплофизика взаимодействия покрытия с основой при наплавке

Основные недостатки упрочненных и восстановленных деталей – низкая адгезия покрытий и возникновение значительных растягивающих остаточных напряжений, отрицательно влияющих на прочность сцепления покрытия с основой [4]. При ЭМН основной вклад при образовании остаточных напряжений вносят термические напряжения, величина которых зависит от температурных полей в системе покрытие–основа. Для анализа температурных полей рассмотрим тепловое взаимодействие частицы покрытия с основой, ее кристаллизацию и дальнейшее охлаждение до температуры основы.

Существенную роль в тепловых процессах ЭМН играет дуговой электрический разряд, сопровождающийся процессами плавления и кристаллизации наплавляемых частиц ферропорошка [3, 4]. Поэтому важен расчет термического цикла процесса кристаллизации частицы порошка и температурных полей взаимодействующих материалов, определяющих прочность сцепления частицы с основой, сплошность нанесенного покрытия и термические напряжения, возникающие в системе покрытие–основа.

Важной задачей расчета является определение времени существования контакта частица–основа при температурах, достаточных для активации, так как это обеспечивает образование прочных связей жидкой капли с основой.

Взаимная независимость поведения частиц на основе существенно облегчает анализ механизмов образования покрытия, основанных на теплофизических и физико-химических явлениях при затвердевании жидкой капли. В отличие от компактного материала, имеющего межзеренные и межфазные границы, в наплавленном покрытии имеется еще два типа границ, оказывающих существенное влияние на свойства покрытия: границы между частицами и границы, разделяющие покрытие с основой.

Взаимодействие между покрытием и основой при ЭМН можно разделить на последовательные стадии:

- образование контакта – физическое сближение частиц ферропорошка и основы на расстояние, достаточное для химического взаимодействия;
- активация и химическое взаимодействие атомов, приводящее к установлению прочной химической связи между ними;
- релаксационные процессы – рекристаллизация, гетеродиффузия, образование новых фаз.

Первые две стадии протекают на поверхности, а последняя – в объеме материала. При определенных условиях процесс образования прочной химической связи между жидкими каплями и основой можно представить как топохимическую мономолекулярную реакцию и описать с помощью кинетического уравнения Аррениуса [9]:

$$t_a = -\frac{1}{\delta}\ln\left(1-\frac{N}{N_0}\right)\exp\left(\frac{E_0}{kT}\right),$$

где t_a – время, необходимое для того, чтобы прореагировало N атомов на поверхности основы;

δ – частота собственных колебаний атомов;

N_0 – общее число атомов на поверхности основы;

E_0 – энергия активации, которой должны обладать атомы поверхности основы;

T – температура, при которой происходит процесс;

k – постоянная Больцмана.

Из уравнения Аррениуса можно вычислить относительную прочность соединения

$$\frac{N}{N_0} = 1-\exp\left[\frac{\delta t_a}{\exp(E_0/kT)}\right].$$

Одним из основных параметров, характеризующих кинетику протекания химической реакции, является температура, установившаяся в контакте жидкая капля–твердая основа. Скорость реакции зависит от условий активации атомов основы, так как все атомы расплавленной частицы активированы.

Кинетическое уравнение скорости реакции в дифференциальной форме можно представить выражением [10]:

$$\frac{dX}{dt} = (N_0 - X)\delta\exp\left(\frac{E_0}{kT_к}\right)\exp\left(\frac{S}{k}\right),$$

где X – число атомов, прореагировавших за время t;

$T_к$ – температура контакта;

S – энтропия активации, учитывающая вероятность W_1 благоприятной ориентации возбужденных атомов вещества в зоне химического взаимодействия и вероятность W_2 совпадения моментов их возбуждения ($S = klnW_1W_2$). В случае наплавки ферропорошка на основу железа и легирующих элементов конфигу-

рационная энтропия мала, поэтому член, описывающий энтропию, можно принять равным единице. Тогда имеем

$$\frac{dX}{dt} = (N_0 - X)\delta \exp\left(\frac{E_0}{kT_к}\right).$$

После интегрирования (при $T_к$ = const) в пределах: при $t = 0$, $X = 0$ и при $t = t_a$, $X = N$ – получим длительность процесса активации реакции, в течение которой прореагирует N атомов,

$$t_a = \frac{1}{\delta}\ln\left(\frac{N_0}{N_0 - N}\right)\exp\left(\frac{E_0}{kT_к}\right) = -\frac{1}{\delta}\ln\left(1 - \frac{N}{N_0}\right)\exp\left(\frac{E_0}{kT_к}\right).$$

Рассматривая взаимодействие материалов при нанесении покрытия и принимая во внимание взаимную независимость поведения капель расплава на основе, решение задачи можно свести к теплофизическим и физико-химическим явлениям при затвердевании капли [10]. Полученная зависимость t_a характеризует время протекания реакции, необходимое для соединения частиц с основой на данную прочность сцепления.

Таким образом, можно утверждать, что для ЭМН кинетика образования связей частиц с основой описывается топохимическими реакциями первого порядка. Определяющими факторами в процессе формирования химических связей являются температура и длительность взаимодействия, а также свойства материалов ферропорошка и основы.

Термический цикл контакта частицы наплавляемого материала с основой

Процесс формирования покрытия при ЭМН объединяет явления различной физической природы. К числу важнейших следует отнести структурные и фазовые превращения, условия протекания которых определяют физико-механические свойства покрытий. Формирование покрытия прежде всего связано с процессами кристаллизации и охлаждения капель расплава ферропорошка при их взаимодействии с основой.

Решение задачи кристаллизации жидкой капли при ЭМН точными аналитическими методами не представляется возможным. Это обусловлено нелинейностью граничных условий, конечными размерами тел, изменением теплофизических свойств покрытия и основы. Поэтому для изучения теплообмена в контакте основы с жидкой каплей расплава порошка воспользуемся методом А.И. Вейника [11, 12].

Рассмотрим задачу кристаллизации и охлаждения жидкой капли расплава порошка на основе. Математическая модель процесса кристаллизации и охлаждения жидкой частицы описывается системой уравнений, характеризующих температурное поле в покрытии и основе, начальными условиями (распределение температуры по сечению тел в начальный момент времени), граничными условиями (тепловое взаимодействие системы тел основа–покрытие–окружающая среда), геометрическими параметрами (размеры, конфигурация) и теплофизическими свойствами взаимодействующих тел.

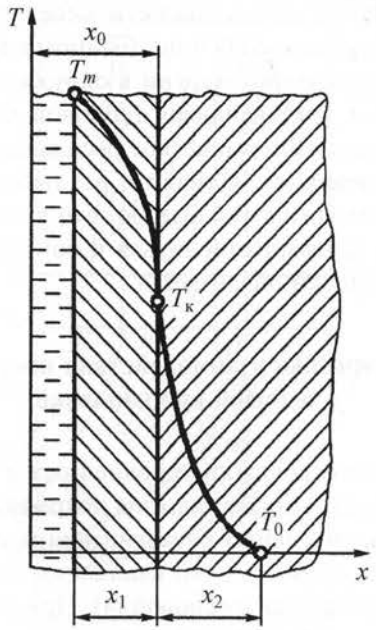


Рис. 2. Схема распределения температуры в сечении покрытия и основы

Предположим, что в момент времени $t_0 = 0$ жидкий расплав, имеющий температуру кристаллизации T_m, соприкасается с массивной основой, имеющей начальную температуру T_0 (рис. 2). Поля температур в затвердевшем объеме покрытия и основы можно представить в виде следующих формул [12]:

$$T_1 = -(T_m - T_к)\left(\frac{x}{x_1}\right)^{n_1} + T_m,$$

$$T_2 = (T_к - T_0)\left(\frac{x}{x_2}\right)^{n_2} + T_0,$$

где $T_к$ – температура в точке контакта;

T_m – температура кристаллизации жидкого расплава;

x_1 – толщина закристаллизировавшейся капли к моменту времени t;

x_2 – глубина прогретого слоя основы в тот же момент времени;

n_1 и n_2 – параметры кривых.

Из уравнения теплового баланса системы формируемое покрытие–основа для единицы длины получаем

$$\frac{1}{n_1+1}\rho_1 C_1(T_m - T_к) + L\rho_1 x_1 = \frac{1}{n_2+1}\rho_2 C_2 x_2 (T_m - T_0),$$

где ρ_1 и C_1 – соответственно плотность и теплоемкость материала частицы;

ρ_2 и C_2 – плотность и теплоемкость материала основы;

L – скрытая теплота кристаллизации.

В дифференциальной форме уравнение теплового баланса для покрытия:

$$\lambda_1 n_1 \frac{T_m - T_к}{x_1}\mathrm{d}t = \frac{1}{n_1+1}\rho_1 C_1 (T_m - T_к)\mathrm{d}x_1 + L\rho_1 \mathrm{d}x_1,$$

где λ_1 – коэффициент теплопроводности материала частицы.

Интегрируя, получим полное время кристаллизации слоя расплава толщиной x_0:

$$t^* = \left[\frac{1}{n_1(n_1+1)} + \frac{L}{n_1 C_1 (T_m - T_к)}\right]\frac{x_0^2}{2a_1} + C^*,$$

где $a_1 = \dfrac{\lambda_1}{\rho_1 C_1}$ – коэффициент температуропроводности материала порошка;

C^* – постоянная интегрирования, определяемая из начального условия.

Рассмотрим охлаждение покрытия, связанное с теплоотдачей в глубь основы и окружающую среду.

Процесс охлаждения описывается системой:

$$\begin{cases} x_1\rho_1 C_1 \dfrac{\mathrm{d}T_1}{\mathrm{d}t} + \dfrac{\lambda_2 n_2}{x_2}(T_1 - T_2) = 0; \\ \left(x_1\rho_1 C_1 + \dfrac{x_2\rho_2 C_2}{n_2+1}\right)\dfrac{\mathrm{d}T_1}{\mathrm{d}t} + \\ + \left(\dfrac{n_2}{n_2+1}x_2\rho_2 C_2\right)\dfrac{\mathrm{d}T_1}{\mathrm{d}t} + \alpha_1 T_1 = 0, \end{cases}$$

где λ_2 – коэффициент теплопроводности материала основы;

α_1 – коэффициент теплоотдачи с наружной поверхности покрытия.

Решение системы дифференциальных уравнений имеет вид:

$$T_1 = \frac{A_1 P_1 + B_1}{A(P_1 - P_2)} e^{P_1(t-t^*)} + \frac{A_1 P_1 + B_1}{A(P_2 - P_1)} e^{P_2(t-t^*)};$$

$$T_2 = \frac{A_2 P_1 + B_2}{A(P_1 - P_2)} e^{P_1(t-t^*)} + \frac{A_2 P_2 + B_2}{A(P_2 - p_1)} e^{P_2(t-t^*)},$$

где P_1 и P_2 – корни характеристического уравнения

$$AP^2 + BP + C = 0,$$

где

$$A = x_1\rho_1 C_1 \frac{n_2}{n_2+1} x_2\rho_2 C_2,$$

$$B = x_1\rho_1 C_1 \alpha_1 + \frac{\lambda_2 n_2}{x_2}(x_1\rho_1 C_1 \alpha_1 + x_2\rho_2 C_2),$$

$$C = \frac{\lambda_2 n_2}{x_2}\alpha_1;$$

$$B_1 = \left[x_1\rho_1 C_1\left(\alpha_1 + \frac{\lambda_2 n_2}{x_2}\right) + \frac{n_2}{n_2+1}b_2\right]T_{10} +$$

$$+ \frac{\lambda_2 n_2}{x_2}\frac{n_2}{n_2+1}x_2\rho_2 C_2 T_{20};$$

$$B_2 = \left[x_1\rho_1 C_1 \frac{\lambda_2 n_2}{x_2} + \frac{n_2}{n_2+1}b_2\right]T_{10} + \frac{n_2^2}{n_2+1}b_2 T_{20},$$

где T_{10}, T_{20} – соответственно избыточные температуры покрытия и основы в момент времени $t = t^*$;

$b_2 = \rho_2 C_2 \lambda_2$.

На основании полученных выражений рассчитан термический цикл контакта капель расплава частиц ферропорошка с основой. Результаты расчетов представлены на рис. 3–5.

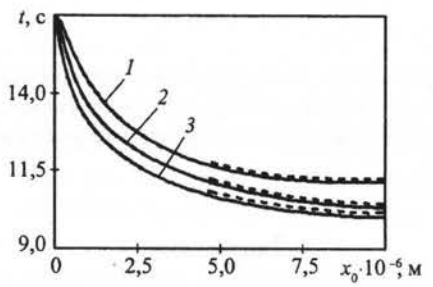


Рис. 3. Продолжительность кристаллизации *t* капель расплава частиц ферропорошка по толщине покрытия x_0:
1 – сталь 45–1 % В; *2* – Fe–9 % В; *3* – Р6М5К5 на основе стали 40Х (сплошная линия)и Ст3 (штриховая линия)

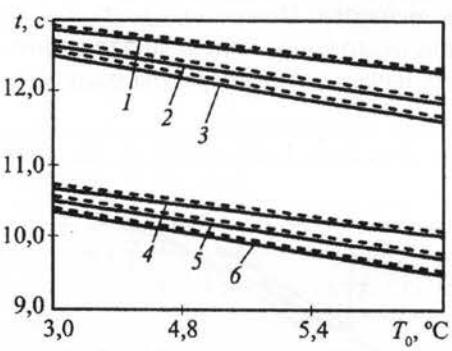


Рис. 4. Зависимость времени кристаллизации капель расплава *t* частиц ферропорошков (сплошная линия – сталь 40Х, штриховая линия – Ст3) от начальной температуры T_0 основы для различных толщин капель покрытия:
сталь 45–1 % В (*1, 4*), Fe–9 % В (*2, 5*), Р6М5К5 (*3, 6*); *1–3* – $1 \cdot 10^{-6}$ м; *4–6* – $1 \cdot 10^{-5}$ м

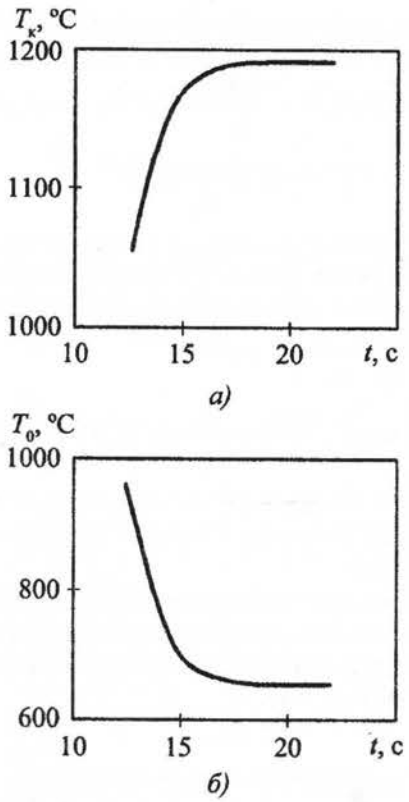


Рис. 5. Зависимости температуры в точке контакта $T_к$ капли расплава с основой (*а*) и температуры нагрева основного металла T_0 при взаимодействии с каплей расплава (*б*) от времени t

Заключение

Анализ результатов исследований показывает, что продолжительность кристаллизации капель расплава порошка находится в степенной зависимости от начальной температуры основы и при кристаллизации расплава различной толщины характер этой зависимости не меняется. Показано, что на изменение времени кристаллизации капель аналогичное влияние оказывает начальная температура расплава.

Результаты исследований позволяют количественно оценить влияние основных теплофизических параметров материалов покрытия и основы на продолжительность термического цикла их взаимодействия.

Таким образом, управляя параметрами интенсивности теплового потока в направлении плоскости контакта капли расплава с основой, можно получать необходимое время кристаллизации, а в результате формировать покрытия с заданными эксплуатационными свойствами.

ЛИТЕРАТУРА

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

2. **Технологические** основы обработки изделий в магнитном поле / П.И. Ящерицин, Л.М. Кожуро, А.П. Ракомсин и др. Минск: ФТИ НАНБ, 1997. 416 с.

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

4. **Мрочек Ж.А., Кожуро Л.М., Филонов И.П.** Прогрессивные технологии восстановления и упрочнения деталей машин. Минск: УП "Технопринт", 2000. 268 с.

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

6. **Физические** процессы при электроэрозионной обработке металлов // Тр. ЭНИМС / под ред. А.П. Владзиевского. Москва: ЭНИМС, 1967.

7. **Коул Р.** Подводные взрывы. М.: Иностр. лит-ра, 1950. 495 с.

8. **Дорожкин Н.Н., Абрамович Т.М., Ярошевич В.К.** Импульсные методы нанесения порошковых покрытий. Минск: Наука и техника, 1985. 277 с.

9. **Хейфец М.Л.** Математическое моделирование технологических процессов. Новополоцк: ПГУ, 1999. 104 с.

10. **Кудинов В.В.** Плазменные покрытия. М.: Наука, 1977. 184 с.

11. **Вейник А.И.** Приближенный расчет процессов теплопроводности. М.–Л.; Госэнергоиздат, 1959. 184 с.

12. **Вейник А.И.** Термодинамика. Минск: Высшая школа, 1968.

АНОНС

Читайте в следующем номере журнала:

Неволин В.Н., Фоминский В.Ю., Гнедовец А.Г., Романов Р.И., Костычев И.В.
Компьютерное моделирование импульсного лазерно-инициированного потока атомов при нанесении покрытий в вакууме и инертном газе.

УДК 620.178.3

Р.Р. Газиев, Н.М. Захаров, Р.Н. Трутнев *(филиал УГНТУ, Салават)*

Особенности сопротивления двухслойных сталей малоцикловой усталости

Рассмотрены особенности сопротивления малоцикловой усталости двухслойных сталей, из которых изготовляются оборудование и аппараты нефтехимии и нефтепереработки. Исследования проводили как стандартными методами, так и методом "сидящей капли", предназначенным для определения поверхностной энергии металлов. Экспериментально показано увеличение поверхностной энергии основного и плакирующего слоев двухслойных сталей при накоплении усталостных повреждений.

The peculiarities of double-layer steels low-cycle fatigue resistance are taken into consideration. The investigations were carried out by the conventional and by method of "staying drop" for defining metal surface energy. The increase of superficial energy of the basis and plating layers of doube-layer steels in accumulation of fatigue damages is shown experimentally.

При выполнении научно обоснованной оценки ресурса работоспособности биметаллических конструкций необходимо иметь информацию об особенностях поведения двухслойных сталей в условиях малоциклового упругопластического нагружения. Усталостная прочность биметаллических композиций может быть как выше, так и ниже такой прочности составляющих ее компонентов. При этом на изменение интегральных циклических свойств биметалла оказывают существенное влияние химический состав, механические характеристики, структурная неоднородность и способ изготовления двухслойной стали.

Учитывая, что в корпусе аппаратов нефтехимии и нефтепереработки возникают значительные изгибные напряжения, обусловленные перепадом температуры в различных точках по сечению оболочки, исследование закономерностей накопления повреждений и разрушения биметаллических композиций выполняли в режиме циклического плоского изгиба. С этой целью была разработана экспериментальная установка, позволяющая испытывать образцы толщиной до 25 мм при комнатной и повышенной температурах, и проводить регистрацию текущей диаграммы циклического деформирования.

На рис. 1 показаны кривые малоцикловой усталости биметалла 09Г2С+12Х18Н10Т и сталей марок 09Г2С и 12Х18Н10Т, полученные в результате испытания образцов толщиной 12 мм по схеме симметричного изгиба при температуре 20 °С. Эти кривые представляют собой зависимости амплитуды исходной упругопластической деформации ε_{a0} от числа циклов нагружения до появления трещины $N_т$, построенные в двойных логарифмических координатах и обработанные методом наименьших квадратов. Анализ приведенных зависимостей показывает, что в области значительных деформаций (ε_a = 0,4...2,0) большей долговечностью обладает низколегированная сталь 09Г2С с более высоким значением относительного поперечного сужения (ψ = 61), которое, согласно зависимостям типа Коффина–Мэнсона, обладает доминирующим влиянием в области малоцикловой усталости. По мере снижения амплитуды деформации соотношение долговечностей исследуемых сталей изменяется и в интервале ε_a = 0,35...0,45 кривые усталости пересекаются. А в диапазоне долговечностей, превышающих $1 \cdot 10^4$ цикл., растет преимущество аустенитной стали 12Х18Н10Т, что обусловлено более высоким пределом прочности, превалирующая роль которого проявляется в области значительных долговечностей.

Кривая малоцикловой усталости биметалла 09Г2С+ +12Х18Н10Т при долговечности менее $1 \cdot 10^3$ цикл. занимает промежуточное положение между кривыми усталости его компонентов. А при числе циклов нагружения более $1 \cdot 10^3$ долговечность двухслойной стали становится меньше долговечности составляющих, что можно объяснить наличием процессов накопления

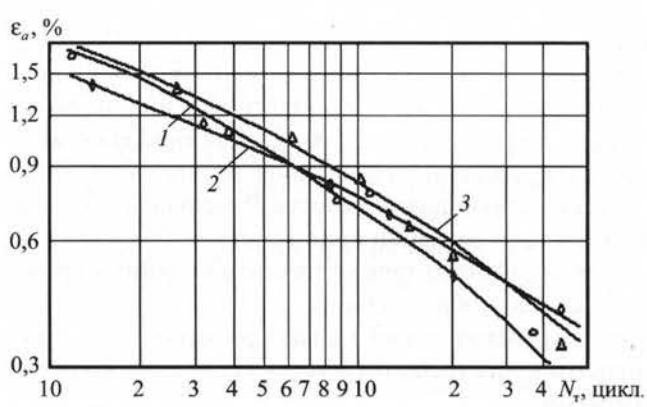


Рис. 1. Кривые малоцикловой усталости биметалла 09Г2С+ +12Х18Н10Т (*1*) и сталей марок 12Х18Н10Т (*2*), 09Г2С (*3*)

усталостных повреждений, происходящих более интенсивно в биметаллической композиции ввиду ее структурной и механической неоднородности. К тому же снижение сопротивления повторно-переменным нагрузкам связано с качеством соединения слоев плакированной стали.

Как показали результаты экспериментов, опережающее зарождение и развитие усталостных трещин наблюдалось со стороны плакирующего слоя, что в конечном итоге приводило к его первоначальному разрушению. Это связано с перераспределением напряжений в слоистых композициях, при котором бóльшие напряжения возникают в слое с более высокими прочностными характеристиками. Указанный эффект усугубляется неравномерным изменением напряжений при деформации изгиба, особенно когда высокие напряжения охватывают большие объемы вблизи поверхности образца.

Необходимо отметить, что при низких уровнях долговечности на поверхности как плакирующего, так и основного слоев появлялись одна или несколько крупных трещин, в дальнейшем развивающихся в магистральную, в то время как при высоких значениях долговечности происходило образование большого числа малых трещин. Другой особенностью разрушения биметаллов при циклическом изгибе являлось то, что отслоение плакирующего слоя композиции наблюдается только при высокой амплитудной деформации. Это можно объяснить тем, что растягивающие напряжения, возникающие в зоне соединения металлов при значительных изгибных деформациях, превышают сопротивление срезу между слоями композиции. К тому же с ростом остаточной деформации в плакированных металлах сопротивление срезу по плоскости соединения основного и плакирующего слоев снижается [1], что отрицательно сказывается на усталостных свойствах биметалла [2].

В целях изучения поведения двухслойных металлов при малоцикловой усталости в условиях повышенных температур была исследована двухслойная сталь аналогичного класса марки 16ГС+12Х18Н10Т. Образцы толщиной 12 мм (в том числе толщина плакирующего слоя 2,5 мм) подвергали циклическому изгибу при температуре 500 °С. Как показали эксперименты, наличие повышенной температуры снижает усталостную долговечность биметалла при аналогичном расположении кривых усталости моно- и биметаллов. Однако точка пересечения данных кривых смещается в область более высокой долговечности при сохранении общего характера зарождения и распространения трещины в условиях повышенной температуры.

Анализируя картину разрушений биметаллов при различных температурах, можно заключить, что зарождение трещины происходит со стороны открытых кромок образца согласно "краевому эффекту" [3] вначале на поверхности плакирующего, а затем основного слоев биметалла. Дальнейший рост трещин наблюдается в направлении к серединной поверхности образца. После первоначального разрушения плакирующего слоя трещина со стороны этого слоя без перехода в основной слой продвигается по границе раздела композиции, вызывая расслоение. Полное разрушение образца наступает, когда трещина, растущая со стороны основного слоя, достигнет линии соединения металлов.

При циклическом упругопластическом деформировании исследуемые материалы могут проявлять себя как циклически упрочняющиеся, разупрочняющиеся или стабильные. Для двухслойной стали 09Г2С+12Х18Н10Т и ее компонентов (сталей 09Г2С и 12Х18Н10Т) проведены исследования циклических свойств и получены диаграммы циклического деформирования. В результате обработки этих диаграмм получены зависимости изменения размаха напряжений и ширины петли упругопластического гистерезиса от числа циклов нагружения.

Анализ кривых показывает, что начиная с первых циклов нагружения как биметалл, так и составляющие его стали разупрочняются. Это сопровождается уменьшением размаха напряжений и увеличением ширины петли гистерезиса, которая характеризует упругопластическую деформацию в цикле. С ростом уровня амплитудной деформации степень разупрочнения повышается. После начальной стадии деформирования процессы разупрочнения протекают более умеренно, приближаясь к режиму стабилизации вплоть до появления микротрещин, когда начинается падение размаха напряжений. С увеличением числа циклов нагружения наблюдается резкое уменьшение ширины петли гистерезиса особенно при значительных уровнях амплитудной деформации. Это связано с наличием квазистатического повреждения и локализацией процесса пластического деформирования на небольшом участке образца, где начинает развиваться магистральная усталостная трещина.

Количественную оценку разупрочнения исследуемых сталей можно представить с помощью параметров циклического деформирования, которые определены по результатам циклических испытаний в соответствии с ГОСТ 25.504–82 с учетом работ [4, 5]. В табл. 1 приведены основные параметры обобщенной диаграммы циклического деформирования и механические характеристики биметалла 09Г2С+12Х18Н10Т и сталей 09Г2С и 12Х18Н10Т: $\sigma_в$ – предел временного сопротивления; $\sigma_{0,2}$ – условный предел текучести; ψ – относительное остаточное сужение; $\bar{A}$ – параметр, описывающий связь статической диаграммы дефор-

Таблица 1

Механические характеристики и параметры обобщенной диаграммы циклического деформирования

Марка стали	$\sigma_в$, МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	ψ, %	$\bar{A}$	C	$\bar{S}_{пц}^{(1)}$
09Г2С+ +12Х18Н10Т	711	486	56,5	0,918	0,0489	1,691
09Г2С	533	352	61,0	0,955	0,0495	1,672
12Х18Н10Т	546	434	57,0	0,913	0,0495	1,694

мирования и обобщенной диаграммы в первом полуцикле нагружения; C – константа материала, определяемая экспериментально по диаграмме циклического деформирования; $\bar{S}_{пц}^{(1)}$ – предел пропорциональности в первом полуцикле нагружения.

Характеристикой интенсивности протекания процессов разупрочнения при циклическом упругопластическом деформировании является параметр β, определяемый с учетом данных табл. 1 по формуле

$$\beta = C\left(\bar{e}^{(0)} - \frac{\bar{S}_{пц}^{(1)}}{2}\right), \qquad (1)$$

где $e^{(0)}$ – степень исходного деформирования.

Зависимость изменения параметра β от степени исходного деформирования образцов из исследуемых материалов (рис. 2) показывает, что процессы разупрочнения более интенсивно протекают у стали 12Х18Н10Т (прямая *1*), а это сказывается на циклическом поведении всей композиции (прямая *2*).

Согласно исследованиям, проведенным в институте машиноведения им. А.А. Благонравова [5], с рос-

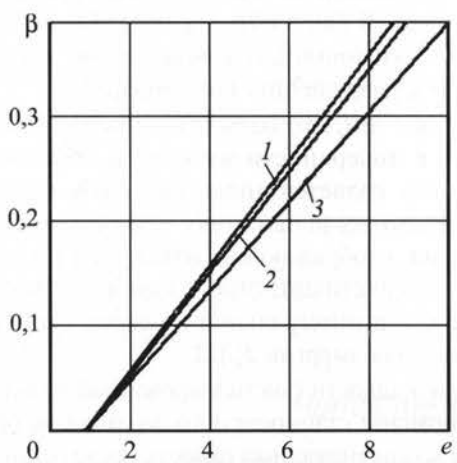


Рис. 2. Зависимость изменения параметра разупрочнения β от степени исходного деформирования *e* биметалла 09Г2С+ +12Х16Н10Т (*2*) и сталей 12Х18Н10Т (*1*), 09Г2С (*3*)

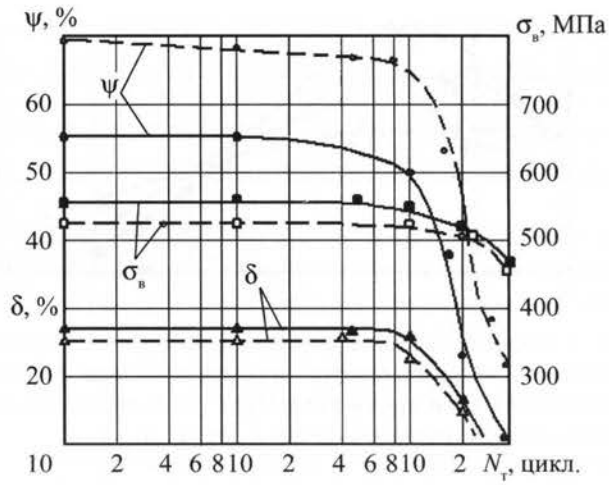


Рис. 3. Изменение механических свойств биметалла 16ГС+08Х13 (сплошная линия) и стали 16ГС (штрихи) в зависимости от числа циклов $N_т$ нагружения до появления трещины

том температуры испытания до пределов, когда реологические эффекты отсутствуют, зависимость основных параметров обобщенной диаграммы циклического деформирования от степени исходного деформирования является аналогичной зависимости при комнатной температуре. Таким образом, более интенсивное протекание процессов разупрочнения в металле плакирующего слоя двухслойной стали существенно влияет на циклические свойства всей композиции, снижая ее усталостную прочность и долговечность. В свою очередь, при циклическом нагружении происходит изменение механических характеристик материалов, что является следствием деформационного старения [6], процессы которого активизируются при наличии высокотемпературных условий.

Для исследования процессов деформационного старения биметаллов и их компонентов образцы этих сталей подвергали предварительному циклическому нагружению до определенного числа циклов, либо до момента появления микротрещины (размером до 1 мм). Затем по результатам испытаний на статическое растяжение определяли механические характеристики испытуемых материалов [7]. Зависимости изменения механических свойств биметалла 16ГС+08Х13 и стали 16ГС от числа циклов нагружения до появления трещины представлены на рис. 3.

Как для моно-, так и для биметалла в области долговечностей до 800 цикл. не наблюдается значительного изменения характеристик прочности и пластичности, а характер разрушения образцов является квазистатическим. Резкое уменьшение относительного сужения ψ и удлинения δ возникает в области 1000...2000 цикл. до появления трещин, где вследствие исчерпания моно- и биметаллом свойств

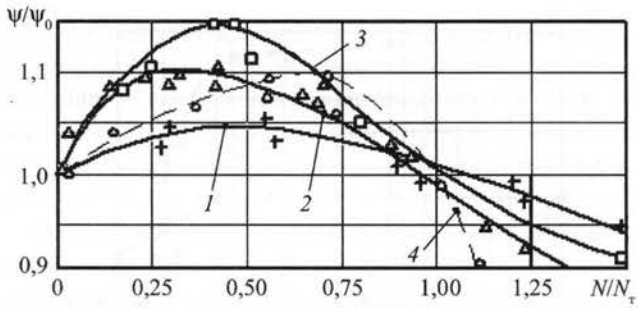


Рис. 4. Зависимость изменения относительной пластичности от относительной долговечности двухслойной стали 09Г2С+ +12Х18Н10Т (*1*) и сталей 12Х18Н10Т (*2*, *4*), 09Г2С (*3*) при температуре 20 (сплошная линия) и 500 °С (штрихи)

пластичности имеет место усталостный характер разрушения образцов. При этом разрушение биметалла в результате статического нагружения сопровождается локальным отслоением плакирующего слоя и его последующим разрывом, в то время как металл основы разрушается в последнюю очередь, претерпевая дополнительную продольную деформацию. Заметное уменьшение предела прочности наблюдается при числе циклов нагружения более $1 \cdot 10^3$, когда трещины на поверхности образца значительно снижают площадь его поперечного сечения.

Возникавшее при деформационном старении поверхностное разрыхление образцов подтверждается характерным снижением микротвердости, измеренной с обеих сторон композиции.

Как отмечалось ранее, в области малоцикловой усталости доминирующая роль отводится поперечному сужению образца. В результате проведенных исследований изменения пластических свойств двухслойной стали 09Г2С+12Х18Н10Т в процессе деформационного старения получены зависимости относительного сужения от числа циклов предварительного нагружения при различных уровнях амплитуды упругопластической деформации. Анализ показывает, что на начальной стадии деформирования происходит возрастание величины ψ на 4, 12 и 16 % соответственно для биметалла, металла плакирующего слоя и основы, что объясняется процессами разупрочнения, протекающими с различной интенсивностью в поверхностных слоях образцов, которые подвергали предварительному циклическому изгибу. По мере накопления усталостных повреждений пластические свойства исследуемых сталей снижаются, что вызывает уменьшение ψ. Следует заметить, что этот процесс протекает более интенсивно в сталях с большей исходной пластичностью, а также по мере увеличения уровня амплитуды деформирования.

Стадия накопления повреждений завершается зарождением трещин на поверхности образца в тот момент, когда значение относительного сужения принимает исходное значение. Поэтому, если текущие величины ψ и N представить в виде отношений $\frac{\psi}{\psi_0}$ и $\frac{N}{N_т}$ (где ψ_0 – исходное значение относительного сужения, а $N_т$ – число циклов до появления трещины при заданном уровне амплитудной деформации ε_a), то для моно- и биметалла экспериментальные точки будут располагаться соответственно на одной из кривых *1*, *2* и *3* (рис. 4) независимо от уровня амплитудной деформации. Это говорит о том, что зарождение и развитие усталостной трещины происходит в результате исчерпания металлом исходной пластичности, т.е. $\frac{N}{N_т} = 1$ при $\frac{\psi}{\psi_0} = 1$. Поскольку усталостное разрушение двухслойной стали первоначально начинается со стороны плакирующего слоя, было проведено исследование процессов деформационного старения металла плакировки при комнатной и повышенной температурах. В результате циклического термодеформационного старения стали 12Х18Н10Т при 500 °С получена кривая *4* (рис. 5, *б*), по форме схожая с кривой *2*, но имеющая смещение вершины в сторону бóльших долговечностей.

Таким образом, в условиях термомеханического циклического нагружения наблюдается значительное изменение механических свойств как всей двухслойной металлической композиции, так и составляющих ее сталей, причем процессы деформационного старения протекают более интенсивно в металле плакирующего слоя. Данный эффект усугубляется наличием поверхностного разупрочнения металла, значительно снижающего пластические свойства всей композиции. В свою очередь исчерпание исходной пластичности приводит к появлению усталостных трещин и к разрушению конструкции.

В связи с тем, что бóльшая часть разрушений начинается с поверхности материала, следовательно, поверхность является информативным параметром, при усталостных испытаниях проводили измерения параметров, отображающих изменения на поверхности. Характеристикой, отображающей изменения на поверхности и интегральной по своей сути, является поверхностная энергия F_s [8].

Каплю жидкости (дистиллированной воды) наносили при помощи стационарного дозатора на предварительно обезжиренную поверхность после останова установки и приведения образца в исходную позицию. Поверхностную энергию определяли с использованием краевого угла смачивания по методу "сидящей капли",

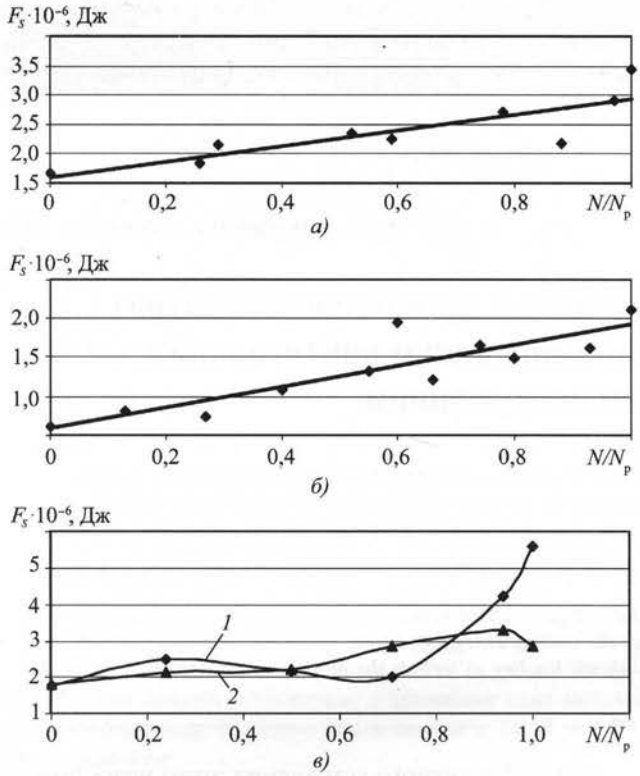


Рис. 5. Зависимость поверхностной энергии F_s стали 09Г2С (*а*), 12Х18Н10Т (*б*) и слоев биметалла от уровня накопления усталостных повреждений (*в*):
1 – основа; *2* – плакирующий слой

описанному в трудах А. Адамсона, Е.Д. Щукина, Б.Д. Сумма и других исследователей [9]. Регистрацию угла смачивания проводили с помощью цифрового фотоаппарата с последующей компьютерной обработкой результатов. Исследовали как двухслойную композицию 09Г2С+12Х18Н10Т, так и стали 09Г2С и 12Х18Н10Т в отдельности.

Графики зависимости поверхностной энергии от уровня накопления усталостных повреждений для сталей 09Г2С и 12Х18Н10Т представлены на рис. 5. Эксперименты показывают линейное возрастание поверхностной энергии при накоплении усталостных повреждений для монометаллов (см. рис. 5, *а*, *б*). Для биметалла характер изменения поверхностной энергии несколько меняется (см. рис. 5, *в*), что связано с перераспределением энергии между слоями в ходе испытаний.

Таким образом, вышеизложенные результаты экспериментальных исследований можно применить для оценки ресурса остаточной работоспособности нефтехимических аппаратов и оборудования.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Бакиев А.В., Зайнуллин Р.С., Пурис С.Е., Кузовенков А.И.** Остаточная деформация и прочность соединения слоев двухслойных сталей // Сварочное производство. 1987. № 12. С. 13.

2. **Газиев Р.Р., Захаров Н.М.** О влиянии предварительного пластического деформирования на усталостные свойства биметаллов // Наука–производству. Уфа, 1990. С. 57.

3. **Повторно-статическая** прочность двухслойной стали / А.Д. Чудновский, А.С. Гельман и др. // Сварочное производство. 1973. № 6. С. 41–44.

4. **Даунис М.А.** Прочность и долговечность при малоцикловом нестационарном нагружении. Вильнюс: Мокслас, 1989. 256 с.

5. **Когаев В.П., Махутов Н.А., Гусенков А.П.** Расчеты деталей машин и конструкций на прочность и долговечность: Справ. М.: Машиностроение, 1985. 224 с.

6. **Романов А.Н.** Разрушение при малоцикловом нагружении. М.: Наука, 1983. 282 с.

7. **Испытания** при малоцикловом нагружении: метод. указ. Научно-техническое сотрудничество стран–членов СЭВ. М.: МЦНТИ, 1986. 88 с.

8. **Наумкин Е.А., Кузеев И.Р., Прохоров А.Е.** Оценка степени поврежденности стали 09Г2С в условиях малоцикловой усталости с учетом параметров поверхностной энергии // Сборник научных статей. "Мировое сообщество: проблемы и пути решения". Уфа: Изд-во УГНТУ, 2005. № 17. С. 66–74.

9. **Щукин Е.Д., Перцов А.В., Амелина Е.А.** Коллоидная химия. М.: Высшая школа, 1992. 414 с.

АНОНС

Читайте в следующем номере журнала:

Фатыхова Г.М., Смоленцев В.П., Уваров М.А. Динамическая модель формирования покрытий при комбинированной обработке.

С.К. Амбросимов *(Липецкий ГТУ)*

Феноменологическая модель исследования энергосиловых затрат на резание при опережающем деформирующем протягивании с упругопластическим нагружением

Представлена модель обрабатываемости резанием с опережающим пластическим деформированием и упругопластическим нагружением (УПН) зоны резания, основанная на теории разрушения. Модель обеспечивает и подтверждает снижение энергосиловых затрат на резание при протягивании, а также определяет показатель напряженного состояния в зоне резания.

Treatment model with advanced plastic deformation and elastic-plastic loading the zone of cutting based on destruction theory is presented. The model explains and proves the cutting energy and force reduction during broaching process of mechanically pre-strengthening material and elastic-plastic loading as well as the model determines the state of stress index in the cutting zone.

Как показали исследования *деформирующе-режущее протягивание* (ДРП) с *опережающим пластическим деформированием* (ОПД) эффективнее режущего протягивания при обработке отверстий. При этом сокращается длина протяжек, снижаются силы резания и суммарные энергозатраты на инструмент, повышается качество обработки отверстий.

Снижение энергосиловых затрат на процесс резания оценивали с помощью энергетической модели процесса резания с ОПД, учитывающей двухстадийное накопление повреждаемости [1]. Разработанная модель позволила сделать вывод, что дальнейшее уменьшение энергетических затрат на срезание поверхностного слоя может быть осуществлено за счет:

1) увеличения сдвиговых деформаций в подлежащем удалению поверхностном слое;

2) применения более жесткой схемы напряженного состояния при ОПД;

3) увеличения показателя напряженного состояния в зоне резания ее дополнительным нагружением;

4) использования комплексного эффекта упругой и пластической деформации от деформирующих элементов.

Одним из главных недостатков ДРП с ОПД является то, что после выхода деформирующего зуба из отверстия происходит упругая усадка втулки, что приводит к удару обрабатываемой поверхности о главную режущую кромку, в результате чего на поверхности остается след и ступенька, величина которой зависит от упругопластических свойств втулки и составляет около 0,02...0,04 мм.

Для эффективного устранения этого недостатка, а также дальнейшего снижения энергосиловых затрат был разработан ряд способов деформирующе-режущего протягивания и протяжек с совмещением зон резания и деформирования: с размещением режущих кромок в зоне контактной деформации (заборного конуса [2, 3], цилиндрической ленточки [4, 5]) и в зоне внеконтактной деформации [6]. Совмещение зон резания и деформирования возможно при расположении деформирующих зубьев в зоне стружкоразделительных канавок, т.е. между главными режущими кромками.

Сущность процесса протягивания с ОПД и УПН показана на примере работы протяжки (рис. 1), у которой деформирующие зубья *1*, расположенные на

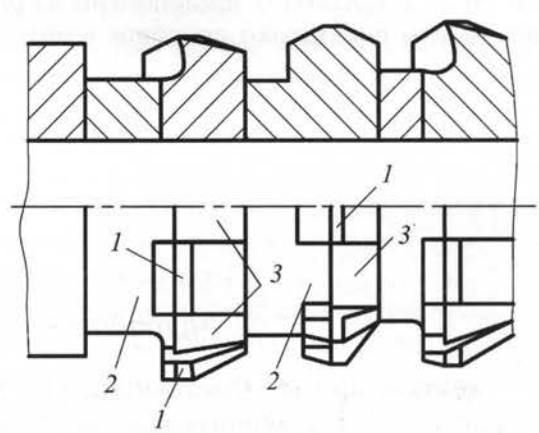


Рис. 1. Участок деформирующе-режущей протяжки для упругопластического деформирования

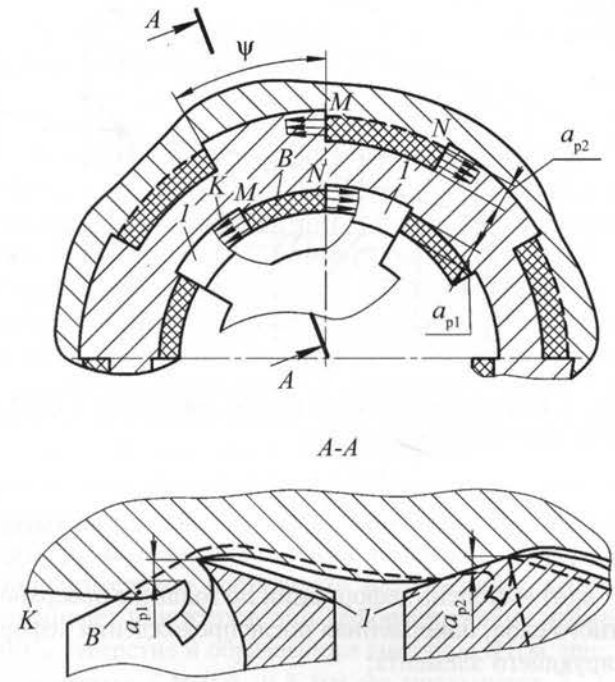


Рис. 2. Пластически оттесняемые и срезаемые слои металла при деформирующе-режущем протягивании с ОПД и УПН зоны обработки

деформирующе-режущих элементах *2*, размещены между режущими зубьями *3* [4]. При прохождении первого деформирующе-режущего элемента через отверстие втулки с натягом деформирующие зубья *1* пластически оттесняют поверхностные слои металла в радиальном направлении не только в зонах образующихся канавок *K* (рис. 2), но и выступов *B*, а также вследствие неразрывности деформаций по стенке втулки одновременно растягивают образующийся выступ *B* в окружном направлении. Режущие зубья *3*, расположенные между деформирующими, вступают в работу позже и, таким образом, срезают образованный и растянутый выступ по линии *MN* толщиной a_{p1}.

Следующий деформирующе-режущий элемент расположен относительно предыдущего с угловым смещением ψ, равным угловому шагу размещения зубьев, вследствие чего его деформирующие зубья *1* деформируют слои металла в зоне резания следующего элемента, а также образуют и растягивают выступы с предварительно пластически деформированным поверхностным слоем.

Таким образом, режущие зубья *3* (см. рис. 1) второго элемента срезают выступ по линии *MN* толщиной a_{p2} с предварительно деформированным и упругопластическим растянутым слоем в момент резания. Размещение деформирующих зубьев на месте стружкоразделительных канавок позволяет им выполнять функцию стружкоделения и одновременно повышает эффективность способа за счет того, что металл оттесняется и удаляется

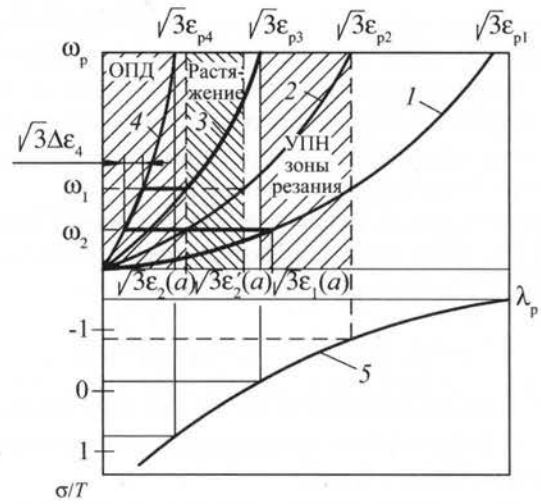


Рис. 3. Накопление повреждаемости в три этапа при деформирующе-режущем протягивании с ОПД и УПН зоны обработки

по всему периметру деформирующе-режущего элемента, что в конечном счете уменьшает длину инструмента. Кроме того, деформирующие зубья при прохождении через отверстие направляют режущие, выравнивая припуск на резание как в поперечном, так и в продольном сечениях.

Совмещение пластической деформации и резания в пространстве и во времени, т.е. с УПН зоны резания, вносит изменения в феноменологическую модель деформирующе-режущего протягивания, построенную для исследования обрабатываемости резанием при ОПД. Процесс накопления повреждаемости металла ω с ОПД и УПН зоны резания проходит в три этапа (рис. 3) сначала по кривой *1* от 0 до ω_1 (до степени деформации ε_1). Этому процессу соответствует показатель напряженного состояния при процессе опережающего деформирования. Процесс накопления повреждаемости является функцией распределения пластической деформации по толщине поверхностного слоя $\varepsilon_1(a)$ в зоне образующихся канавок *K* (см. рис. 2) и зависит от действия деформирующих зубьев и натяга *i*, радиальной жесткости *D*/*d* (*D* – наружный диаметр втулки, *d* – диаметр отверстия до протягивания), угла заборного конуса α и пластических свойств обрабатываемого материала. Далее процесс накопления повреждаемости продолжается по кривой *4* (см. рис. 3) от ω_1 до ω_2, соответствующей дополнительному растяжению, так как в этот момент поверхностные слои металла, находящиеся между соседними деформирующими зубьями, т.е. в зоне выступов *B* (см. рис. 2), последовательно вступают в зону растяжения. Затем материал с накопленной повреждаемостью при деформировании с ОПД и растянутый в окружном направлении деформирующими зубьями попадает в зону резания, процесс продолжается по

кривой *3* (см. рис. 3), соответствующей резанию с повышенным показателем напряженного состояния из-за упругопластического растяжения зоны резания. При отсутствии УПН зоны резания процесс накопления повреждаемости ω_p при резании до состояния разрушения происходит по кривой *2*.

Полная работа, затрачиваемая на процесс резания с ОПД и УПН зоны обработки, рассчитывается по формуле

$$\rho = \rho_1 + \rho_2 + \rho_3 - \rho_4 - \rho_5 - \rho_6 - \rho_7, \qquad (1)$$

где ρ_1 – работа деформации срезаемого слоя материала;

ρ_2 – работа трения по передней и задней поверхностям режущего клина;

ρ_3 и ρ_4 – соответственно работа диспергирования и работа упругой деформации, которыми можно пренебречь;

ρ_5 – снижение удельной работы резания за счет наложения на нее растягивающих напряжений, т.е. изменение показателя напряженного состояния зоны резания (рис. 4):

$$\rho_5 = \int_0^a \int_{\varepsilon_{p3}(a)}^{\varepsilon_{p2}(a)} \sigma(\varepsilon)\mathrm{d}\varepsilon\mathrm{d}a, \qquad (2)$$

где $\varepsilon_{p3}(a)$ – степень деформации по толщине a срезаемого слоя, соответствующая процессу резания с упругопластическим растяжением;

$\varepsilon_{p2}(a)$ – степень деформации по толщине срезаемого слоя, соответствующая процессу резания без нагружения зоны обработки;

ρ_6 – снижение работы резания за счет предварительного растяжения поверхностных слоев образованных выступов до вступления их в зону резания:

$$\rho_6 = \int_0^{a_1} \int_{\varepsilon_{p2}(a)}^{\varepsilon_2(a)} \sigma(\varepsilon)\mathrm{d}\varepsilon\mathrm{d}a, \qquad (3)$$

где $\varepsilon_2(a)$ – степень деформации, соответствующая процессу резания без нагружения при накоплении повреждаемости по толщине поверхностного слоя ω_1, соответствующей процессу деформирующего протягивания, рассчитывается по формуле

$$\varepsilon_2(a) = \varepsilon_{p_2}(a)\left(\frac{\int_0^a \varepsilon_1(a)\mathrm{d}a}{\int_0^a \varepsilon_{p_1}(a)\mathrm{d}a}\right)^{K_1/K_2}. \qquad (4)$$

Здесь K_1 и K_2 – коэффициенты, зависящие от физико-механических свойств материала и показателя напряженного состояния σ/T, определяются по таблицам [7];

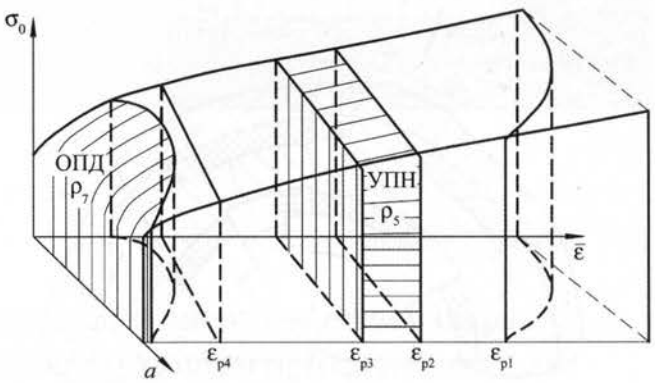


Рис. 4. Определение удельной работы деформации с ОПД и УПН зоны обработки резанием

$\varepsilon_1(a)$ – степень деформации по толщине поверхностного слоя, накопленная после прохождения деформирующего элемента;

$\varepsilon_{p1}(a)$ – степень деформации по толщине поверхностного слоя, соответствующая макроразрушению поверхностного слоя материала при деформирующем протягивании;

$\varepsilon_2'(a)$ – степень деформации, соответствующая процессу резания без нагружения при накоплении повреждаемости по толщине поверхностного слоя ω_2, соответствующей процессу растяжения:

$$\varepsilon_2'(a) = \frac{\varepsilon_{p2}(a)\left(\varepsilon_{p4}(a)\left(\frac{\int_0^a \varepsilon_1(a)\mathrm{d}a}{\int_0^a \varepsilon_{p1}(a)\mathrm{d}a}\right)^{K_1/K_4} + \Delta\varepsilon_4(a)\right)^{K_4/K_2}}{\varepsilon_{p4}(a)}, \qquad (5)$$

где K_4 – коэффициент, зависящий от физико-механических свойств и показателя напряженного состояния σ/T;

$\varepsilon_{p4}(a)$ – степень деформации по толщине поверхностного слоя, соответствующая моменту макроразрушения при наложении на зону резания растягивающих напряжений от деформирующего элемента с прерывистой рабочей поверхностью. Снижение удельной работы резания ρ_7 за счет исчерпания запаса пластичности при предварительном деформировании (ОПД):

$$\rho_7 = \int_0^a \int_0^{\varepsilon_2(a)} \sigma(\varepsilon)\mathrm{d}\varepsilon\mathrm{d}a. \qquad (6)$$

Таким образом, общее снижение силы резания определяется по формуле

$$\Delta\rho = \rho_5 + \rho_6 + \rho_7. \quad (7)$$

Основной задачей разработанной модели является оценка снижения энергозатрат ρ_5 за счет изменения показателя напряженного состояния зоны резания при ее растяжении деформирующими элементами. Снижение энергозатрат при ОПД ρ_7 было оценено ранее на основании феноменологической модели обрабатываемости при деформирующе-режущем протягивании [1], основанной на процессах накопления повреждаемости и построена с использованием диаграммы пластичности и соответствующих кривых упрочнения и изменения микротвердости в зависимости от сдвиговой деформации. Снижение энергозатрат ρ_6 за счет накопления повреждаемости при дополнительном растяжении зоны резания, которое возникает при вхождении деформирующих элементов в отверстие и образовании выступов *B* (см. рис. 2) с натягами i = 0,4...0,8 мм не превышает 2...3 % и в расчетах не учитывается.

Определение показателя напряженного состояния при прямой задаче сводится к расчету главных напряжений σ_1, σ_2 и σ_3. При обратной задаче, например, при резании с ОПД, по показателю напряженного состояния определяют главные напряжения в зоне резания. Показатель напряженного состояния вычисляют по степени деформации сдвига λ_p, соответствующей макроразрушению, т.е. при отделении стружки по ее микротвердости и усадке.

Известно что главное напряжение σ_3 лежит в условной плоскости сдвига нормально к *MN* (рис. 5), а σ_1 и σ_2 составляют угол 45° с направлением плоскости сдвига, причем угол сдвига β определяется по формуле [8]:

$$\mathrm{tg}\beta = \frac{\cos\gamma}{k - \sin\gamma}, \quad (8)$$

где γ – передний угол режущего зуба;

k – коэффициент усадки стружки.

Используя известные формулы для определения показателя напряженного состояния и интенсивности напряжений [9], получим

$$\frac{\sigma}{T} = \frac{\frac{1}{3}(\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3)}{\sqrt{\frac{1}{6}[(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_3 - \sigma_1)^2]}}; \quad (9)$$

$$\sigma_0 = \sqrt{\frac{1}{2}[(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_3 - \sigma_1)^2]}, \quad (10)$$

и приняв допущение, что σ_3 – минимальное главное напряжение, так как деформация в этом направлении

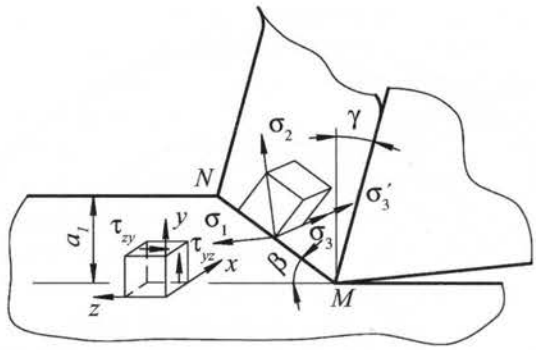


Рис. 5. Определение напряжений в зоне макроразрушения при резании:

τ_{zy}, τ_{yz} – касательные напряжения

отсутствует, запишем условие для плоского деформированного состояния:

$$\sigma_2 = \frac{\sigma_1 + \sigma_3}{2}. \quad (11)$$

Подставив (11) в (9) и (10) и преобразовав относительно σ_1, σ_2, σ_3, получим

$$\begin{cases} \sigma_1 = \frac{1}{\sqrt{3}}\left(\frac{\sigma}{T} - 1\right)\sigma_0; \\ \sigma_2 = \frac{1}{\sqrt{3}}\frac{\sigma}{T}\sigma_0; \\ \sigma_3 = \frac{1}{\sqrt{3}}\left(\frac{\sigma}{T} + 1\right)\sigma_0. \end{cases} \quad (12)$$

Средний показатель напряженного состояния в зоне резания при ОПД определяется по усадке стружки [8]:

$$\lambda = \mathrm{ctg}\beta + \mathrm{tg}(\beta - \gamma) \text{ или}$$

$$\lambda = \frac{k - \sin\gamma}{\cos\gamma} + \mathrm{tg}\left[\mathrm{arctg}\left(\frac{\cos\gamma}{k - \sin\gamma}\right) - \gamma\right], \quad (13)$$

при известной диаграмме пластичности, полученной по данным [7], а также по интенсивности напряжений, соответствующей распределению микротвердости по сечению стружки со стороны передней поверхности.

Для определения показателя напряженного состояния в зоне резания при ОПД и УПН зоны обработки используется принцип суперпозиции. При прохождении деформирующего элемента через отверстие в зонах действия деформирующих элементов преобладают осевые касательные (сдвиговые), радиальные сжимающие и окружные растягивающие напряжения. В очаге деформации между деформирующими зубьями (см. рис. 2) действуют только растягивающие напряжения (рис. 6). Процесс протекает монотонно. Изменение растягивающих напряжений на внутренней поверхности образованного выступа и наружной поверхности детали, радиально совпадающих с выступом, опреде-

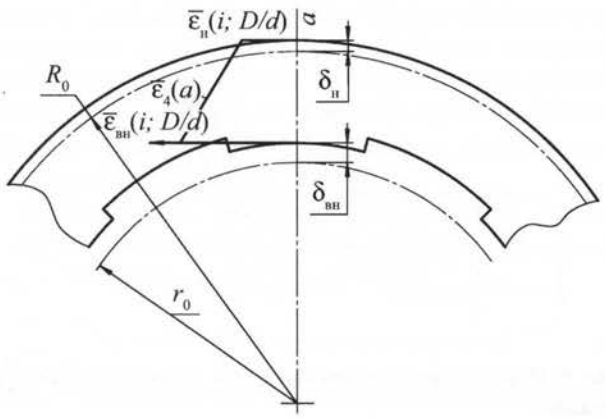


Рис. 6. Схема определения распределения интенсивности деформации по толщине подлежащего срезанию слоя при растяжении втулки

ляется экспериментально по изменению радиальной пластической деформации на внутренней периферийной поверхности выступа и по наружному диаметру в зависимости от натяга на деформирующий элемент и радиальной жесткости втулки.

В любом осесимметричном тонком сечении действует одноосное растягивающее напряжение, интенсивность соответствующих ей деформаций по внутренней и наружной поверхностям втулки определяется по формулам:

$$\varepsilon_{вн} = 2\ln\frac{r_0}{r_0 - \delta_{вн}(i, D/d)}, \qquad (14)$$

$$\varepsilon_{н} = 2\ln\frac{R_0}{R_0 - \delta_{н}(i, D/d)}, \qquad (15)$$

где R_0, r_0 – соответственно наружный и внутренний радиусы втулок;

$\delta_н$, $\delta_{вн}$ – соответственно радиальная пластическая деформация на наружной и внутренней поверхностях втулок.

Для малых деформаций

$$\varepsilon_{вн} = \frac{\delta_{вн}(i, D/d)}{r_0}. \qquad (16)$$

Считая, что деформация изменяется линейно от внутренней поверхности к наружной, запишем уравнение изменения интенсивности деформации от внутренней к наружной поверхности:

$$\varepsilon_4(a) = \bar{\varepsilon}_{вн} - \frac{a(\bar{\varepsilon}_{вн} - \bar{\varepsilon}_н)}{R_0 - r_0}. \qquad (17)$$

Отсюда усредненная интенсивность деформаций (накопленная деформация по толщине слоя a):

$$\varepsilon_{4\,ср} = \frac{1}{a_1}\int_0^{a_1}\left[\bar{\varepsilon}_{вн} - a\frac{\bar{\varepsilon}_{вн} - \bar{\varepsilon}_н}{R_0 - r_0}\right]da. \qquad (18)$$

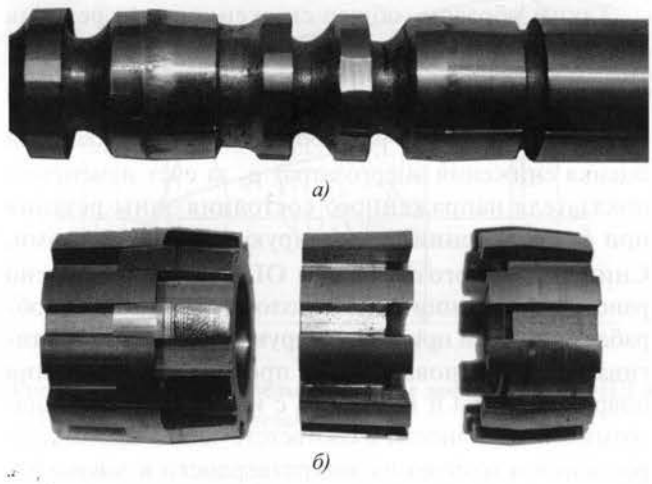


Рис. 7. Деформирующе-режущая протяжка с ОПД (*а*), деформирующе-режущий, режущий и деформирующий элементы сборной конструкции (*б*)

Усредненная интенсивность напряжений σ_0 по толщине срезаемого слоя определяется по кривой упрочнения. Поскольку ширина срезаемого слоя значительно меньше длины окружности, можно считать, что $\sigma_0 = \sigma_3'$ направлено вдоль оси X, т.е. совпадает с направлением главного напряжения σ_3 в зоне резания (см. рис. 5):

$$\sigma_3' = f\left\{\frac{1}{a_1}\int_0^{a_1}\left[\bar{\varepsilon}_{вн} - a\frac{\bar{\varepsilon}_{вн} - \bar{\varepsilon}_н}{R_0 - r_0}\right]da\right\}. \qquad (19)$$

Векторно суммируя напряжения в зоне резания от действия передней поверхности режущего зуба (12) и деформирующего элемента (19) и подставляя значения σ_1, σ_2, σ_3, σ_3' в формулу (9) для определения показателя напряженного состояния, получим формулу для расчета напряженного состояния при упругопластическом растяжении зоны резания:

$$\frac{\sigma}{T} = \frac{\frac{1}{3}(\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3 + \sigma_3')}{\sqrt{\frac{1}{6}[(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3 - \sigma_3')^2 + (\sigma_3 + \sigma_3' - \sigma_1)^2]}}. \qquad (20)$$

При этом принимают следующие допущения:

1) работа трения при процессах резания без нагружения зоны обработки и при резании с ОПД и УПН одинакова;

2) разрушаемый материал (стружка) обладает одинаковыми механическими свойствами при резании неупрочненного материала и резании с ОПД;

3) средняя интенсивность напряжений при процессе макроразрушения соответствует усредненной микротвердости по сечению срезанного слоя.

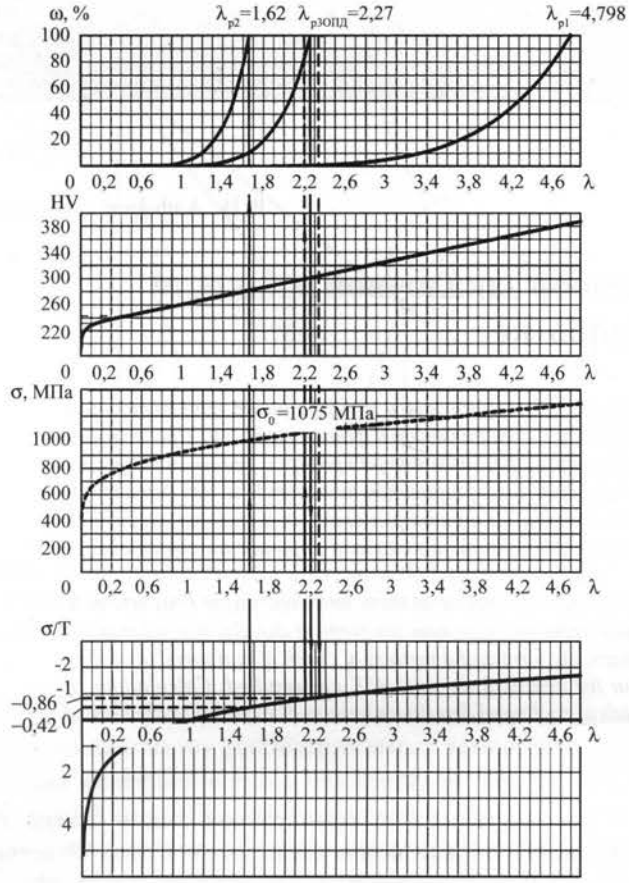


Рис. 8. Экспериментальное определение показателей напряженного состояния при резании с ОПД, а также с ОПД и УПН

Экспериментальные исследования проводили деформирующе-режущими протяжками с опережающим пластическим деформированием (рис. 7, *а*) и деформирующе-режущими элементами сборной конструкции (рис. 7, *б*), что позволило проводить независимо режущее протягивание, деформирующее протягивание элементом с прерывистой рабочей поверхностью, а также деформирующе-режущее протягивание с ОПД и УПН зоны обработки. В качестве образцов использовали осесимметричные втулки из стали 45 с радиальной жесткостью D/d = 1,6 и 1,33.

Для определения показателя напряженного состояния при резании с ОПД были проведены исследования распределения микротвердости по сечению стружки 320 HV, определен усредненный коэффициент усадки стружки $K_{ср}$ = 2,38 и соответствующие сдвиговые деформации λ'_{p2} =2,2 и λ''_{p2} =2,35 с использованием тарировочных графиков "микротвердость–сдвиговая деформация" и кривой упрочнения при испытании на осадку (рис. 8). Для дальнейших расчетов использовали усредненные показатель напряженного состояния $\sigma/T_{ср}$ = –0,86 и значение эффективного напряжения σ_0 = 1075 МПа. Рассчитанные по формулам (12) значения главных напряжений при резании с ОПД составили σ_1 = –1154,4, σ_2 = = –533,7 и σ_3 = 86,8 МПа. Степень деформации при растяжении зоны резания деформирующим элементом с прерывистой рабочей поверхностью, установленная экспериментально для стали 45 при натяге i = = 0,55 мм, составила $\varepsilon_{вн}$ = 0,0066 (λ = 0,011), а растягивающее окружное напряжение σ'_3 = 603 МПа. Таким образом, показатель напряженного состояния, рассчитанный по формуле (20), составил –0,42, а сдвиговая деформация, соответствующая моменту макроразрушения при резании с ОПД и УПН, λ = = 1,65. В результате рассчитанное снижение удельных энергозатрат на процесс резания с ОПД и УПН зоны обработки по формуле составила 399,8 Н/мм^2 или 22,9 % от общих удельных энергозатрат на резание ненагруженного металла без учета работы трения по передней и задней поверхности режущего зуба.

Таким образом, можно сделать следующие **выводы**:

1. Разработана модель ДРП, позволяющая оценить снижение силы резания при опережающем пластическом деформировании и упругопластическом нагружении зоны обработки.

2. Рассчитаны и определены экспериментально показатели напряженного состояния и главные напряжения в зоне резания при опережающем пластическом деформировании и упругопластическом нагружении в процессе деформирующе-режущего протягивания.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Амбросимов С.К.** Феноменологическая модель обрабатываемости резанием с опережающим пластическим деформированием при протягивании // Упрочняющие технологии и покрытия. 2007. № 10. С. 15–19.

2. **А.с. 1146149 СССР, МПК^7 B 23 B 43/02.** Деформирующе-режущая протяжка / С.К. Амбросимов, В.И. Зубков, В.А. Кузнецов. 15.03.91. Бюл. № 10.

3. **А.с. 1741988 СССР, МПК^7 B 23 D 43/02.** Способ протягивания отверстий типа втулок и протяжка для его осуществления / И.И. Шацких, С.К. Амбросимов. 23.06.92. Бюл. № 23.

4. **А.с. 1146149 СССР, МПК^7 B 23 D 43/02.** Деформирующе-режущая протяжка / А.М. Кузнецов, Ю.М. Уляхин, С.К. Амбросимов. 23.03.85. Бюл. № 11.

5. **А.с. 1488183 СССР, МПК^7 B 24 B 39/02, B 23 B 43/02.** Способ деформирующе-режущей обработки и деформирующе-режущая протяжка для его осуществления / С.К. Амбросимов. 23.06.89. Бюл. № 23.

6. **А.с. 1804972 СССР, МПК^7 B 23 D 43/02.** Протяжка / А.М. Кузнецов, С.К. Амбросимов. 30.03.93. Бюл. № 12.

7. **Богатов А.А., Мижирицкий О.Н. , Смирнов С.В.** Ресурс пластичности металлов при обработке давлением. М.: Металлургия. 1984. 144 с.

8. **Бобров В.Ф.** Основы теории резания металлов. М.: Машиностроение, 1975. 344 с.

9. **Смирнов В.С.** Теория обработки металлов давлением. М.: Металлургия, 1973. 496 с.

В.И. Алферов *(Москва)*

Режимы охлаждения деталей и выбор закалочной жидкости при термообработке

На примере деталей из стали 45Х показано, что скорость их охлаждения и коэффициент теплоотдачи к жидкости зависят не только от жидкости и ее температуры, но и от размеров и формы деталей. Предложены метод выбора закалочных жидкостей для деталей разных размеров, формы и метод проверки реальной скорости охлаждения деталей. Приведены наименьшие допустимые значения коэффициентов теплоотдачи для деталей из стали 45Х. Выполнены расчеты температуры и времени (на воздухе), а также мгновенных и средних скоростей охлаждения деталей. Экспериментальная проверка расчетных результатов показала хорошее их совпадение.

On an example of details from steel 45X it is shown, that speed speed of cooling of them and their factor heat output to a liquid depend not only on a liquid and its temperature, but also from the sizes and the form of details. It is offered the method of choice of hardening liquids for details of the different sizes, the form and a method of check of real speed of cooling of details. The least admissible values of factors of heat output for details from steel 45X are resulted. Calculations of temperature and time (on air), and also instant and average speeds of cooling of details are executed. Experimental check of settlement results has shown their good concurrence.

Одним из важнейших этапов термической обработки деталей является их охлаждение в жидкой среде или на воздухе. При этом, например, при закалке задается или ограничивается скорость охлаждения стали закаливаемой детали, так как процесс охлаждения связан с изменением структуры стали и обеспечивает необходимую твердость поверхностей деталей и другие заданные их механические свойства.

На рис. 1 схематично показана диаграмма распада аустенита при охлаждении произвольной стали. Буквой А обозначена зона расположения аустенита при высоких температурах стали, буквой М – образовавшийся в процессе охлаждения из аустенита мартенсит, а буквами Ф-Ц показана зона ферритно-цементитной смеси, в которую превращается аустенит при малых скоростях охлаждения стали в зоне критических температур, что ухудшает свойства стали. Кривой В обозначено начало области превращения аустенита нагретой стали в ферритно-цементитную смесь, расположенную на диаграмме справа от указанной кривой.

Следовательно, наименьшая допустимая скорость $W_{min} = W_1$ охлаждения стали, определяемая только ее свойствами, в диапазоне температур $t_н...t_к$ детали

$$W_1 = \frac{t_н - t_к}{\tau_к},$$

где $t_н$ – температура нагретой для термообработки стали, °С;

$t_к$ – критическая температура стали (точка *1*, см. рис. 1), определяемая касательной к нижней ветви кривой В, проведенной из точки $t_н$ при $\tau = 0$, °С;

$\tau_к = \tau_1$ – критическое время охлаждения стали от $t_н$ до $t_к$, с.

Однако на скорость охлаждения реальной детали по-разному влияют применяемые охлаждающие жидкости и, следовательно, реальная скорость W_2 может и скорее будет отличаться от скорости W_1 в бóльшую сторону, так как необходимо избежать попадания в зону Ф-Ц. Скорость W_2 определяется формулой

$$W_2 = \frac{t_н - t_к}{\tau_2}, \quad (1)$$

где τ_2 – время охлаждения детали, охлаждаемой в реальной закалочной жидкости до критической температуры.

Скорость W_2 может варьироваться от W_1 до значения

$$W_3 = \frac{t_н - t_к}{\tau_3},$$

являющейся скоростью, предшествующей скоростям, при которых начинают образовываться дефекты закаливаемых деталей, например, трещины или коробление.

Задаваемую, в том числе и в справочниках, скорость охлаждения деталей при термообработке практически невозможно проконтролировать. Поэтому

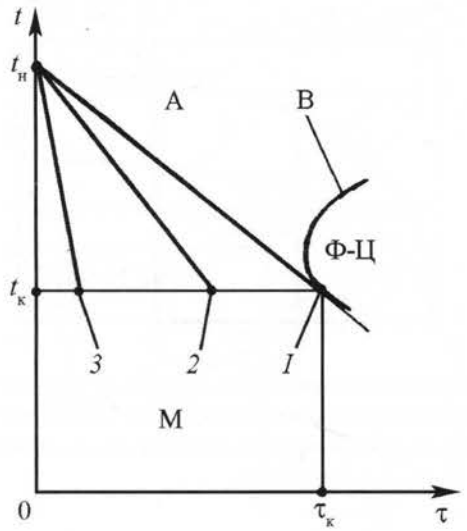


Рис. 1. Диаграмма распада аустенита при закалке стали: *1*, *2* и *3* – точки, определяющие соответственно наименьшую, реальную и наибольшую скорости охлаждения детали

лучше в этом случае использовать не скорость, а средние по диапазону рассматриваемых температур значения коэффициентов ε теплоотдачи поверхностей деталей к охлаждающей их жидкости. Эти коэффициенты по существу являются теплотехническими аналогами реальных скоростей охлаждения деталей. Тогда для диапазона температур $t_н...t_к$ можно записать следующее условие определения соответствующего скорости W_2 среднего допустимого значения коэффициента $\bar{\varepsilon}_2$ теплоотдачи поверхности какой-либо детали к размещенной в ванне закалочной жидкости

$$\bar{\varepsilon}_1 \le \bar{\varepsilon}_2 \le \bar{\varepsilon}_3,$$

где $\bar{\varepsilon}_1$ и $\bar{\varepsilon}_3$ – средние по температуре значения коэффициентов теплоотдачи, соответствующие скоростям W_1 и W_3. При этом следует отметить, что коэффициент $\bar{\varepsilon}_3$ в основном является ограничением увеличения скорости охлаждения деталей из материалов с малыми значениями коэффициентов температуропроводности или с большими перепадами площадей поперечных сечений детали. Для большинства обычных деталей значения $\bar{\varepsilon}_3$ достаточно велики, поэтому в данной работе они не рассматриваются.

Таким образом, для ограничения по меньшему значению ε сталей нужно определить $\bar{\varepsilon}_1$ в зависимости от их теплофизических свойств. С этой целью проанализируем изменение во времени температуры деталей при их охлаждении.

Подвергаемые закалке детали машин условно можно разделить на тела вращения (валы, цилиндры) и плоские детали (детали типа плит). Причем плитами будем называть детали, толщина которых не менее чем в 8...10 раз меньше других габаритных размеров.

В условиях закалки в ванне при охлаждении в этих деталях тепловая энергия распространяется от середины деталей к их поверхности. Тогда для получения расчетных формул температуры поверхностей деталей может быть использовано следующее дифференциальное уравнение нестационарной теплопроводности применительно к условиям одномерной задачи:

$$\frac{\partial\theta}{\partial\tau} = a\frac{\partial^3\theta}{\partial x^2} \qquad (2)$$

при граничном условии

$$\frac{\partial\theta}{\partial x} + \frac{\varepsilon}{\lambda}\theta = 0. \qquad (3)$$

В данном случае будем считать, что нагретые детали погружают в закалочную среду (жидкость) мгновенно, т.е. вся поверхность любой детали начинает отдавать тепловую энергию жидкости в одно и то же время.

Из сказанного следует, что коэффициент $\bar{\varepsilon}_1$ должен быть определен не только в зависимости от теплотехнических свойств стали, но и в зависимости от формы и размеров деталей.

В [1, 2] приводится следующее решение уравнений (2) и (3) для плит в рассматриваемых условиях:

$$\theta_{(x,\tau)} = \theta_н \sum_{i=1}^{i=\infty} \frac{2\sin\delta_i}{\delta_i + \sin\delta_i\cos\delta_i} \cos\left(\delta_i \frac{x}{R}\right) e^{-\delta_i^2 F_0}, \qquad (4)$$

где $\theta_н$ – начальная температура нагретой детали, °С;

R – половина толщины плиты, м;

x – координата от середины толщины плиты в сторону ее боковой поверхности, м;

$\theta_{(x,\tau)}$ – рассчитываемая температура по толщине плиты во времени, °С;

$F_0 = \dfrac{\bar{a}\tau}{R^2}$ – критерий Фурье;

$\bar{a}$ – среднее значение коэффициента температуропроводности материала детали в диапазоне рассматриваемых температур, м^2/с;

τ – время (длительность охлаждения), с;

$\delta_i \operatorname{tg}\delta_i = Bi = \dfrac{\varepsilon R}{\lambda_g}$ – трансцендентное уравнение, решается путем подбора δ_i или графически;

λ_g – коэффициент теплопроводности материала плиты, Вт/(м·К).

При Bi = 0,01; 0,10; 0,50; 1,00; 4,00 соответственно λ_g = 0,10; 0,31; 0,65; 0,86; 1,26.

Аналогичное уравнение с использованием функций Бесселя предложено и для цилиндров. Используя указанные решения для плит, валов и для условий, определяемых таблицей, составленной на основе данных из справочников по термообработке, можно рас-

Критические температуры, время и заданная скорость охлаждения сталей

Сталь	$t_н$, °С	$t_к$, °С	$\bar{t}$, °С	$\tau_к$, с	$\overline{W}$, °С/с
45Х	840	400	620	5	88
У8	800	400	600	2,5	160
37ХН3А	820	380	600	200	2,2

считать зависимости $\bar{\varepsilon}_1 = \varphi(R)$. Видно, что критическое время $\tau_к$ охлаждения разных сталей существенно различается (от 2,5 до 200 с). Это может создавать трудности при закалке углеродистых сталей, так как это время соизмеримо с временем погружения детали в закалочную жидкость.

В качестве примера указанные зависимости рассчитаны и представлены на рис. 2 для плит и валов из стали 45Х. В расчете температура закалочной жидкости принята равной 20 °С. Видно, что при изменении толщины плиты от 4 до 60 мм наименьшее допустимое значение $\bar{\varepsilon}_1$ увеличивается примерно в 2,5 раза при неизменной заданной скорости охлаждения стали и что для плит и валов получены разные зависимости. Поэтому в некоторых справочниках, учитывая экспериментальные данные, рекомендуется, например, изделия из ванадиевых и вольфрамовых сталей закаливать в воде, а изделия диаметром до 5...10 мм закаливать в масле, что соответствует графикам, приведенным на рис. 2. Следовательно, для охлаждения деталей при закалке могут использоваться разные охлаждающие жидкости не только для различных сталей, но и для деталей с разными значениями R и различной формы (вал, плита).

Аналогичные графики (зависимости) могут быть построены для применяемых на предприятии марок сталей, детали из которых подвергают закалке. Полученные таким образом средние для рассматриваемого диапазона температур коэффициенты отражают свойства сталей, из которых изготовлены детали, а также их форму и размеры и являются допустимыми средними значениями коэффициентов $\bar{\varepsilon}_1$ теплоотдачи деталей для диапазона температур $t_н...t_к$. Приведенные на рис. 2 средние значения коэффициентов теплоотдачи соответствуют скорости охлаждения плит и валов из стали 45Х, равной $W = 88$ °С/с (см. таблицу).

Таким образом, для средней температуры (в данном случае $\bar{t} = 620$ °С) практически любой детали из стали 45Х по рис. 2 можно определить наименьшие допустимые значения коэффициентов $\bar{\varepsilon}_1$ теплоотдачи.

Однако если поместить эти детали для их охлаждения в какую-либо реальную закалочную жидкость, то и скорости охлаждения и, соответственно, коэффициенты теплоотдачи будут другими, т.е. уже

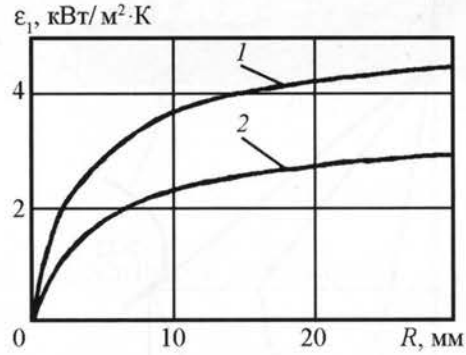


Рис. 2. Наименьшие допустимые средние по температуре значения коэффициентов теплоотдачи ε_1 плит и валов из стали 45Х при изменении размера R в диапазоне температур от 840 до 400 °С: *1* – для плит; *2* – для валов

не $\bar{\varepsilon}_1$, а $\bar{\varepsilon}_2$ (точка *2*, рис. 1). При этом для обеспечения закалки деталей должно быть соблюдено условие:

$$\bar{\varepsilon}_2 \geq \bar{\varepsilon}_1. \qquad (5)$$

Коэффициент $\bar{\varepsilon}_2$ теплоотдачи определяется экспериментально для используемых на предприятии закалочных жидкостей, температур и марок сталей деталей. Для этой цели могут использоваться зависимости теории регулярного режима [3]. В этом случае уравнение (4) для плит и аналогичное ему уравнение для валов можно представить в виде

$$\theta_{ij} = A e^{-M\tau}, \qquad (6)$$

где θ_{ij} – разность температур i-й детали и j-й закалочной среды;

A – коэффициент пропорциональности, независящий от времени;

M – положительное число, сохраняющее одно и то же значение для любой точки детали. Это число характеризует темп охлаждения и определяется размерами и формой данной детали, значениями тепловых параметров детали a, λ и γ и условиями теплообмена.

Из уравнения (6) следует

$$\ln\theta = -M\tau + c \quad \text{и} \quad \frac{\partial(\ln\theta)}{\partial\tau} = -M.$$

При M = const во всем диапазоне рассматриваемых температур детали график изменения натурального логарифма температуры детали $\ln\theta$ во времени τ представляет собой наклонную прямую линию.

При этом число M является тангенсом угла наклона прямой графика к оси, по которой отложено время. Тогда M можно представить в виде

$$M = \frac{\ln\theta_1 - \ln\theta_2}{\tau_2 - \tau_1}.$$

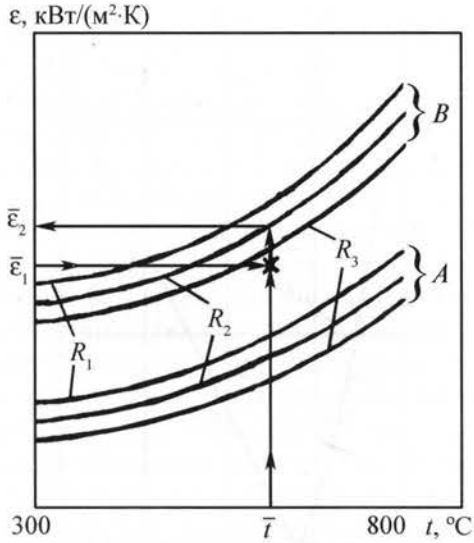


Рис. 3. Коэффициенты теплоотдачи ε плит (валов) при их охлаждении в закалочных жидкостях *A* и *B*

Темп охлаждения детали

$$M = \frac{\varepsilon F}{c\gamma V} = \frac{\varepsilon F}{cm},$$

где V и F соответственно объем и площадь поверхности детали;

m – масса детали.

Тогда

$$\varepsilon = \frac{cmM}{F} = \frac{cm}{F}\frac{\ln\theta_1 - \ln\theta_2}{\tau_2 - \tau_1}. \qquad (7)$$

Значения θ_1, θ_2, τ_1 и τ_2 могут быть получены экспериментально для разных закалочных жидкостей, марок сталей, плит, валов и на их основе могут быть определены ε. Полученные экспериментальные данные по коэффициентам теплоотдачи (7) для каждой закалочной жидкости используют для определения зависимостей $\varepsilon = f_1(\theta, R)$.

Пример таких зависимостей представлен на рис. 3. Здесь по оси абсцисс отложена температура деталей в диапазоне от начала закалки $t_н$ до температуры детали, при которой скорость ее охлаждения должна или может быть еще меньше наименьшей критической скорости при критической температуре $t_к$. На рис. 3 представлены два семейства условных кривых, которые в данном случае имитируют экспериментальные результаты для применяемых на *n*-м предприятии закалочных жидкостей *A* и *B* для плит или валов с $R_1 = R_{min}$, $R_2 = R_{средн}$ и $R_3 = R_{max}$. Такие кривые, полученные на основе экспериментальных данных, позволят определить значения реальных коэффициентов ε_2 теплоотдачи поверхностей деталей к жидкостям.

При проведении экспериментов следует обращать внимание на то, что для углеродистых сталей и некоторых легированных сталей критическое время $\tau_к$ составляет всего несколько секунд. Это время соизмеримо со временем погружения нагретой детали в закалочную жидкость, что иногда приводит к снижению твердости поверхностей закаленных деталей, так как скорость охлаждения еще не погруженных в жидкость точек детали, погружение которой уже начато, определяется в основном коэффициентом теплопроводности материала детали, а не коэффициентом ее теплоотдачи.

Выбор охлаждающей жидкости для закалки детали осуществляется следующим образом. Для детали, в данном случае из стали 45Х и с размером R_2, по таблице и рис. 2 определяют среднюю температуру $\bar{t}$ в диапазоне температур $t_н...t_к$ детали и коэффициент $\bar{\varepsilon}_1$. Эти данные являются координатами отмеченной на рис. 3 маркером точки. Согласно условию (5) продлим вверх вертикальную линию, проходящую на рис. 3 через отмеченную маркером точку, до пересечения с экспериментальной кривой, соответствующей рассматриваемому размеру R_2 детали. Эту новую точку проектируем на ось ε и получаем значение $\bar{\varepsilon}_2$ для выбранной таким образом жидкости *B*. Желательно, чтобы $\bar{\varepsilon}_2$ стремилась к $\bar{\varepsilon}_1$.

Зная среднее значение реального коэффициента $\bar{\varepsilon}_2$ для определенных жидкости и детали, можно решить обратную задачу – определить реальную скорость охлаждения детали. Для этого по значению $\bar{\varepsilon}_2$ определяется значение критерия Био (*Bi*). Затем для плит по графикам, соответствующим формуле (4), определяют значение критерия Фурье (F_0) и из него находят время τ охлаждения детали в выбранной закалочной жидкости, на основании которого определяется реальная скорость охлаждения детали по формуле (1).

При термической обработке деталей с охлаждением на воздухе при естественной свободной конвекции значения коэффициентов теплоотдачи исчисляются десятками или даже единицами Вт/(м²·К), например, при низкотемпературном отпуске деталей или для нужд метрологии. Для этих случаев решение уравнений (2) и (3) можно еще упростить. Так, результат решения этих уравнений для деталей простой формы (валы, плиты) при критерии $Bi \le 0{,}1$ и $\varepsilon = \text{const}$ можно представить в виде

$$\theta = \theta_н \bar{e}^{BiF_0K_0} = \theta_н e^{-\Phi K_0}, \qquad (8)$$

где $\Phi = \varepsilon\tau / c\gamma R$ – число охлаждения;

$K_0 = K_1K_2$; K_1 – коэффициент, учитывающий отношение времени охлаждения плит и цилиндров с одинаковыми значениями радиуса *R*: для плит $K_1 = 1$, а для цилиндров валов $K_1 \approx 2$;

K_2 – коэффициент, учитывающий интенсивность движения воздуха: при вынужденной конвекции $K_2 = 1$, а при свободной конвекции воздуха $K_2 = (\theta_к/\theta_н)^{0,06} R/(1,1R - 0,3)$.

Здесь R в мм, а индексы "н" и "к" соответствуют началу и концу рассматриваемого времени охлаждения.

Решая уравнение (8) относительно τ, получим

$$\tau = \frac{c\gamma R}{\varepsilon K_0} \ln \frac{\theta_н}{\theta}. \qquad (9)$$

При использовании зависимостей (8) и (9) для условий цеха при свободной конвекции воздуха учитывают среднее значение $\bar{\varepsilon}$ коэффициента теплообмена, которое в [4] определяется по средней температуре детали.

В рассматриваемом интервале времени при свободной конвекции среднее значение избыточной температуры $\bar{\theta}$ детали может быть определено как средняя логарифмическая температура. Для этого случая произведение среднего значения температуры детали на рассматриваемый интервал времени ($\tau_к$; $\tau_н$) ее охлаждения равно площади фигуры, ограниченной кривой изменения температуры детали во времени, осью абсцисс (времени) и ординатами при $\tau_н$ и $\tau_к$. Площадь этой криволинейной трапеции можно определить как интеграл функции (8) в пределах от $\tau_н$ до $\tau_к$. Тогда можно записать, что

$$\bar{\theta}(\tau_к - \tau_н) = \int_{\tau_н}^{\tau_к} \theta_н e^{-\Phi K_0} d\tau.$$

Проинтегрировав и преобразовав это выражение, получим

$$\bar{\theta} = \frac{\theta_н - \theta_к}{\ln \frac{\theta_н}{\theta_к}}. \qquad (10)$$

Мгновенная скорость охлаждения деталей может быть определена как первая производная от функции (8):

$$W_{мг} = \frac{d\theta}{d\tau} = -\frac{\theta_н K_0 \bar{\varepsilon}}{c\gamma R} \exp\left(-\frac{K_0 \bar{\varepsilon} \tau}{c\gamma R}\right), \qquad (11)$$

где $\bar{\varepsilon}$ – среднее значение коэффициента теплообмена при свободной конвекции, определяемой с помощью формулы (10) по данным [4].

Знак "минус" перед правой частью уравнения (11) при расчете можно исключить, так как в данном случае он указывает только на то, что деталь охлаждается, а не нагревается.

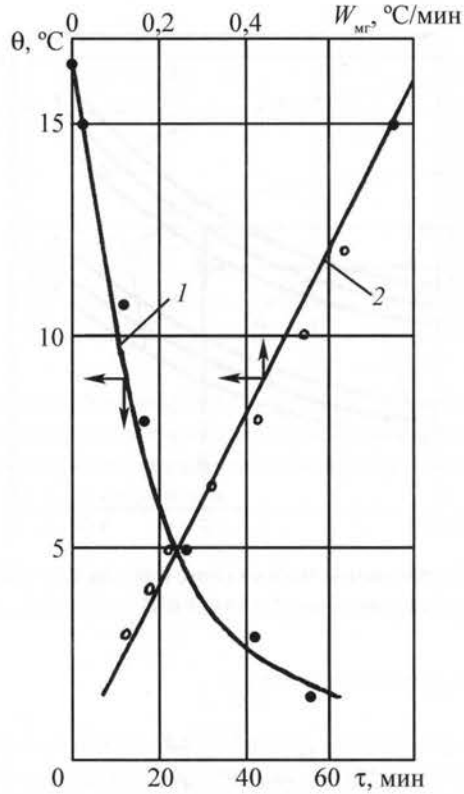


Рис. 4. Расчетные и экспериментальные результаты охлаждения на воздухе при свободной конвекции вертикально расположенной плиты на теплоизолирующих опорах:

1 – изменение температуры θ детали во времени; *2* – мгновенная скорость охлаждения детали $W_{мг}$ в зависимости от ее температуры

Средняя скорость охлаждения деталей

$$\bar{W} = \frac{\theta_н (1 - e^{-\Phi K_0})}{\tau_к - \tau_н}. \qquad (12)$$

На рис. 4 представлены результаты расчетов по формулам (8) и (9) температуры и времени охлаждения вертикально расположенной плоской детали высотой 700 мм и толщиной 6 мм (кривая *1*). Экспериментальные данные показаны точками. Кривая *2* представляет собой результаты расчета по формуле (11) мгновенной скорости охлаждения этой детали. Кружками на рис. 4 обозначены тангенсы углов между соответствующими касательными к экспериментальной кривой *1* и осью абсцисс. Данные, обозначенные кружками, по существу являются экспериментальными (по мгновенным скоростям охлаждения детали). По рис. 4 видно, что в обоих случаях расчетные и экспериментальные данные достаточно хорошо совпадают.

Формула (11) является наглядным подтверждением того, что скорость W охлаждения детали пропорциональна коэффициенту ε теплообмена этой детали и среды охлаждения.

Таким образом, можно сделать следующие **выводы**.

1. В связи с тем, что внутренняя тепловая энергия любой нагретой детали при ее закалке переходит к закалочной жидкости, то в этих случаях скорость охлаждения каждой детали наиболее полно представляет коэффициент теплоотдачи детали. Скорость охлаждения детали зависит от ее массы (т.е. в основном от толщины плиты или от диаметра вала).

2. Определены и представлены на рис. 2 наименьшие допустимые значения коэффициентов теплоотдачи плит и валов из стали 45Х, исключающие образование ферритно-цементитной смеси при критических температурах (t = 400...600 °С) деталей.

3. Разработаны и показаны (см. рис. 3) на примере плит и валов из стали 45Х методики выбора закалочной жидкости для любой реальной детали и проверки реальных скоростей охлаждения деталей при их закалке. Разработанная методика обеспечивает однозначный выбор закалочной жидкости для любой детали в отличие от существующих рекомендаций для всех размеров деталей сразу.

4. Показано, что при изменении толщины плит от 4 до 60 мм значение наименьшего допустимого коэффициента теплоотдачи плит при одной и той же температуре увеличивается примерно в 2,5 раза, а значения коэффициентов теплоотдачи и реальная скорость охлаждения зависят не только от применения различных охлаждающих жидкостей, но и от толщины и формы деталей. Эти обстоятельства указывают на то, что для обеспечения заданной скорости охлаждения для малых (тонких) деталей, в данном случае с $R \leq 10$ мм, требуется меньшее значение коэффициента теплоотдачи от детали к закалочной среде и, следовательно, возможно требуются разные жидкости для охлаждения различных деталей даже из одной стали.

5. Определены зависимости ((8), (9), (11) и (12)) для расчета соответственно температуры, времени, мгновенной и средней скоростей охлаждения деталей на воздухе при свободной конвекции, например для низкотемпературного отпуска деталей. Эти же зависимости могут использоваться и для метрологических целей, например при определении времени выдержки детали после ее переноса из помещения с одной температурой воздуха в помещение с другой температурой. Расчетные и экспериментальные результаты достаточно хорошо совпадают.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Кутателадзе С.С., Боришанский В.М.** Справочник по теплопередаче. М.–Л.: ГЭИ. 414 с.

2. **Теплотехника** / Под ред. В.Н. Луканина. Высшая школа. М.: 2003. 672 с.

3. **Михеев М.А., Михеева И.М.** Краткий курс теплопередачи. М.–Л.: ГЭИ. 208 с.

4. **Алферов В.И.** Температурные поля, деформации и температуроустойчивость систем СПИД и металлорежущих станков / Справочник. Инженерный журнал. 2006. № 8. С. 26–31; № 9. С. 18–22; № 10. С. 11–15.

ИМЕЕТСЯ В ПРОДАЖЕ

Киричек А.В., Соловьев Д.Л., Лазуткин А.Г.

Технология и оборудование статико-импульсной обработки поверхностным пластическим деформированием (Библиотека технолога).

М.: Машиностроение, 2004. 688 с.: ил.

Цена с НДС 253 р.

Приведены результаты теоретических и экспериментальных исследований процесса статико-импульсной обработки пластическим деформированием и рекомендации по выбору режимов обработки. Рассмотрены особенности импульсного нагружения очага деформации и конструкции экспериментальных стендов и оборудования.

Для инженерно-технических работников машиностроительных предприятий, научно-исследовательских институтов, научных работников, преподавателей, аспирантов и студентов вузов.

УДК 621.794.61

В.Н. Малышев *(Российский государственный университет нефти и газа им. И.М. Губкина, Москва)*

Моделирование пробоя диэлектрического слоя при микродуговом оксидировании

С позиций синергетики и теории фракталов описана модель пробоя диэлектрического слоя, формирующегося при микродуговом оксидировании (МДО) алюминиевых сплавов, построенная на основе уравнения Лапласа. Полученная модель позволяет проводить виртуальные экспериментальные исследования при различных входных параметрах и анализировать условия формирования МДО-покрытий.

From stands of synergetics and fractals theory the model of breakdown for dielectric layer formed on aluminum alloys by microarc oxidation (MAO) is featured. This model on the basis of the Laplace equation is constructed. The obtained model allows to conduct virtual experimental researches at different data-ins and to analyse the MAO-coatings forming conditions.

Введение

Метод микродугового оксидирования (МДО) представляет собой один из современных способов формирования керамических высокопрочных износостойких покрытий [1, 2]. Он позволяет существенно расширить спектр использования алюминиевых сплавов в промышленном производстве благодаря созданию на поверхности слоя оксида алюминия, состоящего преимущественно из α-Al_2O_3 в виде клубков нитевидных монокристаллов [3]. Высокие прочностные свойства получаемых покрытий создают хорошие перспективы их применения в различных отраслях промышленности, в частности, в тяжелонагруженных узлах трения машин и механизмов.

По своему энергетическому воздействию на обрабатываемый материал метод МДО можно отнести к методам упрочнения поверхности концентрированными потоками энергии. При этом локальное воздействие разряда на поверхность металла обусловливается как электрическими характеристиками микродугового разряда, так и параметрами среды (электролита) и характеристиками самого металла.

Рассматривая процесс микродугового оксидирования с позиций синергетики и теории фракталов [4–6], т.е. как физико-химическую систему, приводящую к переходным явлениям, крупномасштабной упорядоченности, нарушению симметрии вдали от равновесия, можно для понимания и анализа сложного процесса МДО использовать в качестве прототипа другие сложные системы, для которых законы эволюции соответствующих переменных достаточно подробно изучены. Такой новый взгляд на процесс микродугового оксидирования позволяет перевести задачу моделирования сложной динамической системы "анод–покрытие–электролит–катод" в иную плоскость и сформулировать конкретную задачу на компьютере, используя численное моделирование.

Теоретические предпосылки модели пробоя

Для понимания ограничений, которыми с физической точки зрения неизбежно обладает любая модель, рассмотрим феноменологическое описание процесса разряда в электролите, воспользовавшись для этого плазмохимической моделью элементарного пробоя [7]. После подачи очередного импульса напряжения в электролите начинает протекать ток и происходит перераспределение разряда. Основная часть падения напряжения приходится непосредственно на оксидное покрытие. Когда напряженность электрического поля становится достаточной для теплового пробоя диэлектрической пленки, в оксидном покрытии образуется проводящий канал, разогреваемый проходящим через него током плотностью порядка $1 \cdot 10^7$ А/м^2 до температуры в несколько тысяч градусов ($t \approx 1 \cdot 10^4$ К) [8]. Таким образом, в соответствии с феноменологической моделью [7], когда практически все приложенное напряжение на уровне двойного электролитического слоя приходится на диэлектрическую пленку оксида,

можно применить модель диэлектрического пробоя, описываемую уравнением Лапласа [9].

Если напряженность электрического поля, наложенного на материал, обладающий изолирующими свойствами, превышает некоторое критическое значение $E_{кр}$, то в материале возникает так называемая проводящая фаза. Со временем эта фаза растет стохастически и образует характерную картину разряда. При этом могут наблюдаться различные геометрии от диффузионных до нитевидных со слабым или сильным ветвлением [9].

Возникновение проводящей фазы в МДО-покрытии можно связать с разделением проводимости диэлектрической пленки (обратной величины эффективного сопротивления) на две составляющие [1, 2]:

$$R^{-1} = R_1^{-1} + R_2^{-1}, \quad (1)$$

где R_1^{-1} – проводимость той части покрытия, на которой нет микродуговых разрядов (изолирующая фаза);

R_2^{-1} – проводимость части покрытия, занятой разрядами (проводящая фаза).

Очевидно, что на стадии появления множества разрядов проводимость обеспечивается, главным образом, вторым каналом.

Отмеченные выше фазы разделены границей, которая является динамическим объектом сложной стохастической формы. В каждой из фаз необходимо ввести систему уравнений, позволяющих определять те физические величины, которые представляют интерес, а именно: напряженность электрического поля E, потенциал U, плотность заряда q и некоторые другие. Тогда, уравнения, по аналогии с [9], будут иметь вид:

$$\Delta U = -q,\ E = -\mathrm{grad}U, \quad (2)$$

$$q = e\sum_{\rho,\,k}\rho n_k^{\rho}, \quad (3)$$

$$n_k^{\rho} = 0 \text{ в фазе с } R_1^{-1}, \quad (4)$$

$$\dot{n}_k^{\rho} = D_k^{\rho} n_k^{\rho} \text{ в фазе с } R_2^{-1}, \quad (5)$$

где n_k^{ρ} – плотность носителей заряда с зарядом ρe;

индекс k позволяет различать виды носителей (ионов, электронов и т.д.);

D_k^{ρ} – нелинейный оператор, зависящий от напряженности поля E и n_k^{ρ}.

Правая часть уравнения (5) описывает процессы рождения, уничтожения и переноса зарядов. Динамика поверхности, разделяющей диэлектрическую и проводящую фазы, зависит от скорости частиц в ее окрестности. Так как в фазе с R_1^{-1} плотность заряда равна нулю (см. (4)), то уравнение (2) переходит в уравнение Лапласа: чтобы найти U необходимо решить краевую задачу теории потенциала с граничными условиями на поверхности раздела диэлектрической и проводящей фаз.

Результаты исследований и обсуждение

В МДО-процессе в качестве носителей заряда выступают ионы и электроны, причем в соответствии с расчленением общего тока внутри растущей пленки на три составляющие: нетто-ионную (I_i), брутто-электронную (I_e) и ток травления ($I_{тр}$) [10]:

$$I_{общ} = I_i + I_e + I_{тр}, \quad (6)$$

где I_i – нетто-ионная часть тока, обеспечивающая электролитический канал ввода вещества в покрытие;

I_e – брутто-ток, представленный потоком электронов;

$I_{тр}$ – ионный ток, связанный с процессом перехода металла в электролит.

Следовательно, носителями зарядов в основном являются потоки ионов и электронов, причем брутто-электронный ток значительно превышает нетто-ионный и ток травления. Сумма последних двух составляющих по оценкам [10] находится в пределах 7...10 % от общего тока.

Таким образом, уравнение (3) можно тогда представить в виде

$$q = e\sum_{\rho,\,i,\,k}\rho(n_i^{\rho} + n_e^{\rho}). \quad (7)$$

Для наиболее простого случая, когда можно принять $U = U_0 = \mathrm{const}$ в проводящей фазе, что эквивалентно идеальной проводимости фазы с R_2^{-1}, плотность заряда отлична от нуля только на поверхности раздела фаз и пропорциональна напряженности поля в непроводящей фазе (с R_1^{-1}) и, следовательно, определяется решением граничной задачи в этой фазе. В таком случае можно применить модель диэлектрического пробоя, описываемую уравнением Лапласа для двумерного случая [11]:

$$\nabla^2 U(r) = 0 \text{ или } \frac{\partial^2 U}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 U}{\partial y^2} \equiv 0. \quad (8)$$

При этом геометрия, приспособленная к физической модели, представляет собой квадратную решетку, изображающую двумерный диэлектрический материал, который помещен между двумя линиями (верхней и нижней), поддерживаемыми при различных потенциалах (в физической модели около 600 В).

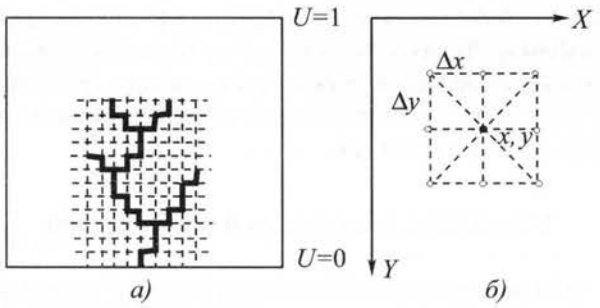


Рис. 1. Фрактальная структура разряда на решетке $L \times L$ (*а*) и координатная сетка узла (*б*)

Алгоритм диэлектрического пробоя

1. Рисуем квадратную решетку вида $L \times L$.

2. Квадратная решетка изображает диэлектрический материал со структурой S, включающей проводящую фазу с R_2^{-1} и дополняющую ее непроводящую фазу с R_1^{-1}. Узлам в верхнем (нижнем) ряду приписывается потенциал $U = 1$ (0). Следует различать структуру узлов и структуру связей. Пусть S_n означает связную конфигурацию узлов, изображаемых черными точками (рис. 1, *б*), а S'_n соответствует структуре связей, содержащих n связей, изображаемых штриховыми линиями. Тогда имеем:

$$S_n = \{k_m \,|\, k_m \in R_1^{-1},\ m = 0..n\},$$
$$S'_n = \{(k,\ k') \,\big|\, |k - k'| = 1,\ k,\ k' \in S_n\}.$$

Разряд распространяется снизу вверх постепенно шаг за шагом, т.е. $S_n \to S_{n+1}$, $S_n \in S_{n+1}$. Чтобы сохранить связность структуры S_n, после каждого шага накладываются ограничения

$$S_{n+1} = S_n \cup \{h\},\ \mathrm{dist}(h,\ S_n) = 1,$$

$$S'_{n+1} = S'_n \cup \{(k,\ h)\},\ \{k,\ h\} \in \partial S'_n,$$

где $\partial S'_n = \{(k,\ h) \,\big|\, |k - h| = 1,\ k \in S_n,\ h \notin S_n\}$ – множество поверхностных связей структуры S'_n (штриховые линии на рис. 1, *б*);

$\mathrm{dist}(h,\ S_n)$ – расстояние от узла с порядковым номером h до структуры S_n.

Таким образом, на каждом шаге случайным образом выбирается одна связь из множества кандидатов $\partial S'_n$.

3. Задается число n [1...5] "затравочных" клеток на нижней линии с $U = 0$.

4. Узлам, до которых доходит разряд, приписывают потенциал $U = 0$. Связь (линии, соединяющие узлы) выбирают следующим образом. Для каждого узла

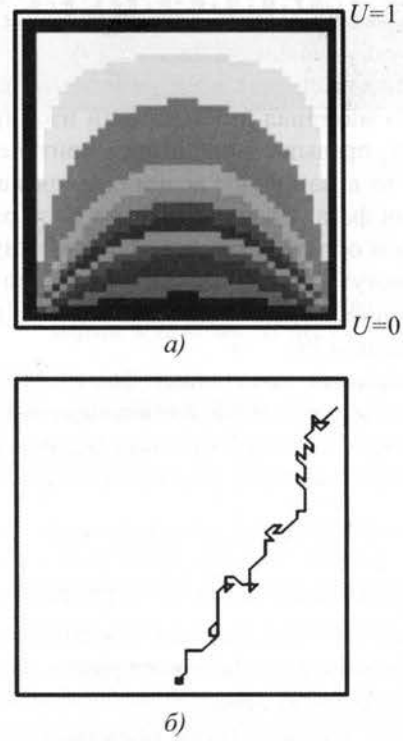


Рис. 2. Распределение потенциалов между "анодом" и "катодом" (*а*) и вид фрактального разряда на модельной решетке (*б*)

решетки решают уравнение Лапласа (8) с учетом восьми соседних узлов (см. рис. 1, *б*) в численном виде по методу релаксации [12]

$$\begin{aligned} U(x,\ y) \approx 1/8\,[&U(x - \Delta x,\ y - \Delta y) + U(x,\ y - \Delta y) + \\ &+ U(x + \Delta x,\ y - \Delta y) + U(x + \Delta x,\ y) + \\ &+ U(x + \Delta x,\ y + \Delta y) + U(x,\ y + \Delta y) + \\ &+ U(x - \Delta x,\ y + \Delta y) + U(x - \Delta x,\ y)] \end{aligned} \qquad (9)$$

с граничными условиями $U = 1$ – для узлов верхнего ряда и $U = 0$ – для узлов нижнего ряда и всех разряженных узлов (x и y – координаты).

5. Вероятность выбора данной связи, соединяющей разряженный узел с одним из соседних узлов, пропорциональна разности потенциалов между этими двумя узлами. Связь из множества $\partial S'_n$ выбирается случайно из всех возможных связей с использованием распределения вероятности, определяемой степенной функцией локального поля [9] с мерой вероятности

$$P_{S_n}(k,\ h) = Z_{S_n}(U_k - U_h)^{\eta},\ (k,\ h) \in \partial S'_n,\ \eta = 1..4,$$

где Z_{S_n} – нормирующий множитель. Весь процесс повторяется до тех пор, пока возникающая структура не достигнет верхнего ряда.

Описанный алгоритм реализован в разработанной компьютерной программе, конечным результатом ра-

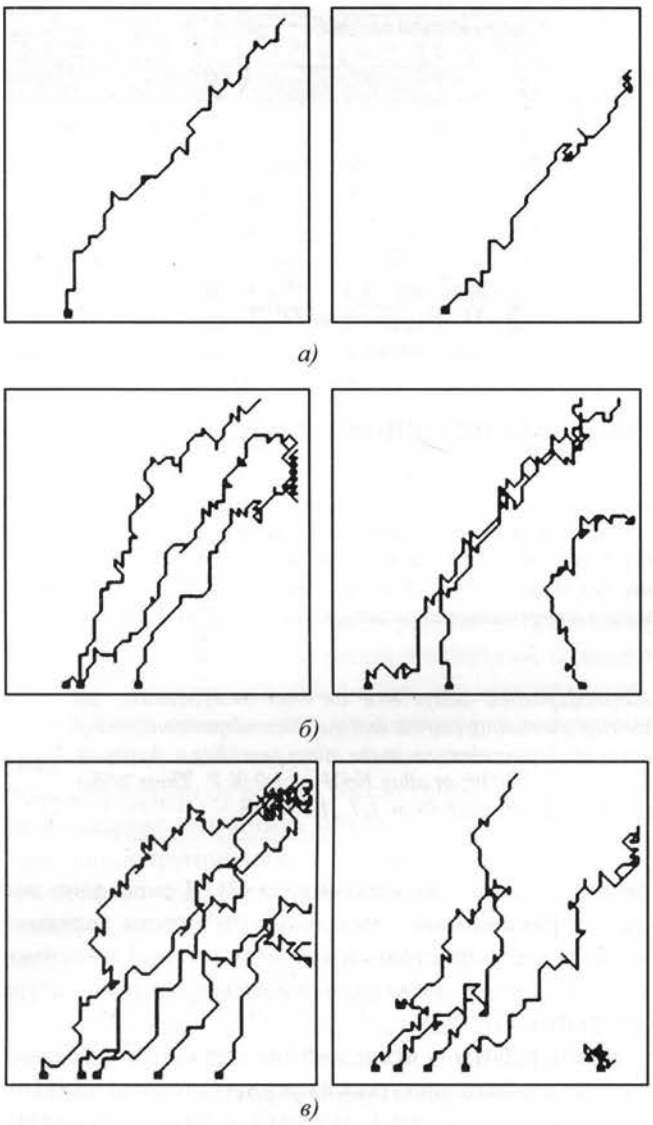


Рис. 3. Вид модельных фрактальных разрядов на решетке при одновременном разряде в одной (*а*), трех (*б*) и пяти (*в*) точках и показателе степени вероятности пробоя η = 0,1 (слева) и η = 0,5 (справа)

боты которой является картина диэлектрического пробоя, представленная на рис. 2, *б*. Фрактальную размерность d_f подсчитывали из соотношения, определяемого плотностью разряженных узлов $\rho(r)$ в r-м ряду снизу. Установлено [11], что для рядов, не слишком близких к верхним, $\rho(r) \approx r^{-\alpha}$, откуда фрактальная размерность $d_f = 2 - \alpha$.

Исходя из начальных и граничных условий при изменении степени вероятности пробоя $\eta = 0{,}1...4$ для различного количества начальных клеток $n = 1...5$ получают различные картины пробоя (рис. 3). Подсчитанная при этом фрактальная размерность для исследованных случаев изменяется в диапазоне $d_f = 1{,}55...1{,}69$. Причем с увеличением вероятности пробоя фрактальная размерность также повышается и изменяется степень ветвления.

Заключение

Многочисленные эксперименты на компьютере, проведенные по разработанной программе с изменением входных параметров моделей, показали зависимости изменения фрактальной размерности от числа частиц-зародышей (условной плотности тока), показателя степени вероятности пробоя (условной рассеивающей способности электролита) и послужили основой для разработки некоторых практических рекомендаций по обоснованному выбору режимов формирования покрытий в целях улучшения их качества.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Микродуговое** оксидирование / Г.А. Марков, В.И. Белеванцев, О.П. Терлеева и др. // Вестник МГТУ. Сер. Машиностроение. 1992. № 1. С. 34–56.

2. **Малышев В.Н.** Упрочнение поверхностей трения методом микродугового оксидирования: Автореф. дисс. ... д-ра техн. наук. М.: РГУ нефти и газа им. И.М. Губкина, 1999. 53 с.

3. **Алехин В.П., Федоров В.А., Булычев С.И., Тюрпенко О.А.** Особенности микроструктуры упрочненных поверхностных слоев, полученных микродуговым оксидированием // Физика и химия обработки материалов. 1991. № 5. С. 121–126.

4. **Николис Г., Пригожин И.** Познание сложного. Введение: пер. с англ. М.: Мир, 1990. 344 с.

5. **Смирнов Б.М.** Физика фрактальных кластеров. М.: Наука, 1991. 136 с.

6. **Иванова В.С., Баланкин А.С., Бунин И.Ж., Оксогоев А.А.** Синергетика и фракталы в материаловедении. М.: Наука, 1994. 383 с.

7. **Харитонов Д.Ю.** Спектральные исследования электролитно-искрового оксидирования алюминия в концентрированной серной кислоте // Вести АН БССР. Сер. химич. наук. 1988. № 3. С. 3–7.

8. **Энергетические** параметры процесса получения силикатных покрытий / Л.А. Снежко и др. // Электронная обработка материалов. 1983. № 2. С. 25–28.

9. **Висман Г., Пьетронеро Л.** Свойства лапласовских фракталов при пробое диэлектриков в двух и трех измерениях / Фракталы в физике: Тр. VI Межд. симп. по фракталам. М.: Мир. 1988. С. 210–220.

10. **Терлеева О.П.** Микроплазменные электрохимические процессы на алюминии и его сплавах: Автореф. дисс. ... канд. хим. наук. Новосибирск, 1993. 30 с.

11. **Мюрат М.** Двумерный пробой диэлектриков между параллельными линиями / Фракталы в физике: Тр. VI Межд. симп. по фракталам. М.: Мир, 1988. С. 234–237.

12. **Гулд Х., Тобочник Я.** Компьютерное моделирование в физике. Ч. I., Ч. II. Пер. с англ. М.: Мир, 1990. 349 с.

УДК 621.726: 539.26

В.Н. Гадалов, С.Г. Емельянов, Н.А. Кореневский, Д.Н. Романенко *(Курский ГТУ),*
В.В. Серебровский, Ю.П. Гнездилова *(Курская государственная сельскохозяйственная академия им. И.И. Иванова)*

Электроосаждение бинарных сплавов на основе железа

Проведены исследования микроструктуры и механических свойств электроосажденных сплавов железо–молибден, железо–вольфрам и железо–фосфор, полученных при асимметричном переменном токе и скорости электроосаждения 0,25...0,32 мм/ч. Установлено оптимальное содержание легирующих элементов в сплавах, обеспечивающих максимальную износостойкость покрытий: в сплаве Fe–Mo – 1,5 % Mo; в сплаве Fe–W – 2,7 % W; в сплаве Fe–P – 3,0 % P. Сплавы превосходят по износостойкости электролитическое железо в 2,5...4,0 раза и закаленную сталь 45 в 1,7...1,9 раза.

Microstructure effort and mechanical properties of electrodeposited alloys like an iron–molybdenum, an iron–wolframium and iron–phosphorus, obtained by an asymmetrica alternating current and the electrodepositionspeed of 0,25...0,32 mm/h are conduct. It is established the optimum content of alloying elements in the alloys providing a maximum durability of coatings: in alloy Fe–Mo – 1,5 % Mo; in alloy Fe–W – 2,7 % W; in alloy Fe–P – 3,0 % P. Those alloys surpass in a durability of electrolytic iron in 2,5...4,0 times and a hardened steel 45 in 1,7...1,9 times.

Введение

Значительный интерес для промышленности представляет применение электроосажденных сплавов на основе железа. Одними из наиболее эффективных с точки зрения жаростойкости и жаропрочности легирующих элементов являются молибден и вольфрам, оказывающие наиболее резко выраженное воздействие на улучшение свойств стали.

Исследования А.Т. Ваграмяна, М.А. Шлугера, М.М. Пасечника, А.Т. Васько и других указывают на то, что при легировании молибденом и вольфрамом электролитических металлов получаются сплавы с высокими механическими свойствами. Однако исследованию свойств электролитических сплавов молибдена и вольфрама с наиболее распространенным и дешевым элементом – железом посвящено крайне незначительное количество работ, причем имеющиеся сведения зачастую носят противоречивый характер. Детальное решение этого вопроса будет способствовать получению покрытий высокого качества для упрочнения и восстановления деталей машин.

Электролитические сплавы железа с фосфором благодаря своим физико-механическим свойствам привлекают все больше внимание исследователей и производственников [1]. Процесс осаждения железофосфорного покрытия на переменном асимметричном токе отличается высокой производительностью и малой стоимостью электролита [2]. Для осадков железа характерными признаками структуры являются слоистость, пористость и волокнистость. В зависимости от условий электролиза изменяется и структура покрытий.

Цель работы – исследование структуры и механических свойств электроосажденных сплавов на основе железа, полученных новым способом – электроосаждением на асимметричном переменном токе.

Методика проведения исследований

Исследование физико-механических свойств и процесса получения электроосажденных сплавов проводили по методике поэтапного определения оптимальных параметров. Современное состояние теории трения и износа позволяет при испытаниях прогнозировать износостойкость покрытий, исходя из их физико-механических свойств.

Для определения условий электролиза, обеспечивающих получение износостойких железомолибденовых и железовольфрамовых покрытий, применяли методику планирования экспериментов. В качестве плана многофакторного эксперимента был принят латинский квадрат. Шесть первичных факторов [3]: показатель асимметрии тока β, плотность катодного тока $D_к$, концентрация легирующей соли $C_{л.с}$, кислот-

Значения уровней первичных факторов

Фактор	Уровни первичных факторов				
	1	2	3	4	5
β	3	4	5	6	7
$D_к$, А/дм^2	20	30	40	50	60
$C_{л.с}$, кг/м^3	0,2	0,5	0,8	1,1	1,4
pH	0,6	0,7	0,8	0,9	1,0
$C_л$, кг/м^3	2	3	4	5	6
t, °С	20	30	40	50	60

ность электролита pH, концентрация лимонной кислоты $C_л$, температура электролита t варьировались на пяти уровнях (табл.).

Обработку результатов экспериментов проводили путем группировки данных по значениям каждого фактора. Поэтому при усреднении все прочие факторы, за исключением того, по которому произведена группировка, уравнивали. Следовательно, результаты зависели только от одного рассматриваемого фактора при средних значениях остальных. В дальнейшем проводили группировку исходных данных по значениям второго фактора, что позволило найти вторую частную зависимость результата от второго фактора, затем частную зависимость от третьего фактора и т.д. Окончательная эмпирическая формула получилась как сумма и произведение частных эмпирических формул.

Испытания по определению износа образцов проводили на машине трения СМЦ-2 по схеме вращающийся ролик–колодка в условиях, близких к граничному трению, и при трении без смазки. Контробразцами служили колодки из серого чугуна СЧ18 и бронзы БрС30. Площадь соприкасающихся поверхностей образцов составляла 2 см^2. Образцы прирабатывали до стабилизации момента трения и температуры. Износ определяли по потере образцами массы. Микротвердость покрытий измеряли на твердомере ПМТ-3 при нагрузке на индентор – 1 Н.

Рентгеноструктурные исследования проводили на установке ДРОН-3М. Расшифровку дифрактограмм осуществляли с использованием стандартных методик. Микроструктуру покрытий изучали на микроскопе МИМ-8. Травление железофосфорных покрытий проводили 5%-ным раствором азотной кислоты в этиловом спирте.

Прочность сцепления покрытий с основным металлом определяли методом отрыва штифта от покрытия нормально приложенной силой.

Результаты исследований и их обсуждение

Сплавы железо–молибден и железо–вольфрам

Износ электролитических железомолибденовых покрытий находится в сложной функциональной зависимости от условий и режимов электролиза:

$$И = f(\beta,\ D_к,\ C_{л.к},\ C_л,\ \text{pH},\ t). \qquad (1)$$

Для решения уравнения (1) необходимо выяснить степень влияния каждого показателя на износ покрытий или определить вид одномерных функций.

После группирования результатов опытов по одинаковым значениям переменных был получен ряд значений, в результате обработки которых была выведена формула для определения износа легированных покрытий:

$$\varepsilon = \frac{C_л t\,\text{pH}}{C_л t\,\text{pH}(4{,}9\cdot10^{-3}t^2)+\text{pH}(1{,}29C_л+\text{pH}^2)+3{,}9tC_л} \times \frac{12{,}76\beta D_к C_{0Mo}}{10^{-8}(327+\beta^3)(1{,}35\cdot10^5+D_к^3)(1{,}41+C_{Mo}^3)}. \qquad (2)$$

Основное влияние на износ покрытий оказывает содержание молибдена в покрытии (C_{0Mo} – исходная концентрация молибдена). Увеличение содержания молибдена C_{Mo} до 1,0...1,5 % позволило уменьшить износ образцов почти в три раза, при содержании Мо выше оптимальных значений износ покрытий увеличивается.

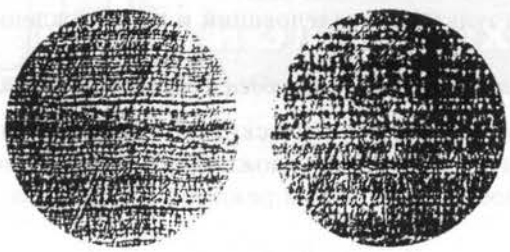
Изменение показателя асимметрии тока от 3 до 6 позволило снизить износ исследуемых покрытий за счет увеличения микротвердости покрытий и мелкозернистости структуры.

Наиболее износостойкие железомолибденовые покрытия получены при следующих условиях электроосаждения: показатель асимметрии – 6; катодная плотность тока – 40 А/дм^2; температура электролита – 40 °С; кислотность электролита pH = 0,8...1,0; концентрация лимонной кислоты – 4,5 кг/м^3; концентрация молибдата аммония – 0,6...1,0 кг/м^3; концентрация хлорида железа – 350...400 кг/м^3 [4].

Оптимальные условия для железовольфрамовых покрытий: хлорид железа – 300 кг/м^3; натрий вольфрамово-кислый – 4 кг/м^3; лимонная кислота – 8 кг/м^3; температура электролита – 40 °С; кислотность электролита pH = 1,0; плотность тока 30 А/дм^2 [5].

Результаты сравнительных испытаний на износ показали, что износостойкость железомолибденовых покрытий на стали 45 после термообработки составила 176 % при трении в паре с чугуном и 194 % – с бронзой.

Износостойкость железовольфрамовых покрытий на 72 % выше износостойкости закаленной стали 45



а) *б)*

Рис. 1. Микроструктуры (×450) электроосажденных сплавов железо–молибден (*а*) с 1 % Mo и железо–вольфрам (*б*) с 2 % W

при трении с чугуном и на 85 % – при трении с бронзой.

При трении без смазки железомолибденовые и железовольфрамовые покрытия превосходят износостойкость железных покрытий в 1,87...1,95 раза.

Металлографические исследования показали, что электролитические железомолибденовые и железовольфрамовые покрытия имеют ярко выраженную слоистую структуру (рис. 1). Толщина слоев достигает нескольких десятков и даже сотен микрометров. Причиной образования слоистой структуры покрытий, по-видимому, является периодическое защелачивание прикатодного пространства и, соответственно, периодическая кристаллизация гидрооксида железа.

Термообработка сплавов до температуры 673 K приводит к практическому исчезновению слоистости, но на микротвердость покрытий заметного влияния не оказывает.

Сплав железо–фосфор

Легирование фосфором электроосажденного железа придает ему особые физико-механические свойства, в то время как в металлургических сплавах содержание фосфора строго регламентируется (0,03...0,04 %), поскольку он вызывает хладноломкость.

В основе вредного влияния фосфора лежат два его свойства [6]: значительное расширение области между ликвидусом и солидусом, благодаря чему возникает сильная первичная ликвация (сегрегация), а также значительное сужение γ-области, что облегчает развитие сегрегации и в твердом состоянии; относительно малая скорость диффузии фосфора в α- и γ-растворах, вследствие чего образовавшаяся сегрегация плохо рассасывается. Поэтому чрезвычайно трудно добиться равномерного распределения фосфора в стали. Отсюда и стремление максимально снизить содержание в ней фосфора.

В силу специфичности условий получения электроосажденных сплавов железа с фосфором последний равномерно распределен по всей решетке железа, создавая в ряде случаев сильно пересыщенный твердый раствор замещения фосфора в α-железе.

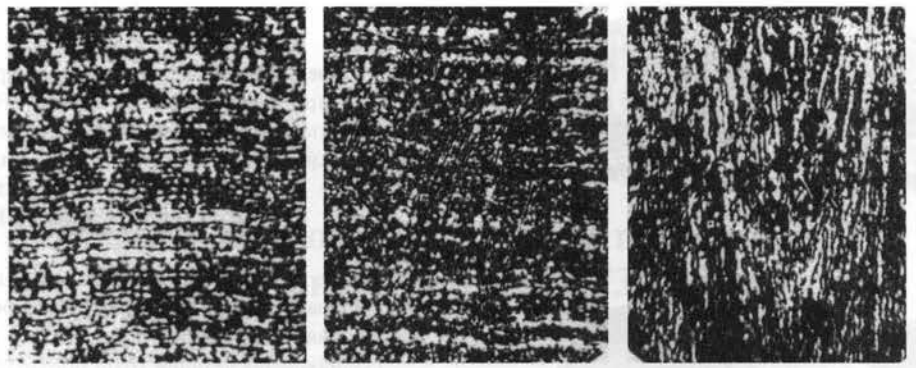
Рис. 2. Микроструктура (поперечный шлиф, ×350) железофосфорного сплава при содержании фосфора 3 %

Асимметричный ток существенно влияет на протекание многих электролитических реакций. Концентрация ионов железа в прикатодном слое увеличивается, что позволяет повысить рабочую плотность тока, а применение гипофосфита натрия несколько активирует поверхность катода, увеличивая скорость осаждения. Скорость возникновения центров кристаллизации опережающе растет в сравнении со скоростью формирования самих кристаллов, что приводит к образованию мелкокристаллической структуры.

Оптимальные условия для железофосфорных сплавов: хлорид железа – 350...400 кг/м^3; гипофосфид натрия – 10...12 кг/м^3; температура электролита – 303...313 K; кислотность электролита pH = 1,0; показатель асимметрии тока – 6; катодная плотность тока – 35...40 А/дм^2.

Микроструктура железофосфорных осадков имеет ярко выраженную слоистость (рис. 2). Это объясняется тем, что в процессе электролиза прикатодное пространство обедняется ионами водорода, разряжающимися на катоде, и происходит его защелачивание. При этом образуется практически нерастворимый гидрооксид железа, который постепенно накапливается в прикатодном пространстве до возможного максимума насыщения и адсорбируется на поверхности осаждающегося металла, что вызывает перерыв в росте кристаллов железа. Затем процесс повторяется.

Отжиг Fe–P сплава при температуре 673 K в течение 1 ч приводит к исчезновению слоистости (рис. 3, *в*). Это согласуется с результатами других исследований [6]. В пересыщенном растворе образуется химическое соединение, в результате на поверхности формируется монолитный упрочненный диффузионный слой. С увеличением температуры термообработки микротвердость железофосфорного покрытия возрастает [6].



а) *б)* *в)*

Рис. 3. Микроструктура (поперечный шлиф, ×350) железофосфорных покрытий, подвергнутых термообработке при температуре: *а* – 473 К; *б* – 573 К; *в* – 673 К

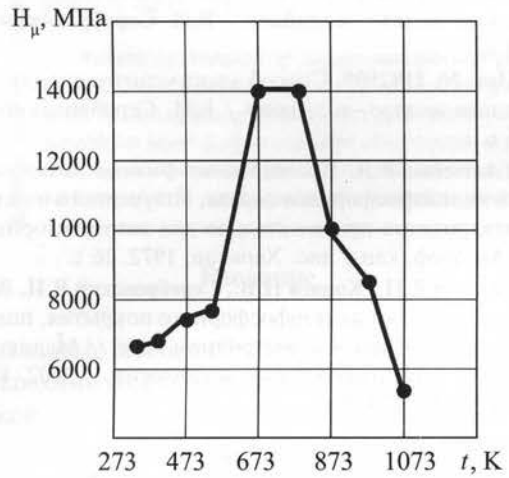


Рис. 4. Зависимость микротвердости H_μ железофосфорных покрытий от температуры термообработки t

При нагреве покрытия с 473 до 673 К его микротвердость изменяется с 7800 до 14 000 МПа (рис. 4).

Судя по ширине линий на рентгенограммах можно считать, что исходный и термообработанный при температурах до 623 К сплавы находятся также в псевдоаморфном состоянии. Непосредственно после осаждения сплав является метастабильным, а после термической обработки при 673 К выделяется избыточный фосфор, образуя химическое соединение – фосфид железа (Fe_3P). После термической обработки сплав представляет собой смесь кристаллического железа и фосфида железа.

В процессе электролиза происходит образование железофосфорного сплава при температурах ниже температуры плавления и рекристаллизации в металлургических сплавах, поэтому полученный электролитический сплав оказывается в неравновесном состоянии. Диффузия при температурах осаждения сплава осуществляется с ничтожно малой скоростью, поэтому равновесие не успевает установиться и образуются пересыщенные твердые растворы.

Результаты рентгеноструктурного анализа полностью согласуются с результатами измерения микротвердости. На рентгенограммах образцов, не подвергнутых термообработке, проявляются размытые линии (гало), соответствующие сильно пересыщенным растворам. После термообработки при температуре 673 К четко обнаруживается эффект "старения", при котором происходит выделение из пересыщенного раствора фосфида Fe_3P. Кроме того, обнаруживаются линии, принадлежащие объемноцентрированной решетке, характерной для твердого раствора фосфора в α-железе. Дальнейшее повышение температуры до 973 К приводит к росту кристаллов, что сказывается на снижении микротвердости железофосфорного сплава.

Термообработка железофосфорных покрытий оказывает положительное влияние и на прочность их сцепления с основным металлом [7]. Микроструктурное исследование переходной зоны (покрытие–основной металл) показало, что рост температуры термообработки приводит к полному сращиванию покрытия с основным металлом. В исходном состоянии видна четкая переходная зона, которая при росте температуры все более размывается и при 1173 К полностью исчезает (рис. 5), при этом покрытия прочно удерживаются на поверхности образцов.

Выводы

1. Предложены способы электроосаждения сплавов железо–молибден, железо–вольфрам и железо–фосфор с применением асимметричного переменного тока. Скорость электроосаждения – 0,27...0,32 мм/ч; содержание молибдена в покрытии 1,0...1,5 %, вольфрама – 2,5...3,0 %, фосфора – 2,8...3,2 %.

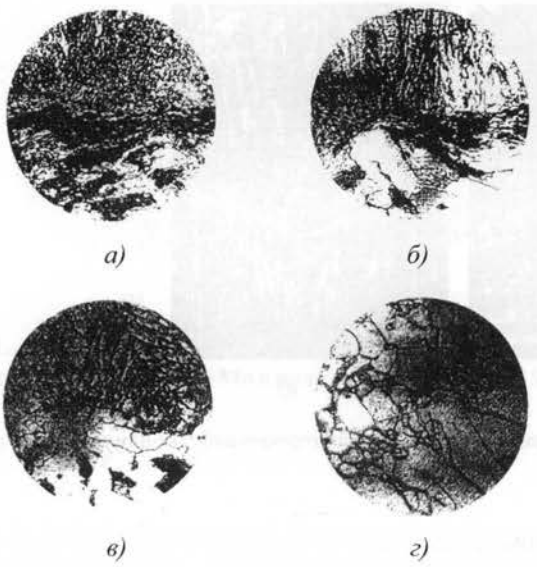


Рис. 5. Микроструктуры (×450) переходных зон железофосфорных сплавов:
а – без нагрева; *б* – при нагреве до 773 К; *в* – до 873 К; *г* – до 1173 К

2. Термообработка сплавов при температуре 673 К и выдержке в течение 1 ч приводит к резкому повышению микротвердости железофосфорных покрытий до 14 000 МПа. Для железомолибденовых и железовольфрамовых покрытий заметного увеличения микротвердости не происходит.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Определение** содержания фосфора и выхода металла по току при формировании гальванического железофосфорного покрытия, осажденного на переменном асимметричном токе / В.Н. Гадалов, Н.В. Коняев, В.И. Серебровский и др. // Сварка и родственные технологии в машиностроении и электронике. Курск: КГТУ. 2002. Вып. 4. С. 86–92.

2. **Пат. № 2164560.** Способ электролитического осаждения сплава железо–фосфор / В.И. Серебровский, Л.Н. Серебровская, Н.В. Коняев и др. 2000. 6 с.

3. **Упрочнение** деталей транспортных машин гальваническими покрытиями / В.Н. Гадалов, В.И. Серебровский, Н.В. Коняев и др. // Сварка и родственные технологии в машиностроении и электронике. Курск: КГТУ. 2003. Вып. 5. С. 86–92.

4. **Пат. № 2174163.** Способ электролитического осаждения сплава железо–молибден / В.И. Серебровский и др. 2001. 6 с.

5. **Пат. № 2192509.** Способ электролитического осаждения сплава железо–вольфрам / В.И. Серебровский и др. 2002. 6 с.

6. **Гладченко В.Я.** Исследование физико-механических свойств железофосфорного сплава, полученного из хлоридных электролитов применительно для автотракторных деталей: Автореф. канд. дис. Харьков, 1972. 16 с.

7. **Гадалов В.Н., Коняев Н.В., Серебровский В.И.** Вопросы термообработки железофосфорного покрытия, полученного на переменном асимметричном токе // Медико-экологические информационные технологии – 2002. Курск: КГТУ. 2002. С. 179–185.

ПРЕДСТАВЛЯЕМ НОВУЮ КНИГУ

Латыпов Р.Р., Терегулов Н.Г., Смыслов А.М.

Технология лазерной обработки конструкционных и инструментальных материалов в авиадвигателестроении: учеб. пособие / под общ. ред. В.Ф. Безъязычного. М.: Машиностроение, 2007. 234 с.

Цена с НДС 264 р.

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

Для студентов авиадвигателестроительных специальностей вузов, а также специалистов, занимающихся производством газотурбинных двигателей летательных аппаратов, тепловых двигателей.

УДК 621.9.048.4

С.В. Николенко, С.А. Пячин, М.А. Пугачевский
(Институт материаловедения Хабаровского научного центра ДВО РАН, Хабаровск)

Электроискровое легирование поверхности титанового сплава ВТ3–1

Представлены результаты исследования физико-механических свойств покрытий, полученных на титановом сплаве ВТ3–1 методом электроискрового легирования с использованием различных электродных материалов. Установлено, что электроискровая обработка приводит к упрочнению поверхности титанового сплава более чем в 2 раза. Наибольшая износостойкость измененного поверхностного слоя наблюдается после электроискрового легирования стандартными твердыми сплавами на основе карбида титана, карбида титана с добавкой датолитового концентрата, полученного СВС-экструзией, и твердым сплавом на основе карбида вольфрама с добавкой 5 % нанопорошка оксида алюминия.

Results of research of physicomechanical properties of the coatings received on titanic alloy BT3–1 by a method electrospark deposition with use of various electrode materials are presented. It is established, that electrospark processing leads to strengthning of a surface of a titanic alloy more than in 2 times. The greatest wear resistance of the changed superficial layer is observed after electrospark deposition by standard hard alloys on the basis of titanium carbide, titanium with the additive a datolite concentrate received by SVS-extrusion, and a hard alloy on the basis of tungsten carbide with the additive of 5 % nanopowder of aluminium oxide.

Введение

Титановые сплавы обладают ценным комплексом физико-химических и эксплуатационных свойств – высокой удельной прочностью, коррозионной стойкостью во многих средах, отсутствием намагниченности, что делает их основным конструкционным материалом в авиационной промышленности, судостроении и других отраслях машиностроения [1]. Особенностью титановых сплавов является высокая реакционная способность их ювенальной поверхности, вследствие чего они склонны к контактному схватыванию при трении. Применение обычных смазочных материалов не улучшает скольжение соприкасающихся деталей из титана из-за полного отсутствия адгезии с поверхностью, поэтому при эксплуатации происходит интенсивное изнашивание трущихся узлов машин и механизмов. Одним из путей снижения проявления этого недостатка является упрочнение и легирование поверхности титановых сплавов. Как правило, для этих целей используют методы на основе воздействия концентрированных потоков энергии: ионная имплантация, кумулятивный взрыв, лазерное легирование, плазмо-химическое осаждение и др. [2–4]. В связи с этим представляется интересным исследовать возможность применения метода *электроискрового легирования* (ЭИЛ) для создания покрытий на титановых сплавах. К основным преимуществам технологии ЭИЛ относятся высокая прочность сцепления *легированного слоя* (ЛС) с материалом основы и возможность переноса на обрабатываемую поверхность любых токопроводящих материалов, в том числе тугоплавких металлов и соединений [5].

Данные по электроискровому легированию титановых сплавов ограничены, в особенности в области исследования формирования легированного слоя и его свойств, что не позволяет обоснованно осуществлять выбор легирующих электродов для обработки поверхностных слоев. Целью данной работы является исследование формирования методом ЭИЛ легированного слоя на титановом сплаве ВТ3–1 для улучшения физико-механических свойств его поверхности. Сплав ВТ3–1 является мартенситным ($\alpha+\beta$)-сплавом титана. Основными легирующими элементами этого сплава являются: Al – 6 %, Mo – 2,5 %, Cr – 2,0 %, Si – 0,3 %, Fe – 0,5 %. Данный сплав обладает высокой коррозионной стойкостью в отожженном и термически упрочненном состояниях во влажной атмосфере, морской воде, многих других агрессивных средах.

Материалы и методики эксперимента

Покрытия были получены с помощью установки "Элитрон-22А" при следующих технологических параметрах: средний ток разрядов I = 0,8...1,5 А; напряжение холостого хода U_{xx} = 70...80 В; емкость разрядного конденсатора C = 360 мкФ; энергия импульса E = 1,0...1,4 Дж; частота следования импульсов f = 100 Гц; время электроискровой обработки 3 мин/см^2. Подложкой (катодом) служили пластины из титанового сплава ВТ3–1. В качестве легирующих

электродов использовали чистые металлы Al и Zr, интерметаллид Ni_3Al, сплавы на основе карбидов титана и вольфрама.

Выбор легирующих материалов обусловлен следующим. Алюминий повышает сопротивление ползучести и жаропрочность титанового сплава. Цирконий при легировании титана не изменяет температуру $\alpha \rightarrow \beta$-превращения, однако положительно влияет на механические свойства и жаропрочность, повышает предел текучести. Интерметаллид Ni_3Al обладает высокой жаро-, износо- и коррозионной стойкостью, положительной температурной зависимостью предела текучести, относительно низкой плотностью. Карбид титана TiC применяется при получении дисперсно-упрочненных и твердых сплавов, изготовлении твердосплавного инструмента и изделий и т.д. Сплавы на основе карбида вольфрама WC обладают высокой твердостью, поэтому они нашли широкое применение при изготовлении бурового и режущего инструмента, при нанесении износостойких покрытий на металлах.

В работе использовали электродные материалы на основе карбида титана – сплавы Т30К4 и Д1, а также на основе карбида вольфрама – ВК8 и В1 с самофлюсующимся композитом, В2 с борсодержащим минеральным сырьем (датолитовым концентратом) [6], сплав ВК8 с добавлением 5 % нанопорошка Al_2O_3 и ВК8 с добавлением 20 % Ni_3Al. Состав датолитового концентрата и электродных материалов Д1, В1, В2 представлен в табл. 1 и 2.

Металлографический анализ шлифов легированных слоев проводили на микроскопе ММР-2Р, дюрометрический – на микротвердомере ПМТ-3М с нагрузкой 50 Н. Коэффициент упрочнения $K_{упр}$ определяли по отношению микротвердости легированного слоя к микротвердости материала подложки $K_{упр} = H_{\mu}^{лс} / H_{\mu}^{ос}$. Фазовый состав покрытий исследовали с помощью рентгеновского дифрактометра ДРОН-7 в Cu_{K_α}-излучении. Для расшифровки дифрактограмм использовали программное обеспечение PD Win.

Шероховатость ЛС определяли профилометром мод. 296, соединенным с компьютером с помощью аналого-цифрового преобразователя. Ошибка измерения высоты неровностей составляла ±0,2 мкм. Параметры шероховатости рассчитывали согласно ГОСТ 2789–73. Износостойкость образцов после ЭИЛ исследовали по схеме "вал–колодка" на машине трения МТ-22П при нагрузке 100 Н и скорости скольжения 1,5 м/мин в условиях трения без смазки. Материалом контртела служила закаленная сталь 40Х (58...60 HRC). Износ образцов по массе определяли через каждый километр пути трения.

Таблица 1

Минералогический состав датолитового концентрата

Компонент	Содержание, % мас.	Компонент	Содержание, % мас.
CaO	37,12	FeO	0,56
SiO_2	36,72	MnO	0,27
B_2O_3	17,14	SO_3	0,10
H_2O^+	4,44	Na_2O	0,08
Fe_2O_3	2,05	TiO_2	0,02
MgO	0,91	P_2O_5	0,02
Al_2O_3	0,83	H_2O	0,02

Результаты и обсуждение

Металлографические исследования ЛС (рис. 1) показали, что модифицированный слой по микроструктуре отличается от основы. Возникает так называемый белый слой, структура которого слабо выявляется при химическом травлении. При электроискровой обработке в течение 3 мин/см^2 максимальная толщина слоя достигала 16...40 мкм (табл. 3). Сплошность покрытия зависела от материала легирующего электрода, однако использование всех исследуемых металлов и сплавов привело к упрочнению поверхности ВТ3–1 (рис. 2). В свою очередь повышение прочности поверхностных слоев титанового сплава увеличило его износостойкость.

Одним из главных недостатков покрытий, созданных методом электроискрового легирования, являет-

Таблица 2

Состав электродных материалов на основе карбидов вольфрама и титана

Обозначение электрода	Компонент	Содержание, % мас.
Д1	TiC	70,0
	Ni+Mo	29,5
	ДТК	0,5
В1	ВК8	80,0
	Ni	14,6
	Cr	3,2
	Si	1,8
	B	0,4
В2	ВК6М	98,0
	ДТК	2,0

ся шероховатость поверхности, формирующаяся за счет локальности воздействия разрядов и неравномерности распределения перенесенного вещества (рис. 3). Исследования параметров шероховатости поверхности показали, что высота неровностей лежит в пределах 14...22 мкм. В табл. 4 представлены значения среднего арифметического отклонения профиля *Ra*; наибольшей высоты профиля *R*max; высоты неровностей профиля по десяти точкам *Rz*. Более гладкая поверхность наблюдается у электроискрового покрытия алюминия. У большинства легированных слоев параметры шероховатости примерно одинаковые, в отличие от покрытия Д1, у которого перепады по высоте превышают 100 мкм. Поэтому перед использованием изделия с данным покрытием в узлах трения потребуется дополнительная сглаживающая обработка.

При электроискровом легировании большое значение имеет смачиваемость материалов анода и катода. При выборе режима обработки и материала электродов стремятся увеличить количество жидкофазной составляющей в продуктах эрозии. Согласно основным положениям теории электрической эрозии частицы, наблюдаемые после разряда и имеющие шарообразную или близкую к ней форму, образуются из жидкой фазы, тогда как частицы неправильной формы с рваными краями являются результатом хрупкого разрушения материала электродов [7]. Содержание

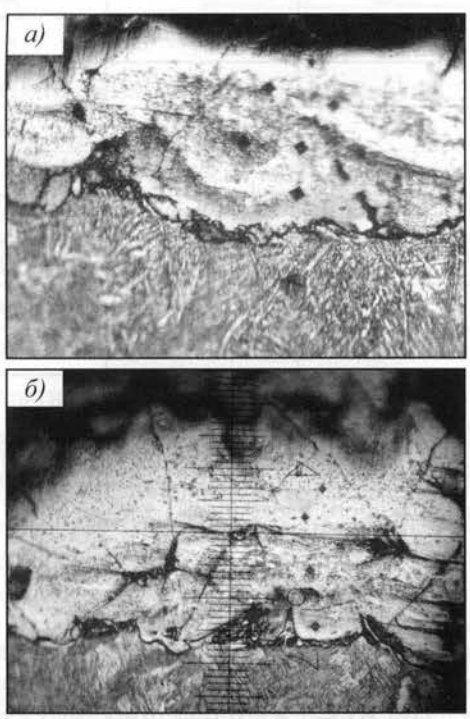


Рис. 1. Микроструктура (×500) легированного слоя, полученного методом ЭИЛ на сплаве ВТ3–1 при использовании анода: *а* – В1; *б* – ВК8–5 % Al_2O_3

частиц твердой фазы более 50...60 % ухудшает формирование ЛС.

Помимо формы эрозионных частиц на свойства модифицированного слоя при ЭИЛ также оказывает влияние их размер. Более мелкие продукты эрозии анода прочнее сцепляются с подложкой, повышают сплошность и твердость покрытия. Для оптимального выбора легирующего материала при ЭИЛ титанового сплава ВТ3–1 был проведен гранулометрический анализ продуктов эрозии, результаты которого представлены в табл. 5. Видно, что большинство исследуемых материалов эродируют в твердофазном состоянии (более 65 %), исключение составляет электродный мате-

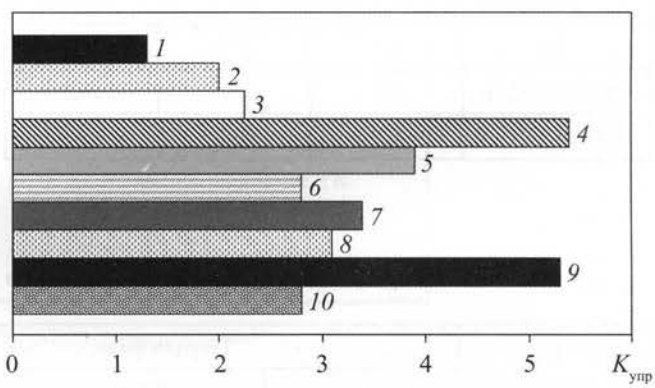


Рис. 2. Коэффициент упрочнения $K_{упр}$ поверхностного слоя сплава ВТ3–1 после ЭИЛ:
1 – Al; *2* – Zr; *3* – Ni_3Al; *4* – Т30К4; *5* – Д1; *6* – ВК8; *7* – В1; *8* – В2; *9* – ВК8–5 % Al_2O_3; *10* – ВК8–20 % Ni_3Al

Таблица 3

Характеристики модифицированного методом ЭИЛ поверхностного слоя на сплаве ВТ3-1

Материал анода	Сплошность, %	Толщина слоя, мкм	Микротвердость, ГПа
Al	98	8...28	3,41...3,54
Zr	63	4...16	4,49...5,88
Ni_3Al	51	8...40	5,25...6,45
Т30К4	67	4...36	11,45...16,70
Д1	88	8...40	8,93...11,45
ВК8	78	4...40	6,16...8,45
В1	96	8...40	6,45–11,45
В2	67	8...20	7,97
ВК8–5 % Al_2O_3	94	8...36	9,47...18,02
ВК8–20 % Ni_3Al	96	8...40	5,25...9,47

Примечание. Микротвердость сплава ВТ3–1 при нагрузке 50 Н составляет 2,6 ГПа.

Таблица 4

Характеристики шероховатости модифицированного поверхностного слоя ВТ3–1

Материал анода	*Ra*, мкм	*R*max, мкм	*Rz*, мкм
Al	3,9	13,2	10,1
Zr	5,2	17,1	13,7
Ni_3Al	7,2	19,7	16,1
Т30К4	5,3	21,7	14,8
Д1	11,5	28,3	22,4
ВК8	5,9	22,3	15,0
В1	6,1	25,8	16,0
В2	7,5	25,0	19,1
ВК8–5 % Al_2O_3	5,7	21,6	14,2
ВК8–20 % Ni_3Al	6,0	23,6	15,2

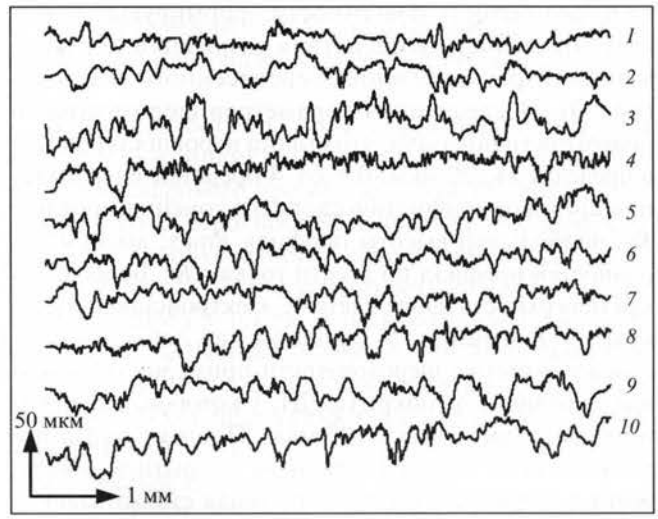


Рис. 3. Профилограммы покрытий:
1 – Al; *2* – Zr; *3* – Ni_3Al; *4* – Т30К4; *5* – Д1; *6* – ВК8; *7* – В1; *8* – В2; *9* – ВК8–5 % Al_2O_3; *10* – ВК8–20 % Ni_3Al

Таблица 5

Гранулометрический состав продуктов эрозии электродов при ЭИЛ сплава ВТ3–1

Материал анода	Твердая фаза			Жидкая фаза		
	Содержание, %	Размер частиц, мкм		Содержание, %	Размер частиц, мкм	
		диапазон	преобладающий		диапазон	преобладающий
Al	95	50...250	100	5	25...75	50
Zr	99	25...1000	100	1	25...100	50
Ni_3Al	85	50...1000	100	15	15...150	25
Т30К4	93	25...500	100	7	25...150	50
Д1	97	10...750	50	3	25...50	25
ВК8	65	25...1000	50	35	15...150	25
В1	25	25...750	75	75	7...75	12
В2	76	10...250	50	24	5...75	10
ВК8–5 % Al_2O_3	87	25...225	75	13	10...75	25

риал с самофлюсующейся добавкой В1. Среди продуктов эрозии металлов и сплавов преобладает крупнодисперсная фракция. Средний размер частиц составляет 50...100 мкм, а средний диаметр сферических частиц не превышает 50 мкм. Твердофазная составляющая наиболее высокая у циркония (99 %), что объясняется его интенсивным окислением в условиях электроискрового воздействия. Таким образом, большинство исследуемых металлов и сплавов под действием импульсных нагрузок подвержено хрупкому разрушению и требует комплекса мероприятий по защите металлов от образования оксидных фаз.

Результаты исследования показали, что физико-механические свойства значительно зависят от материала легирующего электрода.

Алюминий

Рентгенофазовый анализ (рис. 4) показал, что в случае электроискровой обработки алюминием титанового сплава ВТ3–1 в его поверхностных слоях помимо линий Al наблюдаются интерметаллиды Al_3Ti (наибольшая интенсивность линий) и Al_5Ti_2. Также различимы слабые рефлексы оксида Al_2O_3, что объяс-

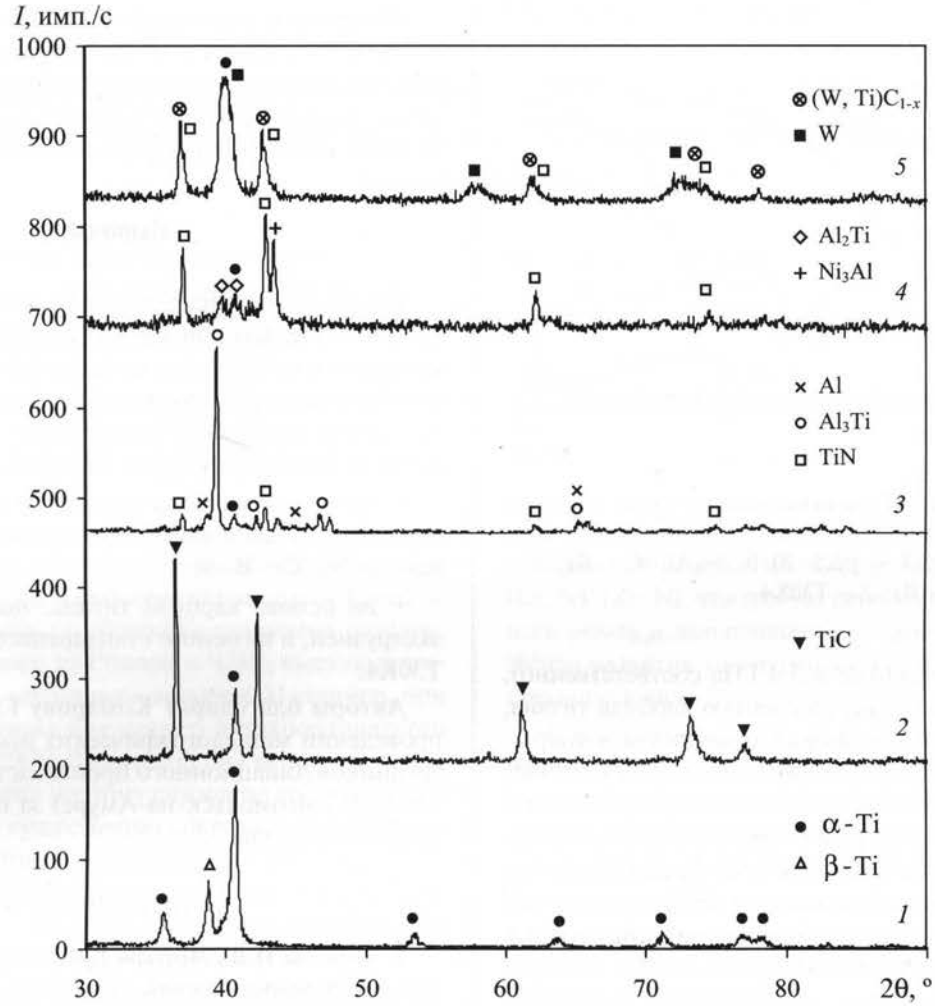


Рис. 4. Рентгеновские дифрактограммы сплава ВТ3–1 (*1*) и покрытий Т30К4 (*2*), Al (*3*), Ni_3Al (*4*) и ВК8 (*5*)

няется взаимодействием Al с кислородом окружающей воздушной среды: ЭИЛ алюминием приводит к небольшому упрочняющему эффекту по сравнению с другими материалами.

Цирконий

Покрытие на титановом сплаве состоит в основном из высокотемпературной кубической фазы оксида циркония ZrO_2, что объясняется интенсивным окислением легирующего металла при ЭИЛ. Хотя цирконий образует с титаном непрерывный ряд твердых растворов на основе α, β-титана, однако на рентгенограммах линии твердого раствора не наблюдаются. Для покрытия характерна невысокая сплошность (63 %), что объясняется хрупким разрушением слоя и подтверждается большим содержанием (99 %) твердофазной составляющей в продуктах эрозии. Твердые частицы, возникающие в результате окисления циркония при высоких температурах, плохо закрепляются на подложке. Легирование цирконием приводит к повышению микротвердости поверхностного слоя титанового сплава примерно в 2 раза.

Интерметаллид Ni_3Al

При легировании интерметаллидом Ni_3Al в поверхностном слое помимо исходных материалов наблюдается интерметаллид $AlTi_2$. Поэтому можно предположить, что температуры, создаваемой в области разряда, достаточно для разложения Ni_3Al, и алюминий растворяется в титане с образованием интерметаллида. Несмотря на то, что микротвердость поверхностного слоя в 2 раза выше микротвердости основы, износостойкость покрытия невысокая (рис. 5), что объясняется хрупким разрушением и низкой сплошностью легированного слоя титанового сплава.

Сплавы на основе TiC

Для слоев, легированных данными сплавами, характерны максимальная микротвердость и коэффици-

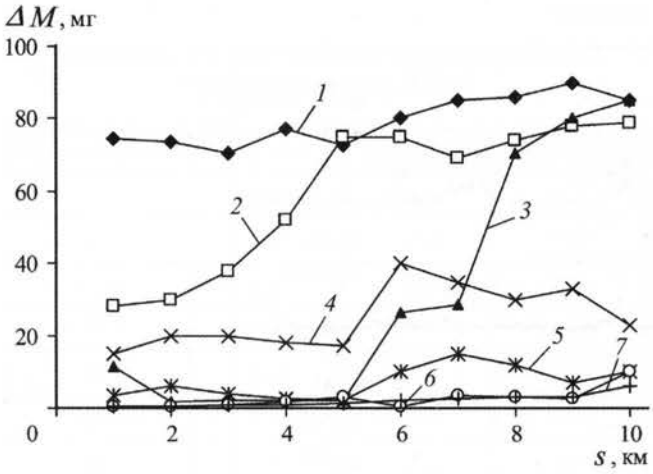


Рис. 5. Убыль массы ΔM при испытании на трение покрытий (s – путь трения):
1 – Ni_3Al; *2* – В2; *3* – ВК8–20 % Ni_3Al; *4* – В1; *5* – ВК8–5 % Al_2O_3; *6* – Д1; *7* – Т30К4

ент упрочнения ЛС (14,08 и 5,4 ГПа соответственно), что объясняется высокой твердостью карбида титана, обнаруженного рентгенофазовым анализом в покрытии (см. рис. 4). Добавка к карбиду титана датолитового концентрата повышает сплошность покрытия, однако незначительно снижает микротвердость. Испытания на износостойкость (см. рис. 5) показали, что наилучшей износостойкостью из исследованных металлов обладают легированные слои, полученные твердым сплавом Т30К4 и Д1.

Сплавы на основе WC

При легировании ВТ3–1 сплавами на основе карбида вольфрама в модифицированных слоях помимо титана наблюдаются сложный карбид (W, Ti)C_{1-x}, что связано с растворением WC в титане. Фазовый состав покрытия практически не зависит от добавки к карбиду вольфрама. Для покрытий, полученных при ЭИЛ электродами на основе карбида вольфрама, характерна высокая сплошность. Наибольшее упрочнение оказывает твердый сплав ВК8 с добавлением 5 % нанопорошка оксида алюминия. Наиболее высокая износостойкость наблюдается у покрытия твердым сплавом ВК8 с добавкой нанопорошка Al_2O_3. Немного меньшую износостойкость имеет покрытие, полученное при ЭИЛ электродом на основе карбида вольфрама с самофлюсующейся добавкой Ni–Cr–B–Si.

По данным рентгенофазового анализа видно, что материал электрода в основном переносится без изменения фазового состава, что говорит о капельном и твердофазном переносе вещества с анода на катод в условиях электроискрового легирования.

Выводы

Проведенные исследования показали, что электроискровое легирование титанового сплава ВТ3–1 приводит к повышению износостойкости его поверхностного слоя. Для модифицирования поверхностного слоя на титановом сплаве ВТ3–1 рекомендуется использовать электродные материалы:

- на основе карбида вольфрама с добавкой нанопорошка оксида алюминия и самофлюсующейся добавкой Ni–Cr–B–Si;
- на основе карбида титана, полученного СВС-экструзией, и на основе стандартного твердого сплава Т30К4.

Авторы благодарят Комарову Г.П. за помощь в проведении металлографических исследований и сотрудников Авиационного производственного объединения (Комсомольск-на-Амуре) за предоставленный титановый сплав.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Горынин И.В., Чечулин Б.Б.** Титан в машиностроении. М.: Машиностроение, 1990. 400 с.

2. **Модификация** поверхностных слоев титана при высокоинтенсивной имплантации алюминия / И.А. Божко, И.А. Курзина, И.Б. Степанов и др. // Физика и химия обработки материалов. 2005. № 4. С. 58–62.

3. **Теплова Л.А.** Модифицирование поверхности титана и титановых сплавов методом лазерного легирования // Упрочняющие технологии и покрытия. 2005. № 5. С. 41–46.

4. **Фазовый** состав покрытий, нанесенных на титановые мишени с помощью кумулятивной струи / С.А. Громилов, А.В. Алексеев, С.А. Кинеловский и др. // Физика горения и взрыва. 2004. Т. 40. № 3. С. 125–131.

5. **Электроискровое** легирование металлических поверхностей / А.Е. Гитлевич, В.В. Михайлов, Н.Я. Парканский и др. Кишинев: Штиинца, 1985. 196 с.

6. **Николенко С.В., Верхотуров А.Д.** Новые электродные материалы для электроискрового легирования. Владивосток: Дальнаука, 2005. 219 с.

7. **Намитоков К.К.** Электроэрозионные явления. М.: Энергия, 1978. 456 с.

В.В. Сутягин, С.А. Сайкин *(РГАТА им. П.А. Соловьева)*

Повышение ресурса концевого инструмента за счет применения нанокомпозитных PVD-покрытий при обработке титановых сплавов в авиастроении

Рассмотрен вопрос повышения ресурса концевых фрез при обработке титановых сплавов в авиастроении за счет применения нанокомпозитных PVD-покрытий (Al; Ti; N), (Al; Cr; N), (Ti; N/Nb; N). Проведенные исследования позволили установить, что наилучшие результаты при обработке сплава ВТ3–1 показало 3D-нанокомпозитное покрытие (Al; Ti; N).

The question of increasing of resource of end mills when processing the titanium alloys in aircraft building by using nanocomposite PVD-coatings (Al; Ti; N), (Al; Cr; N), (Ti; N/Nb; N) is considered. Researches have allowed to determine that best results when processing the alloy BT3–1 is given by 3D-nanocomposite coating (Al; Ti; N).

В современном авиастроении общая тенденция производства – увеличение производительности механической обработки. Особенно остро данный вопрос стоит применительно к обработке титановых сплавов, жаропрочных сталей на станках с ЧПУ, имеющих высокую стоимость машинного времени. Например, при двухсменной загрузке фрезерного пятикоординатного станка Hermle C600U (Германия) она может достигать 2500 руб./ч. Именно поэтому снижение времени обработки позволяет существенно сократить ее себестоимость. Применение CAD/CAM/CAE-технологий на основе таких пакетов программ, как Unigraphics, VeriCut с модулем OptiPath, позволяет максимально оптимизировать программу обработки.

Возможный путь повышения эффективности обработки детали заключается в доработке технологического процесса и увеличении режимов резания. При этом следует учесть, что завышенные режимы резания приводят к снижению ресурса инструмента, поэтому в настоящее время фирмы-производители инструмента, такие как Sandvik (Швеция), Iscar (Израиль), Stellram, Walter (Германия) и другие, ведут активные разработки по трем направлениям: совершенствование геометрии, материала режущей части и нанесение износостойких покрытий.

Наибольший потенциал, на взгляд авторов, для повышения эксплуатационных свойств инструмента на данном этапе развития промышленности заключается в совершенствовании технологии нанесения износостойких покрытий и корректный подбор свойств и химического состава покрытия для конкретной области применения. Покрытия позволяют получить сверхвысокую твердость при высокой вязкости, повышенную стойкость к пластическим деформациям и температурную стойкость.

Развитие нанотехнологий открывает возможность нанесения сложных многослойных нанокомпозитных покрытий, механические и адгезионные свойства которых существенно лучше применяемых ранее (однослойные многофазные покрытия (Ti; N), (Ti; C), (Cr; N), (Zr; N), что требует переосмысления накопленного опыта и дальнейшего изучения данного вопроса. Этапы развития типов износостойких покрытий представлены в виде "генеалогического древа" на рис. 1.

В настоящее время разработано и применяется множество методов упрочняющей обработки режущих инструментов. Каждый из этих методов имеет преимущества и недостатки. Основное применение нашли химические CVD (chemical vapour depositon) и физические PVD (physical vapour depositon) методы нанесения покрытия. Более 80 % твердосплавных пластин в мире выпускается с различными износостойкими покрытиями, полученными методами CVD. В общем случае процессы CVD основаны на протекании гетерогенных химических реакций в парогазовой среде, окружающей инструмент, в результате которых образуются износостойкие покрытия. Осаждение покрытий на твердосплавные инструменты происходит в печи в присутствии водорода при температуре 900...1100 °С в результате взаимодействия газообразных галогенидов типа $TiCl_4$ и $AlCl_3$ с со-

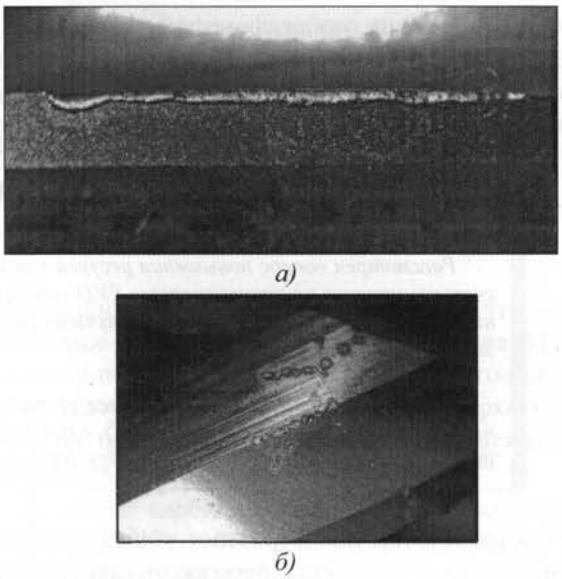
Рис. 1. "Генеалогическое древо" износостойких покрытий

ставляющими смесей – азотом (при осаждении нитридов тугоплавких металлов), метаном (при осаждении карбонитридов) и углекислым газом (при осаждении оксидов). Высокая температура, при которой проходит процесс, не позволяет использовать данный метод для нанесения покрытия на быстрорежущие стали. Метод обладает высокой производительностью (средняя скорость роста толщины покрытия составляет приблизительно 10 мкм/ч), что делает его особенно привлекательным для массового производства [1]. Толщина покрытия CVD варьируется от 6 до 10 мкм.

Методы физического осаждения PVD-покрытий универсальны с точки зрения получения гаммы многослойных и композиционных нанопокрытий на основе нитридов, карбидов, карбонитридов, оксидов и других соединений и позволяют реализовать процессы нанесения при температурах 300...800 °С, обеспечивая возможность их применения как для твердых сплавов, так и для быстрорежущих сталей.

PVD-покрытия по мере повышения скорости резания и, соответственно, температуры в зоне резания значительно меньше теряют в твердости, чем CVD-покрытия. Преимущества твердосплавных пластин с ионно-плазменным покрытием PVD, имеющих максимальные прочностные характеристики, определяемые характером формируемой связи между покрытием и основой, а также благоприятным влиянием ионной бомбардировки на поверхностную структуру и дефекты твердого сплава особенно наглядно проявляются при прерывистом резании, а также при черновой обработке в тяжелых условиях (наличие корки, колебания припусков, нежесткость технологической системы и т.д.). Покрытия, полученные способом PVD, способствуют снижению рассеивания прочностных свойств твердого сплава, не уменьшая среднего значения его прочности $\sigma_и$, в то время как покрытия, полученные высокотемпературным способом CVD, снижают среднее значение прочности $\sigma_и$ на 20...40 %, несколько уменьшая ее рассеивание. Методы CVD и PVD заметно повышают поверхностную твердость инструментального материала (при нагрузке 300 Н): 9,4...9,8 ГПа и 18,0...22,0 ГПа для быстрорежущей стали, 14,0...17,0 ГПа и 22,0...30,0 ГПа для инструмента из твердого сплава [2].

В настоящее время современные фирмы, такие как Platit, Balzers (Швейцария), применяют два метода нанесения PVD-покрытий: ионно-плазменный и магнетронный. Однако ионно-плазменный метод имеет три существенных недостатка: высокая температура рабочей среды, линейное оплавление режущей кромки и возникновение капель, кратеров в результате "стекания" разряда на острые кромки и поверхности при возникновении дуги. На рис. 2 представлены фотографии цилиндрической радиусной фрезы с нанесенным методом ионно-плазменного напыления покрытием. Наблюдаемые дефекты – линейное оплавление режущей кромки и цепочка микрократеров на прилегающей к режущей кромке поверхности. Данные дефекты не возникают при магнетронном методе нанесения покрытия.



а)

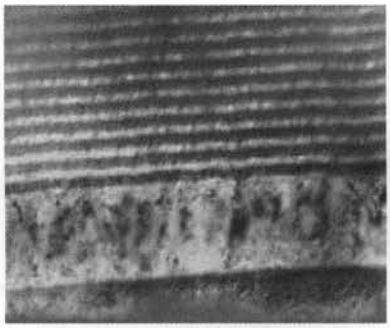
б)

Рис. 2. Линейное оплавление режущей кромки (*а*) и возникновение кратеров (*б*)

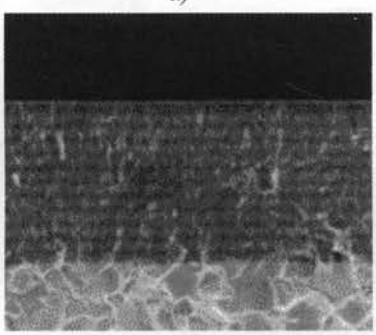
Проведенные исследования были направлены на изучение свойств износостойких покрытий (Ti; N/Nb; N) (2D-нанокомпозиты – superlattice), (Al; Cr; N), (Al; Ti; N) (3D-нанокомпозиты) и их влияние на процесс резания в целях повышения износостойкости режущего инструмента при обработке труднообрабатываемых материалов (рис. 3). Данные покрытия были нанесены на инструмент фирмой ООО НПФ "Элан-Практик" (Дзержинск).

В таблице представлены основные механические характеристики вышеуказанных инструментальных покрытий: δ – расчетная толщина покрытия, мкм; H – пластическая микротвердость, ГПа; $E^* = E/(1 - \nu^2)$ – приведенный модуль упругости, ГПа; E – модуль Юнга, ГПа; ν – коэффициент Пуассона; HV – твердость по Виккерсу; HF1 – наивысший бал адгезионной прочности (согласно немецкому отраслевому стандарту VDI 3198); $T_{ст}$ – термостойкость, °С.

Выбор покрытий для исследования обоснован современными тенденциями: повышение процентного содержания алюминия в PVD-покрытии посредством нанесения его одновременно с TiN для образования (Al; Cr; N) и (Al; Ti; N). В обоих покрытиях часть (Al; N) во время обработки под действием температу-



а)

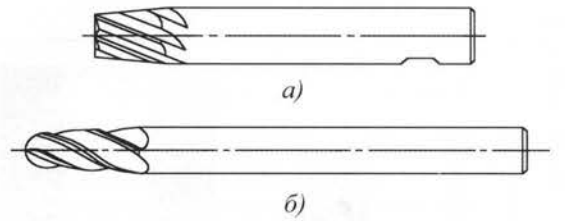


б)

Рис. 3. Структуры 2D-нанокомпозита (Ti; N/Nb; N) (*а*) и 3D-нанокомпозита (Al; Cr; N) (*б*)

ры резания преобразовывается в Al_2O_3. Температура на рабочей поверхности инструмента возрастает примерно до 750 °С, алюминий окисляется кислородом из воздуха, преобразуя внешнюю поверхность покрытия в оксид алюминия. Этот слой Al_2O_3 предотвращает дальнейшее окисление и защищает инструмент от высоких температур, образующихся на контактных площадках инструмента, а большее содержание алюминия в покрытии делает слой Al_2O_3 более тонким [3].

Процентное содержание алюминия увеличивали с 1995 г. в целях увеличения температурной устойчивости покрытий и их твердости. К 2000 г. атомное соотношение алюминия к титану увеличилось от 1:2 до 3:2, или от 33 до 60 %. В рассматриваемом покрытии (Al; Ti; N) максимальное содержание алюминия – 65 %. Дальнейшее увеличение содержания алюминия затруднительно. Процесс насыщения при постоянном токе обычно используют при нанесении



а)

б)

Рис. 4. Эскизы торусной радиусной (*а*) и конической с сопряженным радиусом (*б*) фрез

PVD-покрытия (Al; Ti; N) на режущий инструмент, но этот процесс не является эффективным для создания покрытия с более чем 65 % алюминия, потому что создается электроизолирующий барьер [3].

Эксперименты проводили на пятикоординатном фрезерном станке с ЧПУ Mikron UCP 710. Износостойкие покрытия были нанесены на торусные фрезы (рис. 4, *а*) с диаметром хвостовика 12 мм, числом зубьев 4 и радиусом 1 мм и на конические фрезы (рис. 4, *б*) с диаметром хвостовика 18 мм, числом зубьев 4 и сопряженным радиусом 3,5 мм, изготовленные из твердого сплава H10F производства фирмы Sandvik Coromant (Швеция).

В качестве обрабатываемой детали был выбран вентилятор, как наиболее типичная деталь авиастроения, изготовленный из титанового сплава ВТ3–1. Обработку вентилятора осуществляли в два этапа: прорезка межлопастных каналов торусными радиусными фрезами и фрезерование пера лопаток конической фрезой с сопряженным радиусом. Режимы резания при прорезке межлопастных каналов (рис. 5, *а*): скорость резания 29 м/мин, минутная подача 70 мм/мин, СОТС – MobilCut 151.

Фрезерование пера лопаток коническими фрезами с сопряженным радиусом осуществляли с СОТС MobilCut 151 на следующих режимах резания (рис. 5, *б*): скорость резания 65 м/мин, минутная подача 450 мм/мин, время работы фрезы – 2 ч 20 мин.

При одних и тех же условиях обработки качество поверхности обрабатываемых лопаток фрезами с различными покрытиями неодинаково. Для сравнения были проведены измерения шероховатости профилометром Абрис ПМ7 как поперек, так и вдоль строчек.

Основные характеристики инструментальных покрытий

Покрытие	Цвет покрытия	δ, мкм	Механические свойства				
			H, ГПа	E^*, ГПа	HV	$T_{ст}$, °С	Адгезия
(Ti; N/Nb; N)	Светло-золотистый	4	45	301	3219	650	HF1
(Al; Cr; N)	Светло-серый	3	47	335	3451	1100	HF1
(Al; Ti; N)	Серо-фиолетовый	3	45	323	3277	930	HF1

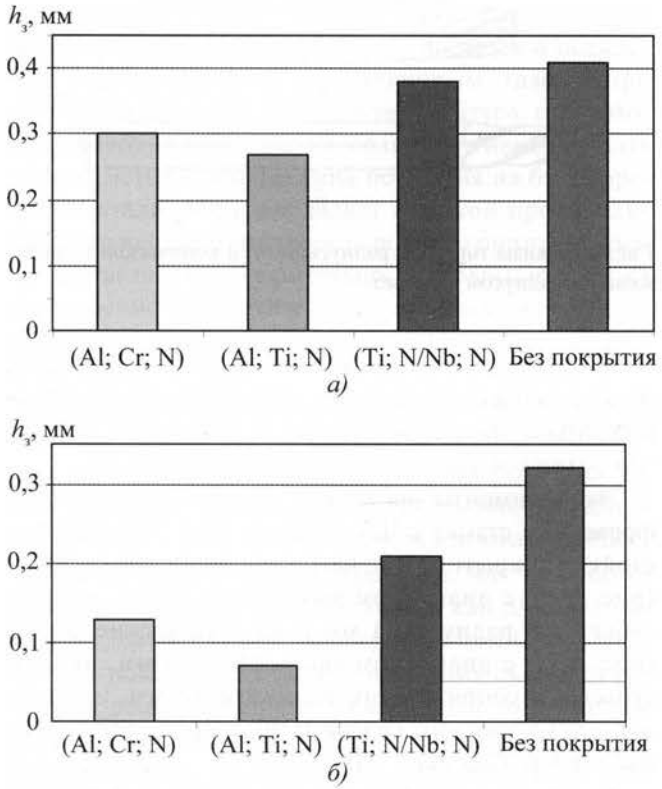


Рис. 5. Диаграммы износа торусной (*а*) и конической (*б*) фрез по задней поверхности $h_з$ при времени работы фрезы с покрытием:
а – 11,5 ч с (Al; Cr; N) и (Al; Ti; N); 9,6 ч с (Ti; N/Nb; N); 3,8 ч – без покрытия; *б* – 2,3 ч для всех материалов

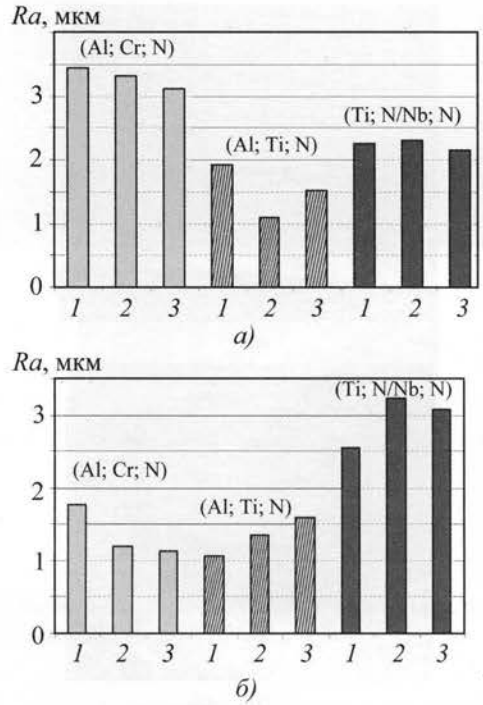


Рис. 6. Изменение параметра шероховатости обработанной поверхности *Ra* при использовании различных покрытий фрез поперек (*а*) и вдоль (*б*) строчек на расстоянии от дна межлопастного канала (ступицы) вентилятора:
1 – наибольшем; *2* – среднем; *3* – наименьшем

Было выполнено более 30 измерений шероховатости по всей поверхности лопасти вентилятора. На диаграммах (рис. 6) указаны максимальные показания прибора на наибольшем, среднем и наименьшем расстоянии от дна межлопастного канала (ступицы) вентилятора. Замена фрез без покрытия на исследуемые фрезы позволила уменьшить шероховатость *Ra* обрабатываемой поверхности приблизительно в два раза.

Проведенные исследования показали возможность повышения ресурса концевого инструмента при обработке титановых сплавов в авиастроении за счет применения нанокомпозитных PVD-покрытий, а также получение положительных результатов по снижению шероховатости обработанной поверхности, несмотря на то, что такие фирмы как Sandvik, SGS и др., рекомендуют применять цельнотвердосплавные концевые фрезы без покрытия при обработке титановых сплавов, называя причиной этого значительное увеличение радиуса округления режущей кромки до 40 мкм. Радиус округления режущей кромки исследуемых фрез с нанесенными покрытиями (см. табл.) варьируется в пределах от 27 до 31 мкм, что сравнимо с фрезами без покрытия.

При обработке титановых сплавов наилучшие результаты дали 3D-нанокомпозитные покрытия (Al; Ti; N), (Al; Cr; N). Фрезы с 2D-покрытием (Ti; N/Nb; N) (superlattice) также имеют преимущество перед фрезами без покрытия, однако их результаты не так хороши, как у вышеупомянутых.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Инструмент** для современных технологий: справ. / под общ. ред. А.Р. Маслова. М.: ИТО, 2005. 248 с.

2. **Richter A.** Aluminum-titanium-nitride tool coatings continue to evolve // Cutting tool engineering. 2003. Vol. 55. № 1.

3. **Richter A.** Recipe for enhancement // Cutting tool engineering. 2005. Vol. 57. № 1.

УДК 543.42

В.Н. Симонов, Л.В. Язонкин *(МГТУ им. Н.Э. Баумана);*
Ю.П. Шкретов *(ФГУП ММПП "Салют")*

Анализ причин неоднородности толщины покрытий, полученных в активизированных газовых средах

Предложена методика расчета оценки влияния газодинамических параметров насыщающей среды на условия массопереноса. Даны рекомендации по повышению равномерности толщины покрытий на лопатках газотурбинных двигателей.

The design procedure of an estimation of influence gas-dynamic parameters of the sating environment on conditions mass transfer is offered. Recommendations on increase of uniformity of coatings on blades of gas turbine engines are given.

Введение

Толщина покрытия – один из факторов, определяющих долговечность лопаток газотурбинных двигателей, поэтому прогнозирование и управление данной величиной является важной задачей.

При получении покрытий в активизированных газовых средах технологическая среда служит для доставки к поверхности реагирующих веществ и отведения продуктов химической реакции [1]. При постоянной температуре процесса одним из основных факторов управления является скорость среды, изменяемая с помощью вентилятора, поэтому необходимо найти связь между общей скоростью и локальными характеристиками потока с параметрами массопереноса.

Экспериментальные данные показывают, что максимальная толщина покрытия соответствует переходу ламинарного течения газа в турбулентное [2]. Этот факт объясняется существованием возле поверхности ламинарного пограничного слоя, толщина которого обратно пропорциональна квадратному корню из числа Рейнольдса [3, 4], путь диффузии (путь частиц, проходящих этот слой) также обратно пропорционален корню из числа Рейнольдса [4]. Поэтому при малых скоростях толщина пограничного слоя велика и создаются неблагоприятные условия протекания реакций образования субгалогенидов и взаимодействия их с насыщаемой поверхностью в связи с недостаточными подводом реагентов и удалением продуктов реакции. При высоких скоростях потока уменьшается время контакта газообразных и твердых реагентов, что в конечном итоге приводит также к снижению интенсивности диффузионного насыщения.

При протекании насыщающей среды по каналам лопатки и технологической оснастки параметры потока изменяются. В соответствии с принципом Ле Шателье–Брауна на увеличение давления система должна реагировать смещением равновесия химической реакции в сторону уменьшения объема системы. Следовательно, для реакций диспропорционирования, характерных для циркуляционного процесса, равновесие смещается в сторону выделения насыщающего элемента.

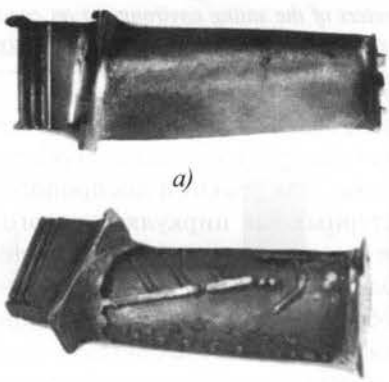
Таким образом, максимальных толщин покрытия следует ожидать в областях системы с наибольшим давлением и повышенными скоростями потока.

Существует целый ряд способов, с помощью которых можно определить направление и структуру газового тока. Однако эти методы имеют ограниченное применение для изучения массопереноса на поверхностях внутренних каналов лопаток газовых турбин в условиях реального технологического процесса. Например, метод оценки эффективности массопереноса по удельному привесу [2] дает лишь общую оценку без учета влияния локальных характеристик потока на неравномерность толщины покрытия. Аналитически решить задачу поиска параметров потока практически невозможно ввиду сложности геометрии деталей и получаемой системы дифференциальных уравнений. В.Н. Симоновым был предложен способ регистрации массопереноса [5]. С помощью этого способа были проведены эксперименты, в ходе которых были получены изображения (рис. 1), по которым можно судить о скорости протекания реакции: светлые области соответствуют максимальной, а темные – минимальной скорости. Но данный метод не дает информации о характере потока, скоростях и давлении, поэтому невозможно сделать выводы о причинах возникновения неравномерности толщины покрытия.

Методика проведения расчетов

Задачу поиска локальных характеристик потока решали методом конечных элементов, реализованном в программе Ansys. Основная идея метода конеч-

Рис. 1. Экспериментально полученная картина массопереноса



а)

б)

Рис. 2. Внешний вид (*а*) и внутренняя поверхность (*б*) лопатки ГТД

ных элементов состоит в том, что непрерывная величина (скорость, давление, перемещение и т.п.) заменяется моделью, состоящей из отдельных элементов. На каждом из этих элементов исследуемая непрерывная величина аппроксимируется кусочно-непрерывной функцией, построенной на значениях в конечном числе точек рассматриваемого элемента. Путем минимизации некоторого функционала, связанного с физической сущностью задачи, производится выбор узловых значений, так, чтобы с учетом граничных условий обеспечить наилучшее приближение к истинному распределению величины. Процесс минимизации сводится к решению систем линейных алгебраических уравнений относительно узловых значений. Моделирование методом конечных элементов состоит из следующих этапов: создание геометрической модели; задание свойств среды, начальных и граничных условий; построения конечно-элементной сетки; проведения расчета, визуализации и анализа полученных данных.

Была создана трехмерная геометрическая модель газового потока, ограниченного входной частью газовой камеры и внутренней полостью лопатки (рис. 2). На расчетной схеме (рис. 3), имитирующей условия эксперимента, изображены проекции модели потока

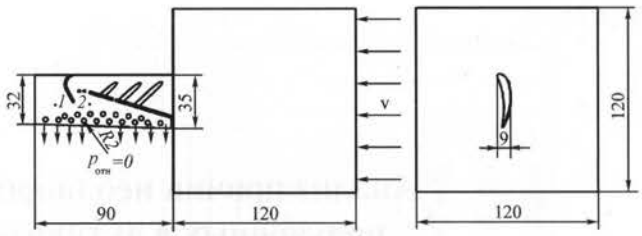


Рис. 3. Расчетная схема эксперимента:
$p_{отн}$ – относительное давление

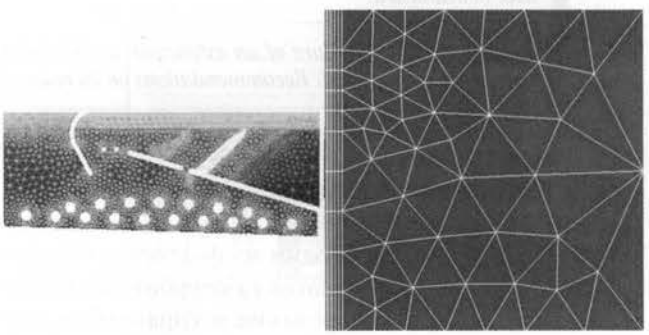


Рис. 4. Конечно-элементная сетка

с наложенными граничными условиями. Действие вентилятора заменено скоростью v на входе в канал установки и относительное давление $p_{отн} = 0$ на выходе из внутреннего канала лопатки.

В расчетную модель вводили следующие параметры: среда – идеальный газ, вязкость среды $\eta = 52{,}3 \cdot 10^5$ г/(см·с) [6], молярная масса $M_{1_2} = 254$ г/моль, температура среды 293 K, модель турбулентного движения среды k-ε [6].

Далее построили конечно-элементную сетку (рис. 4), состоящую из 45 447 узлов (146 233 тетраэдрических и призматических элементов). Для более точного моделирования потока, процедура построения сетки позволяет создавать ориентированные вдоль поверхности слои призматических элементов.

Результаты расчетов

В результате получили поля скоростей и давлений во внутреннем канале лопатки в зависимости от скорости v, изменяющейся от 0 до 2 м/с. Как видно на рис. 5, при скорости, меньшей 0,05 м/с, имеются области, в которых среда циркулирует, мало перемешиваясь с основным потоком. При увеличении скорости v эти области исчезают, но появляются области "тени" перегородок и перемычек, в которых скорость потока понижена. На рис. 6 видно, что при росте скорости, увеличиваются градиенты давления в области

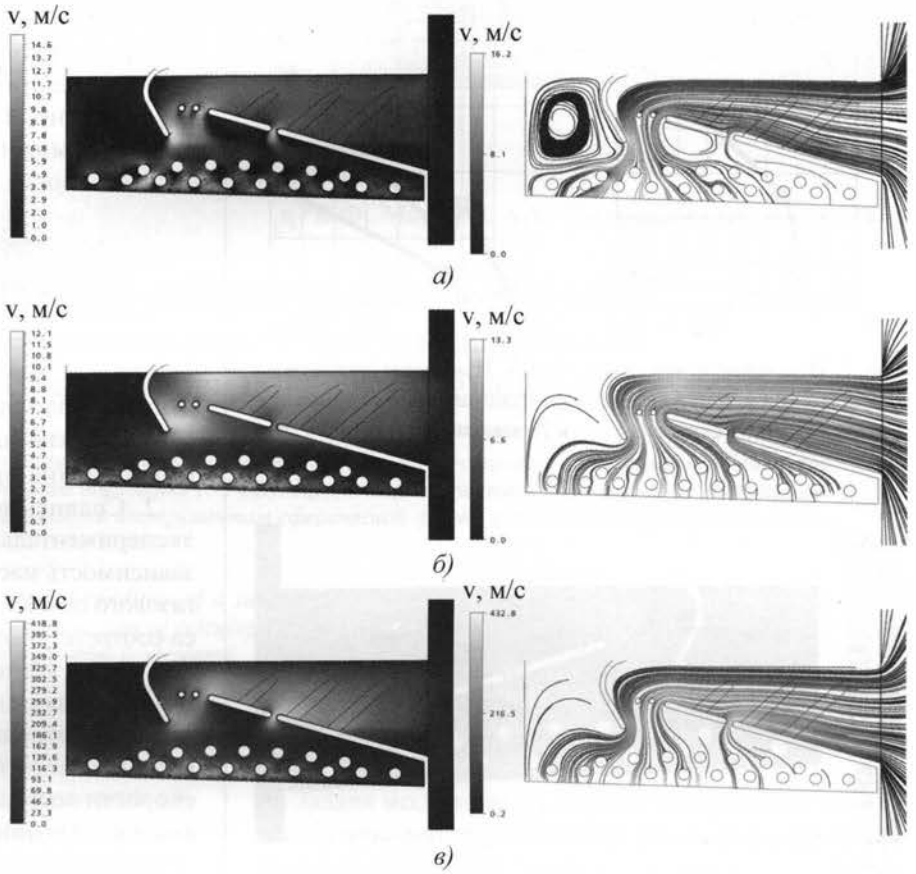


Рис. 5. Поле скоростей v и вероятные траектории движения частиц при изменении скорости, м/с:
а – 0,04; *б* – 0,05; *в* – 1,5

сужения потока после входа во внутреннюю полость лопатки.

Для точек *1* и *2*, показанных на рис. 3, были получены зависимости изменения скорости потока и давления от скорости v. На рис. 7 и 8 видно изменение картины потока при переходе скорости v через значение 0,05 м/с.

При изменении направления потока на обратное соответственно изменяется картина распределения скоростей (рис. 9, *а*) и давлений, а также положение теневых областей (рис. 9), поэтому периодическое изменение направления потока приводит к более равномерному распределению толщины покрытия.

Обсуждение результатов

Сравнивая картину распределения параметров потока для скорости v = 1,5 м/с, полученную с помощью математического моделирования (см. рис. 5 и 6) с картиной массопередачи, полученной экспериментально (см. рис. 1), приходим к выводу, что они подобны и теоретические предположения были сделаны правильно. Действительно, светлым областям соответствуют области малых скоростей и высоких давлений, а также области, где наблюдаются высокие скорости и резкие изменения геометрии потока (отвер-

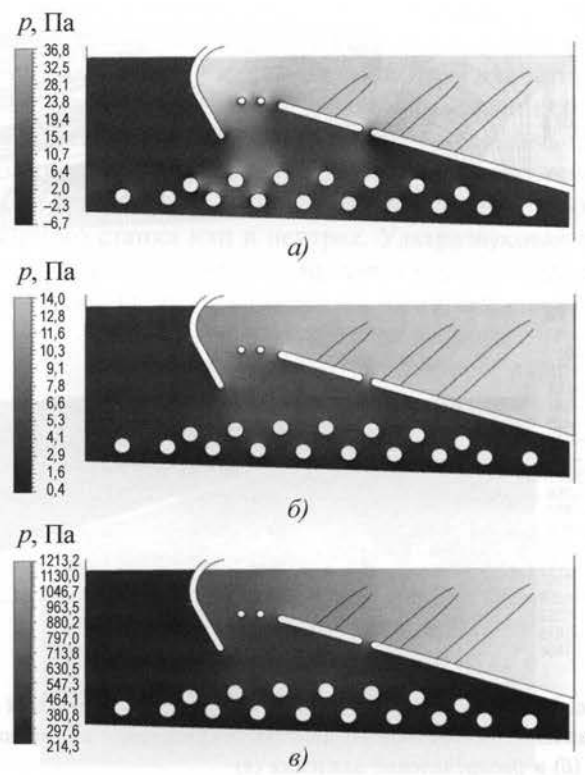


Рис. 6. Поле давлений при изменении скорости, м/с:
а – 0,04; *б* – 0,05; *в* – 1,5

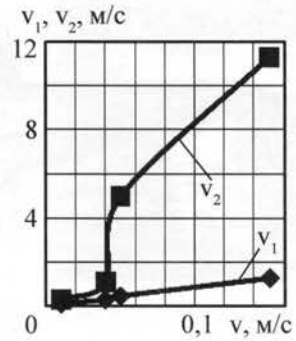


Рис. 7. Изменение мгновенных скоростей v_1 и v_2 в точках *1* и *2* в зависимости от скорости v

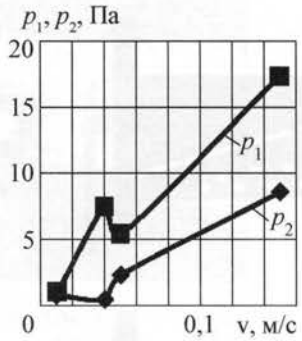


Рис. 8. Изменение относительных давлений p_1 и p_2 в точках *1* и *2* в зависимости от скорости v

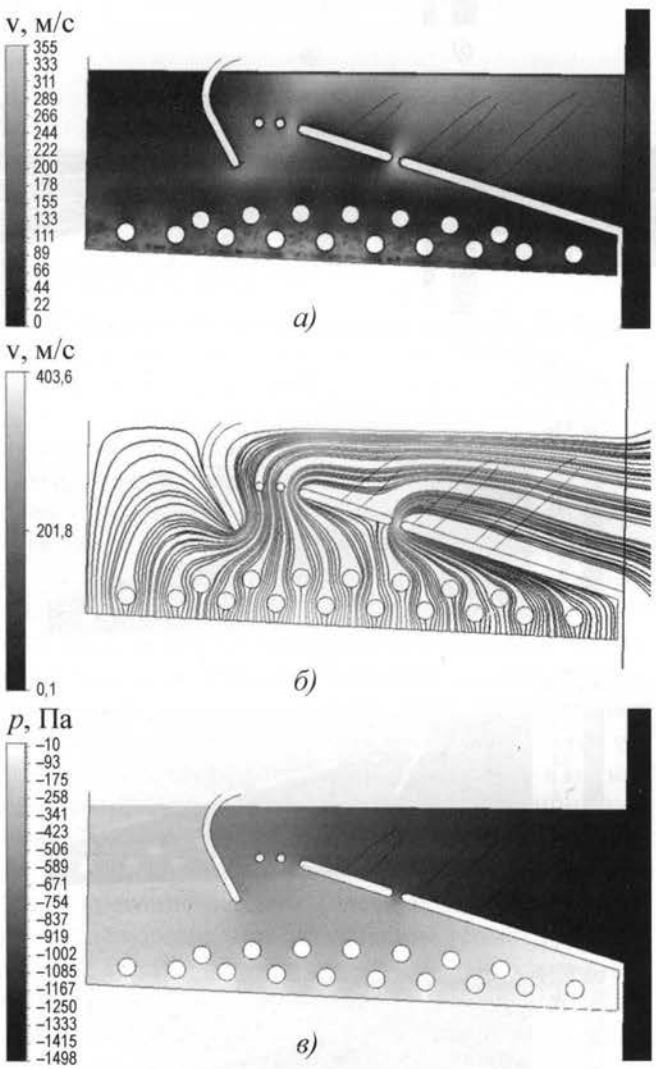


Рис. 9. Параметры потока для v = 1,5 м/с при изменении направления на обратное (*а*), вероятные траектории частиц потока (*б*) и распределение давления (*в*)

стия в перегородке и перемычки). "Теневые" области на картинах, полученных расчетным путем, наблюдаются и на картине массопереноса, полученной экспериментально. Таким образом, картину скоростей и давлений можно интерпретировать с точки зрения эффективности массопереноса.

Выводы

1. Расчетами установлено, что распределение скоростей и относительных давлений имеет существенную неоднородность. При скорости на входе во внутреннюю полость лопатки, равной 1,5 м/с, локальные скорости изменяются от 0 до 419 м/с, а относительные давления от –35,5 до 1463 Па.

2. Сравнение картин массообмена, полученных экспериментальным и расчетным путем, показывает зависимость массопереноса от локальных параметров газового потока. Области интенсивного массопереноса соответствуют областям с небольшими скоростями и высоким давлением, а также высокими скоростями и низким давлением.

3. Для обеспечения равномерности толщины покрытия целесообразно проводить процесс при общей скорости потока от 1 до 2 м/с, а также при периодическом изменении направления потока.

4. Данная методика газодинамических расчетов пригодна для анализа массопереноса во внутренних полостях лопатки, а также при проектировании технологической оснастки для нанесения покрытий из газовой фазы.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Симонов В.Н., Арзамасов Б.Н., Пучков Ю.А.** Диффузионное насыщение металлов и сплавов циркуляционным методом // Новые сплавы и методы упрочнения деталей машин. М.: МВТУ, 1981. С. 80–86.

2. **Арзамасов Б.Н.** Химико-термическая обработка металлов в активизированных газовых средах. М.: Машиностроение, 1979. 224 с.

3. **Лойцянский Л.Г.** Ламинарный пограничный слой. М.: Гос. изд-во физ.-мат. лит-ры, 1962. 479 с.

4. **Жуховицкий А.А., Шварцман Л.А.** Физическая химия: учеб. для вузов; 5-е изд., перераб. и доп. М.: Металлургия, 2001. 688 с.

5. **А.с. № 1148449.** Способ регистрации картин обтекания газовым потоком / В.Н. Симонов, Б.Н. Арзамасов, Н.Н. Буравлева и др. // Изобретения – 1985.

6. **Арзамасов Б.Н., Родионов В.А., Колмаков Б.Г.** Расчет газодинамических параметров галогенидных смесей для циркуляционных установок: Изв. вузов. 1968. № 3. С. 135–139.

7. **Wilcox D.C.** Turbulence Modeling for CFD. DCW Industries, Inc. La Canada, California, 1994. 460 p.

В.Ф. Макаров, А.Х. Половинкин *(Пермский ГТУ)*

Оценка напряженно-деформированного состояния поверхностного слоя детали при ультразвуковой упрочняющей финишной обработке деталей ГТД

Рассмотрен процесс формирования напряженно-деформированного состояния поверхностного слоя при ультразвуковой упрочняющей финишной обработке (УУФО). Представлена техника моделирования остаточных напряжений после упрочнения поверхности инструментом сферической формы с использованием метода конечных элементов.

Process of shaping of tensely strained condition of a surface stratum surveyed at ultrasonic strengthening finish machining (USFM). The technique of simulation of calculation of residual stresses after strengthening by the spherical instrument with use of a finite element method is presented.

Целью работы является повышение качества поверхности изделий из жаропрочных сталей и сплавов путем ультразвуковой упрочняющей финишной обработки и коррекции ее режимов. Эксплуатационная надежность *газотурбинного двигателя* (ГТД) зависит, в основном, от качества изготовления входящих деталей и состояния их поверхностного слоя, которые направленно формируются на финишных операциях технологического процесса их изготовления [1].

Микрорельеф поверхностного слоя детали с точки зрения прочности является ослабленным. Основная причина состоит в том, что атомы на поверхности имеют устойчивые связи только с соседними и нижележащими атомами, и их состояние является неуравновешенным (неустойчивым). Кроме того, при изготовлении деталей на поверхности возникают различные микродефекты (например, микротрещины), которые при воздействии внешних нагрузок становятся концентраторами напряжений.

Разработан ряд методов, позволяющих улучшить состояние поверхностного слоя, в частности широко распространены методы *поверхностного пластического деформирования* (ППД). При ППД наряду с упрочнением в поверхностном слое возникают остаточные напряжения сжатия, которые оказывают положительное влияние на работоспособность узлов. Однако существует большой класс деталей, у которых кроме наличия благоприятных остаточных напряжений в поверхностном слое рабочие поверхности должны иметь специальные трибологические свойства (рабочие поверхности, посадочные поверхности, детали подвижных соединений и т.п.). Одним из методов ППД является способ ультразвуковой упрочняющей финишной обработки.

Задача исследования состоит в изучении влияния ультразвуковой упрочняющей финишной обработки на напряженно-деформированное состояние поверхностного слоя деталей ГТД. Пути решения поставленной задачи: изучение теоретических предпосылок и компьютерное моделирование оценки напряженно-деформированного состояния поверхностного слоя. Варьируя технологическими параметрами обработки, возможно в определенной степени достичь требуемых параметров качества рабочих поверхностей.

Обрабатываемую деталь устанавливают в патроне токарного станка или в центрах. Ультразвуковая головка закрепляется непосредственно в резцедержателе станка (рис. 1). Далее задаются частота вращения дета-

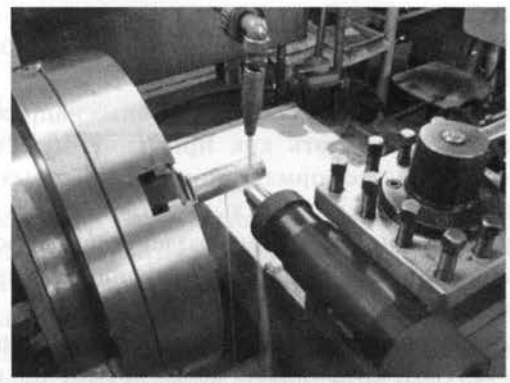


Рис. 1. Схема процесса ультразвуковой упрочняющей финишной обработки

ли n (об/мин), подача S (мм/об) и усилие прижима концентратора P (кг) к обрабатываемой поверхности.

Моделирование процессов формирования напряженно-деформированного состояния поверхностного слоя при обработке

При ультразвуковой упрочняющей финишной обработке в поверхностном слое возникают сжимающие остаточные напряжения. Определение этих напряжений необходимо для того, чтобы оценить степень упрочнения поверхностного слоя и выявить критический уровень внутренних напряжений, т.е. напряжения, соответствующие усталостному разрушению поверхностного слоя обрабатываемой детали.

Процесс обработки сопровождается приложением внешней статической нагрузки, вызывающей упругую, а затем и пластическую деформацию поверхностного слоя.

Для области упругой деформации характерно соответствие изменения напряжений и деформаций, распространяющихся в твердом теле с высокой скоростью. Внешнее воздействие сил нарушает равновесие сил взаимодействия атомов, последние смещаются в новые, более устойчивые положения. После снятия нагрузки кристаллическая решетка возвращается к первоначальному состоянию. Увеличение нагрузки вызывает большую деформацию, и начинается пластическое течение материала. Сдвигообразование в кристаллах представляет собой движение дислокаций по плоскостям скольжения и выход их на поверхность. Пластическая деформация вызывает перемещение имеющихся дислокаций, способствует возникновению новых дислокаций и затрудняет их выход на поверхность.

В зависимости от конкретных условий обработки, статического давления, процессов трения, режимов обработки, теплообразования при деформации, свойств материала детали и инструмента подповерхностный максимум напряжения может располагаться на различных расстояниях от поверхности, что оказывает значительное влияние на работоспособность деталей.

Механизм формирования остаточных напряжений следует рассматривать как приближенную схему взаимодействия деформационных и тепловых процессов. При обработке каждый участок поверхности подвергается многократному воздействию деформирующего элемента, что приводит к дополнительному упрочняющему эффекту.

Моделирование поведения тел, участвующих в процессе ППД, представляет собой достаточно сложную математическую задачу ввиду необходимости рассмотрения в совокупности целого ряда факторов, обусловленных одновременным действием комплекса взаимосвязанных физико-механических явлений. Описание контактного взаимодействия твердых тел со сложной реологией с учетом больших деформаций, возникающих в результате процесса обработки, представляет собой основную задачу в представленной работе.

Для решения подобной задачи требуется наряду с определением граничных условий для тел, участвующих в контактном взаимодействии, задать реологические соотношения для всех материалов, входящих в состав контактирующих тел. В рассматриваемом случае – это материалы концентратора и обрабатываемой детали. Для моделирования таких задач следует использовать численные методы, активно используемые в последнее время. При выборе конкретного метода необходимо учитывать не только эффективность самой математической процедуры вычисления, но и возможности самого программного продукта обеспечить должный уровень контроля за проведением расчета и верификационных (тестовых) испытаний.

Всем вышеперечисленным требованиям отвечает пакет для конечно-элементного анализа ANSYS (ANSYS Inc.), который уже в течение четверти века входит в группу мировых лидеров в этой области (NASTRAN, ADAMS, LS-DYNA) и широко используется для расчетов различных конструкций (для расчета использовали версию ANSYS 9).

Построение исследуемой модели соответствовало геометрическим размерам реальной контактной пары. При создании конечно-элементной модели существенное внимание было уделено разбиению области, в которой происходит непосредственное контактное взаимодействие между деформирующим элементом и обрабатываемой поверхностью, поскольку для получения адекватного решения рекомендуется использовать конечные элементы, близкие по форме к правильным фигурам. В рассматриваемом случае это приводит к необходимости существенного сгущения сетки элементов к поверхности контакта.

При построении геометрической модели было решено использовать двухмерную идеализацию рассматриваемого объекта. При этом число *конечных элементов* (КЭ) составило около 10 тыс. Вид конечных элементов разбиения приведен на рис. 2.

Для моделирования процесса к инструменту прикладывали нагрузку по оси Y (нормальная составляющая) и силу, действующую при перемещении деформирующего инструмента по поверхности, в направлении оси X. При моделировании закрепление производили заданием нулевых смещений во всех узлах, лежащих на соответствующей поверхности. На рис. 2 представлены только те части конструкции, которые непосредственно участвуют в контактном взаи-

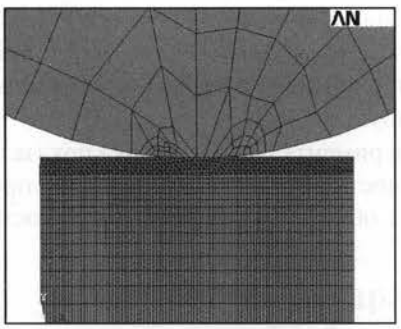


Рис. 2. Моделирование деформированного состояния

модействии. Ввиду осевой симметрии для обрабатываемого тела при выборе опции "вид напряженного состояния" активизировали вариант "осесимметричное напряженное состояние". Для деформирующего инструмента выбрали вариант "плоское напряженное состояние".

Зависимость напряжение–деформация для материала можно описать билинейным законом. Коэффициент Пуассона принимали равным 0,3. Коэффициент трения определяли экспериментальным путем, и его значение приняли при расчете в зависимости от нормального давления [2].

Контактное взаимодействие приводит к значительным неравномерностям распределения напряжений, что в свою очередь требует построения соответствующей сетки конечных элементов – в зоне с высоким значением градиента напряжений следует генерировать более мелкие конечные элементы. Все элементы, в том числе и в зоне наибольшего сгущения, имеют форму, близкую к квадрату, что имеет важное значение для сходимости вычислительного процесса.

Моделирование контактного взаимодействия в процессе нагружения проводили с использованием контактных элементов CONTAC48, CONTAC171, CONTAC172 и TARGET169 [3]. Рассматриваемое контактное взаимодействие моделировали как упругопластическое тело–упругопластическое тело. Общее количество элементов составило более 10 тыс.

Результаты расчетов полей напряжений при обработке поверхностей

Напряженно-деформированное состояние рассматривали при единичном взаимодействии концентратора и стержня с плоским торцом. Материалы шарика и стержня соответствуют натуральным. В расчете учитывали свойства материалов при температуре 20 °С. В качестве граничных условий использовали следующее: шарик внедряется в стержень с начальной скоростью, перпендикулярно плоскому торцу

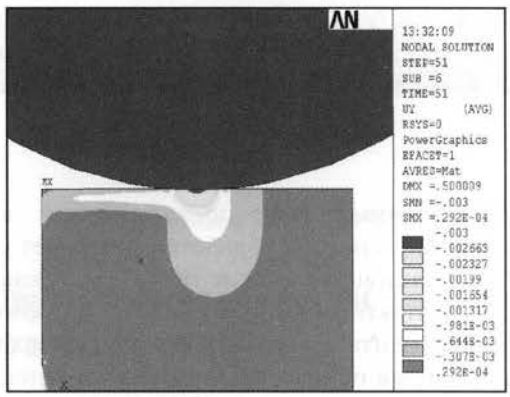
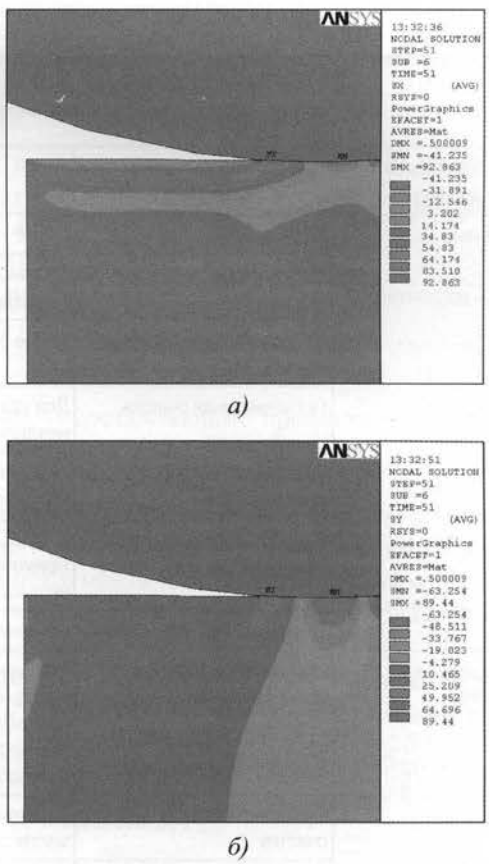


Рис. 3. Распределение вертикальных перемещений в зоне контакта



а)

б)

Рис. 4. Распределение касательных (*а*) и нормальных (*б*) напряжений в зоне контакта

стержня; при взаимодействии шарика со стержнем наглядно воспроизводятся характерные стадии соударения твердых тел.

Получено распределение полей напряжений и деформаций как в текстовой, так и в графической форме. Результаты расчетов напряженно-деформированного состояния сразу после нагружения представлены на рис. 3 и 4. На рис. 3 приведено распределение

вертикальных смещений в зоне контакта, на рис. 4, *а* – распределение касательных напряжений, а на рис. 4, *б* – нормальных контактных напряжений.

Выводы

1. Проведенный конечно-элементный анализ предложенного способа обработки позволяет смоделировать достаточно сложные процессы, происходящие при контактном взаимодействии деформирующего инструмента и обрабатываемой поверхности, что позволит на основе технических характеристик упрочняющей установки и требований к параметрам поверхностного слоя оптимизировать технологические режимы обработки.

2. Разработанная модель распределения напряжений по обрабатываемой поверхности позволила определить время упрочнения. На рис. 3 и 4 можно заметить, что в поверхностном слое формируются остаточные напряжения сжатия, распространяющиеся на определенную глубину.

3. Экспериментальная проверка показала высокую эффективность метода ультразвуковой упрочняющей финишной обработки рабочих поверхностей.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Зайцев А.М.** Обеспечение надежной работы деталей авиационных двигателей. М.: Транспорт, 1971. 196 с.

2. **Крагельский И.В., Добычин М.Н., Комбалов В.С.** Основы расчетов на трение и износ. М.: Машиностроение, 1977. 526 с.

3. **Басов К.А.** ANSYS в примерах и задачах / под общ. ред. Д.Г. Красковского. М.: КомпьютерПресс, 2002. 224 с.

Методы удаления загрязнений по ГОСТ 9.402–2004

Удаляемое вещество	Метод удаления загрязнений	Рекомендации
Ржавчина	Травление	После травления промыть поверхность питьевой водой
	Сухая абразивная струйная очистка	При необходимости удалить остатки пыли или рыхлые отложения сдуванием сухим не содержащим масла сжатым воздухом путем отсасывания или при помощи вакуума
	Влажная абразивная струйная очистка	После очистки промыть поверхность питьевой водой
	Газопламенная очистка	Для удаления с поверхности оставшихся после выжигания продуктов может потребоваться механическая очистка с последующим удалением пыли и рыхлых отложений
	Очистка механизированным инструментом	Для очистки с рыхлой ржавчиной допускается использовать механические щетки. В случае прочно приставшей ржавчины допускается полировка. Остатки пыли и рыхлых отложений необходимо удалить
	Водяная струйная очистка	Применяют для удаления рыхлой ржавчины. На профиль поверхности стали влияния не оказывает
	Точечная струйная очистка	Применяют для локального удаления ржавчины
Лакокрасочные покрытия	Ручная обработка поверхности ветошью	Рекомендуется использовать смывки (пасты) на основе растворителей для покрытий, чувствительных к органическим растворителям. Остатки смывки следует удалить путем промывки поверхности растворителем. Для омыляемых покрытий рекомендуется использовать щелочные пасты. После обработки тщательно промыть поверхность питьевой водой. Протиранию подвергают небольшие участки поверхности
	Сухая абразивная струйная очистка	Остаточная пыль и рыхлые отложения могут быть удалены сдуванием сухим не содержащим масла сжатым воздухом или при помощи вакуума
	Влажная абразивная струйная очистка	Применяют для удаления лакокрасочного покрытия со слабой адгезией. В случае прочно приставших покрытий используют очистку под сверхвысоким давлением более 170 МПа. После очистки промыть поверхность питьевой водой
	Местная струйная очистка	Применяют для локального удаления покрытий
Продукты коррозии цинка	Струйная очистка со сметанием	Струйная очистка цинка со сметанием может быть проведена при помощи оксида алюминия (корунда), силикатов или косточковой крошки
	Удаление щелочными водными растворами технических моющих средств	Для удаления локальных пятен коррозии цинка допускается использовать 5 %-ный (по массе) раствор аммиака в сочетании с синтетическим тампоном, несущим абразивы. Для более крупных участков допускается применять щелочные очистители. При высоких значениях pH цинк чувствителен к коррозии
Примечание. При промывании и сушке конструкций, имеющих пазы и заклепки, их необходимо обрабатывать с особой осторожностью.		

С.Ю. Шачнев *(ЗАО "ЗЭМ" РКК "Энергия")*

Обеспечение параметров шероховатости поверхности при обработке деталей из титановых сплавов

Рассмотрены вопросы обеспечения качества поверхности деталей из титановых сплавов при обработке резанием. Приведен аналитический расчет шероховатости поверхности детали из сплава ВТ6С и результаты экспериментальных исследований, подтверждающих его. Показано влияние режимов резания на различные параметры шероховатости поверхности.

Questions of maintenance of surface quality of details made from titanic alloys at cutting are considered. Analytical calculation of a roughness of a surface of a detail from BT6C alloy and results of the experimental researches confirming it is resulted. Influence of modes of cutting on various parameters of a surface roughness is shown.

Титановые сплавы ВТ3, ВТ23, ВТ6С и ряд других получили широкое распространение при конструировании изделий *ракетно-космической техники* (РКТ) [1]. Несмотря на многолетнюю практику, обработка титановых сплавов резанием продолжает оставаться областью со многими неизвестными. В современных условиях, когда в России активно внедряют импортные инструментальные материалы, не имеющие прямых аналогов с отечественными, эта проблема еще более обостряется. Рекомендации производителей носят слишком общий характер, направлены в первую очередь на обеспечение работоспособности инструмента и практически не привязаны к вопросу обеспечения качества обработки поверхности. Вместе с тем качество обработки поверхности для деталей РКТ является таким же необходимым условием, как и обеспечение точности выполнения размеров.

Рассмотрим комплекс вопросов обеспечения шероховатости поверхности на примере обработки полусферы из титанового сплава ВТ6С, представленный на рис. 1. Исходя из условия эксплуатации, поверхность полусферы не должна содержать концентраторов напряжений. Заданная чертежом шероховатость поверхности (*Ra*) важна не столько сама по себе, сколько как легко поддающийся автоматизации при контроле интегральный параметр, отражающий уровень возможных концентраторов напряжений.

Для определения влияния режимов резания на параметры шероховатости поверхности и оценки возможности прогнозирования параметров качества поверхности при обработке титановых сплавов были проведены аналитические расчеты по методике, предложенной А.Г. Сусловым [2], которые подтверждают их экспериментальные работы. Взаимосвязь параметров шероховатости поверхности и режимов резания рассчитывали для подачи S = 0,2 мм/об и скорости резания v = 56,1 м/мин.

Среднюю высоту профиля шероховатости определим по формуле:

$$Rz = h_1 + h_2 + h_3 + h_4, \qquad (1)$$

где h_1–h_4 – составляющие профиля шероховатости, обусловленные соответственно геометрией и кинематикой перемещения режущей пластины резца, колебаниями резца относительно обрабатываемой поверхности, пластическими деформациями в зоне контакта инструмента и заготовки, шероховатостью рабочих поверхностей твердосплавной пластины.

В данном случае при $\varphi = 95°$ и $\varphi_1 = 5°$ (φ и φ_1 – главный и вспомогательный углы режущего инструмента в плане), r = 0,4 мм (r – радиус при вершине режущей части инструмента) $\varphi \geq \arcsin\frac{S}{2r} > \varphi_1$, тогда

$$h_1 = r(1-\cos\varphi_1) + \\ + \sin\varphi_1 [S\cos\varphi_1 - \sqrt{S\sin\varphi_1 (2r - S\sin\varphi_1)}], \qquad (2)$$

$$h_1 = 8{,}708 \cdot 10^{-3} \text{ мм}.$$

Рис. 1. Модель полусферы

Величина h_2 определяется амплитудой колебаний вершины инструмента относительно обрабатываемой поверхности при его прохождении по выступу или впадине исходной шероховатости образца. Амплитуда колебаний определяется из выражения, числитель которого представляет собой колебания значений составляющей P_y силы резания, вызванные исходной шероховатостью $Rz_{исх}$,

$$h_2 = \frac{2430 Rz_{исх}^{0,9} S^{0,6} v^{-0,3} \left(\frac{\sigma_в}{750}\right)^{0,75} k_\varphi k_r}{j}, \qquad (3)$$

где k_φ и k_r – коэффициенты влияния соответственно главного угла в плане φ и радиуса при вершине режущей кромки.

Для подачи S = 0,2 мм/об, скорости резания v = = 59,2 м/мин, предела прочности образцов из титановых сплавов ВТ6С после закалки и старения $\sigma_в$ = = 950 МПа и жесткости технологической системы j = = 100 Н/мкм $h_2 = 1{,}698 \cdot 10^{-5}$ мм.

Пластическое оттеснение обрабатываемого материала в зоне резания приводит к увеличению высоты образующей шероховатости на величину h_3, которая при $\varphi \geq \arcsin\frac{S}{2r} > \varphi_1$ рассчитывается по формуле:

$$h_3 = b_{сдв} \Big/ \frac{1}{\mathrm{tg}\varphi_1} + \frac{2r}{S}, \qquad (4)$$

где пластическое оттеснение $b_{сдв}$ при точении определяется по формуле:

$$b_{сдв} = 0{,}5\rho\left(1 - \frac{\tau_{сдв}}{\sqrt{\tau_{сдв}^2 + \sigma_т^2}}\right). \qquad (5)$$

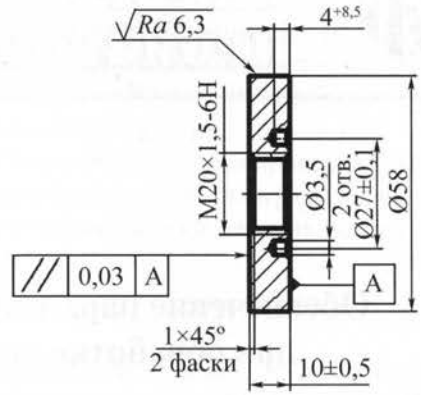
Тогда $b_{сдв} = 8{,}933 \cdot 10^{-3}$ МПа для предела прочности обрабатываемого материала на сдвиг $\tau_{сдв}$ = 618 МПа, предела текучести обрабатываемого материала $\sigma_т$ = = 900 МПа и радиуса вспомогательной режущей кромки ρ = 0,05 мм $h_3 = 5{,}789 \cdot 10^{-4}$ мм.

Составляющая высоты шероховатости h_4 при точении определяется высотой профиля шероховатости на вершине резца,

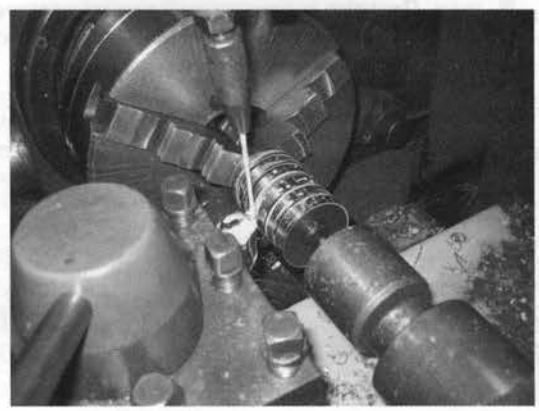
$$h_4 = Rz_{в.р}. \qquad (6)$$

Для резца, применяемого в экспериментальных работах h_4 = 0,00063 мм. Рассчитав по формуле (1), получим $Rz = 9{,}933 \cdot 10^{-3}$ мм.

При экспериментальных исследованиях изготовленные из титанового сплава ВТ6С (рис. 2, *а*) образцы, закрепленные в специальной оправке, были обработаны на токарном станке (рис. 2, *б*).



а)



б)

Рис. 2. Эскиз образца (*а*) и схема обработки образцов (*б*)

При проведении экспериментов использовали проходной резец фирмы Iscar PWLNR2525M08 (Израиль) с пластиной WNMG080404-TF, имеющей главный угол в плане φ = 95°, вспомогательный угол в плане φ_1 = 5°, радиус при вершине r = 0,4 мм. Обработку вели с использованием в качестве СОЖ 5 %-ного раствора эмульсола РАТАК. Полученную шероховатость поверхности контролировали на профилометре модели HOMMEL TESTER W55, предоставленном Московским представительством фирмы GALIKA AG (рис. 3).

Для определения характера влияния подачи на параметры шероховатости поверхности обработку проводили как новой, так и изношенной (затупленной) пластиной с износом по задней поверхности $h_з$ = = 0,24 мм, которой предварительно в штатном режиме обрабатывали 4 полусферы. Измерения проводили в продольном сечении на входе резца, в середине образца и на выходе инструмента. При работе изношенным резцом измерения проводили только на входе и выходе инструмента. Обработку вели при глубине резания t = 1 мм, скорости резания для новой пластины v = 56,1 м/мин, для изношенной пластины v = = 59,2 м/мин. В качестве параметров шероховатости

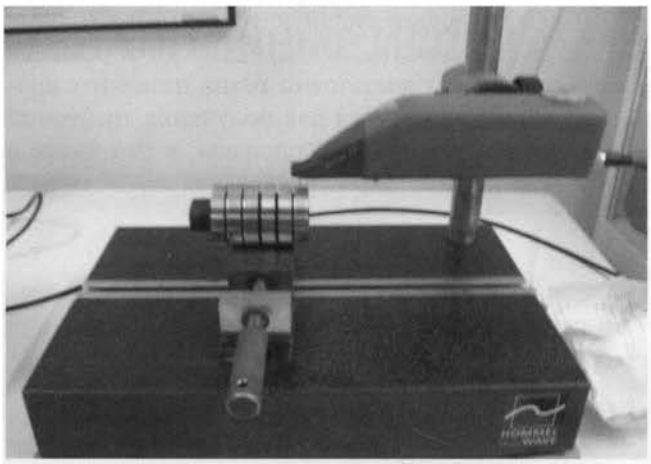


Рис. 3. Контроль шероховатости поверхности на образцах

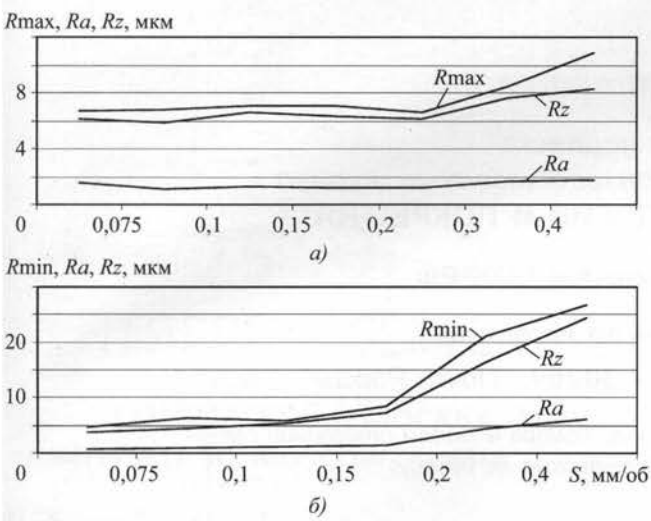


Рис. 4. Зависимости параметров шероховатости поверхности от подачи при работе новой (*а*) и изношенной пластиной (*б*)

поверхности кроме *Ra* рассматривали *Rz*, *R*max, как более информативные, и *Sm*.

Измерения параметров шероховатости поверхности в зависимости от изменения скорости резания проводили на тех же образцах при глубине резания t = = 1 мм и подаче S = 0,2 мм/об.

Полученные в результате экспериментов зависимости представлены на рис. 4 и 5. Видно, что качественная картина для зависимостей $Ra = f(S)$, $Rz = f(S)$ и $R\max = f(S)$ сохраняется. Причем это утверждение верно как для новой пластины, так и для изношенной. Однако при сравнении полученных результатов изменяется соотношение Ra/Rz и $R\max/Rz$ в зависимости от подачи. Так, отношение Rz/Ra меняется от 5,4 при S = 0,75 мм/об до 4,14 при S = 0,5 мм/об, т.е. на 30 %. Изменение этого соотношения говорит об изменении характера микронеровностей в зависимо-

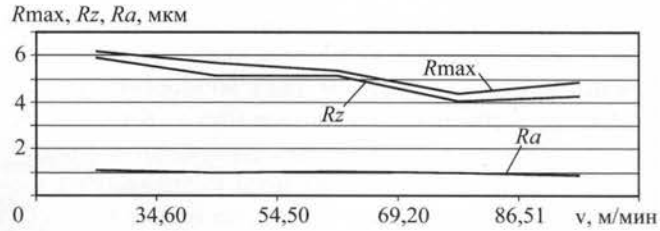


Рис. 5. Зависимость параметров шероховатости поверхности от скорости резания v

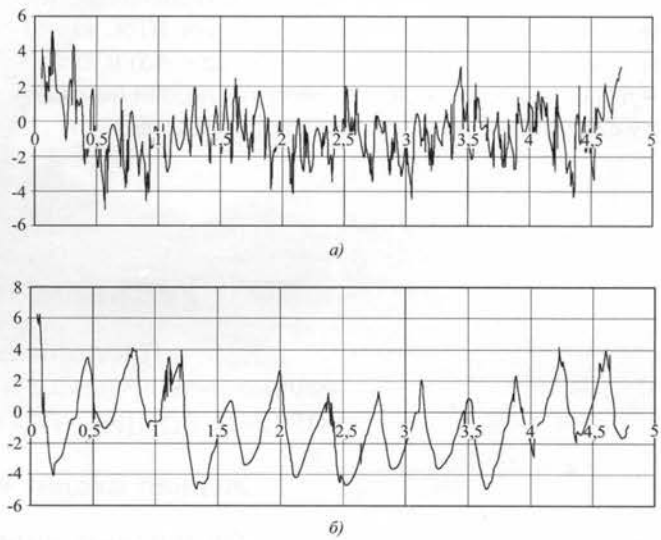


Рис. 6. Профилограммы при подаче S = 0,075 (*а*) и 0,5 мм/об (*б*)

сти от подачи при обработке титановых сплавов, что видно на представленных профилограммах (рис. 6).

Отношение $R\max/Rz$ также при разных подачах меняется от 1,05 на малых подачах до 1,32 – на больших. Качественная картина влияния скорости резания на параметры шероховатости поверхности *Ra*, *Rz* и *R*max также одинаковая. Интенсивность влияния скорости резания на *Ra*, *Rz* и *R*max различается.

Для того, чтобы установить характер изменения этих соотношений, представим полученные экспериментальные зависимости в форме полиномов третьей степени:

$$R\max = 7{,}17 + 1{,}88S + 0{,}66S^2 + 0{,}3S^3, \quad (7)$$

$$Rz = 6{,}26 + 1{,}59S + 0{,}55S^2 + 0{,}25S^3, \quad (8)$$

$$Ra = 1{,}27 + 0{,}34S + 0{,}12S^2 + 0{,}05653S^3. \quad (9)$$

Соотношение коэффициентов при S, S^2 и S^3 в формулах (7)–(9) показывает, что подача влияет на форму профиля. В то же время следует отметить, что стандартные критерии оценки шероховатости поверхности не позволяют сделать вывод о характере изменения профиля поверхности, что важно для высоконагруженных поверхностей. В частности неясно,

происходит ли заострение вершины профиля или аналогично меняется впадина, а указанные изменения могут быть как в первом, так и во втором случае.

Анализ экспериментальных данных и сравнение их с расчетными позволяет сделать следующие **выводы**.

1. Проведенные эксперименты указывают на то, что режимы резания могут влиять не только на высоту неровностей, но и на форму профиля микронеровностей, что существенно для обеспечения качества высоконагруженных поверхностей.

2. Из представленных экспериментальных зависимостей видно, что для титановых сплавов ВТ6С качественный вид зависимостей $Ra = f(S)$, $Rz = f(S)$ и $R\max = f(S)$ сохраняется, однако изменение подачи по-разному сказывается на значениях этих параметров.

3. Существующий аналитический метод расчета параметров шероховатости в зависимости от режимов резания позволяет достаточно точно назначить диапазоны режимов резания для получения требуемой высоты микронеровностей профиля, в том числе и при обработке титановых сплавов.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Глазунов С.Г., Моисеев В.Н.** Титановые сплавы. Конструкционные титановые сплавы. М.: Металлургия, 1974. 308 с.

2. **Суслов А.Г.** Технологическое обеспечение параметров состояния поверхностного слоя деталей. М.: Машиностроение, 1987. 208 с.

Уважаемые читатели!

Продолжается подписка
на научно-технический и производственный журнал
"УПРОЧНЯЮЩИЕ ТЕХНОЛОГИИ И ПОКРЫТИЯ"

Журнал входит в Перечень ВАК РФ

Подписные индексы по каталогам:
"Роспечать" – **85159**, "Пресса России" – **39269**, "Почта России" – **60252**.

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

Россия, 107076, Москва, Стромынский пер., д. 4,
ООО "Издательство Машиностроение",
редакция журнала "Упрочняющие технологии и покрытия".
Тел.: (495) 268-40-77. Факс (495) 269-47-98.
E-mail: utp@mashin.ru. http://www.mashin.ru

Ордена Трудового Красного Знамени ОАО "Издательство **"Машиностроение"**,
107076, Москва, Стромынский пер., 4.
Учредитель ООО "Издательство Машиностроение".
E-mail: utp@mashin.ru.
Web-site: www.mashin.ru.
Телефоны редакции журнала: (495) 268-40-77, 269-54-96; факс: (495) 268-85-26, 269-48-97.
Дизайнер *Подживотов К.Ю.*
Технический редактор *Тупталов С.Ю.*
Корректоры *Сажина Л.И., Сонюшкина Л.Е.*
Сдано в набор 27.02.08 г. Подписано в печать 14.04.08 г. Формат 60×88 1/8. Бумага офсетная. Печать офсетная.
Усл. печ. л. 6,86. Уч.-изд. л. 7,35. Заказ 354. Свободная цена.
Оригинал-макет и электронная версия подготовлены в ОАО "Издательство "Машиностроение".
Отпечатано в ООО "Подольская Периодика", 142110, Московская обл., г. Подольск, ул. Кирова, д. 15