

УПРОЧНЯЮЩИЕ ТЕХНОЛОГИИ И ПОКРЫТИЯ

Том 17
2021
№ 1 (193)
январь

Издается с января 2005 г.

Главный редактор
д.т.н., проф.
Ю.В. ПАНФИЛОВ

Председатель редакционного совета

д.т.н., проф., заслуженный
деятель науки и техники РФ
В.Ф. БЕЗЪЯЗЫЧНЫЙ

Заместитель главного редактора

д.ф.-м.н., проф.
В.Ю. ФОМИНСКИЙ

Заместители председателя редакционного совета:

д.т.н., проф. В.Ю. БЛЮМЕНШТЕЙН
д.т.н., проф. А.В. КИРИЧЕК
д.т.н., проф. О.В. ЧУДИНА

Редакционный совет:

Ю.П. АНКУДИМОВ, к.т.н., доц.

В.П. БАЛКОВ, к.т.н.

В.М. БАШКОВ, к.т.н., доц.

А.И. БЕЛИКОВ, к.т.н., доц.

А.И. БОЛДЫРЕВ, д.т.н., проф.

С.Н. ГРИГОРЬЕВ, д.т.н., проф.

В.Е. ГРОМОВ, д.ф.-м.н., проф.

С.А. КЛИМЕНКО, д.т.н., проф.

Н.К. КРИОНИ, д.т.н., проф.

В.П. КУЗНЕЦОВ, д.т.н., проф.

В.А. ЛЕБЕДЕВ, к.т.н., проф.

В.В. ЛЮБИМОВ, д.т.н., проф.

Е.Д. МАКАРЕНКО

Б.Я. МОКРИЦКИЙ, д.т.н., проф.

Ф.И. ПАНТЕЛЕЕНКО, д.т.н., проф.

Х.М. РАХИМЯНОВ, д.т.н., проф.

Б.П. САУШКИН, д.т.н., проф.

В.В. СЛЕПЦОВ, д.т.н., проф.

В.П. СМОЛЕНЦЕВ, д.т.н., проф.

А.М. СМЫСЛОВ, д.т.н., проф.

Г.А. СУХОЧЕВ, д.т.н., проф.

В.П. ТАБАКОВ, д.т.н., проф.

В.А. ШУЛОВ, д.ф.-м.н., проф.

М.Л. ХЕЙФЕЦ, д.т.н., проф.

Ян СУХАНЭК

Мариан СЧЕРЕК

Войтек ХОМИК

Редакция:

О.С. ЛУКАШЕНКО

А.В. ОРЛОВА

Е.А. СЕРИКОВА

Журнал распространяется по подписке, которую можно оформить в любом почтовом отделении (индекс по каталогу "Пресса России" 39269) или в издательстве.
Тел.: (499) 269-52-98,
268-47-19.
E-mail: realiz@mashin.ru, utp@mashin.ru

Журнал зарегистрирован в Роскомнадзоре.
Свидетельство о регистрации ПИ № ФС 77-63956 от 09.12.2015 г.

СОДЕРЖАНИЕ



ОБЩИЕ ВОПРОСЫ УПРОЧНЕНИЯ

- Зайдес С.А., Фам Ван Ань.** Влияние параметров деформирующего инструмента на шероховатость упрочненных поверхностей при орбитальном выглаживании 3
- Мокрицкий Б.Я.** Упрочняющие покрытия инструментальных материалов для токарной обработки коррозионно-стойких сталей 7



МЕХАНИЧЕСКАЯ УПРОЧНЯЮЩАЯ ОБРАБОТКА

- Гурьянов Г.Н., Гурьянов Н.Г.** Влияние интенсивности деформационного упрочнения, контактного трения и противонапряжения на показатели процесса волочения проволоки 11
- Тамаркин М.А., Тищенко Э.Э., Мордовцев А.А., Коханюк А.Г.** Исследование вибрационной обработки наружных и внутренних поверхностей деталей при их подготовке под нанесение покрытия 22



ОБРАБОТКА КОНЦЕНТРИРОВАННЫМИ ПОТОКАМИ ЭНЕРГИИ

- Аль-Бдейри М.Ш., Дубровина Н.А., Сергеев С.В.** Выбор оптимальных технологических параметров теплозащитных гальваноплазменных покрытий для восстановления днища поршня из сплава АК12ММгН 27
- Шулов В.А., Теряев Д.А., Стешенко И.Г., Перлович Ю.А., Исаенкова М.Г., Фесенко В.А.** Текстурирование и остаточные напряжения в поверхностных слоях мишеней из сплава ВТ8 при облучении сильноточными импульсными электронными пучками 32



УПРОЧНЯЮЩИЕ НАНОТЕХНОЛОГИИ

- Самотугин С.С., Лавриненко В.И., Самотугина Ю.С., Христенко О.А., Шичева О.Н., Пономаренко А.А.** Нанесение модифицированных слоев с нанокристаллической структурой на холоднодеформирующий инструмент 37



ИНФОРМАЦИЯ. ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ ОПЫТ

- Указатель статей, опубликованных в журнале в 2020 г.** 44

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

Журнал входит в Перечень утвержденных ВАК РФ изданий для публикации трудов соискателей ученых степеней по группам научных специальностей: 05.02.07 – Технология и оборудование механической и физико-технической обработки; 05.02.08 – Технология машиностроения; 05.05.03 – Колесные и гусеничные машины; 05.05.06 – Горные машины; 05.16.01 – Металловедение и термическая обработка металлов и сплавов; 05.16.05 – Обработка металлов давлением; 05.16.06 – Порошковая металлургия и композиционные материалы, в базу данных Chemical Abstracts, в Russian Science Citation Index на платформе Web of Science

STRENGTHENING TECHNOLOGIES AND COATINGS

Vol. 17
2021
№ 1 (193)
January

Since 2005, January

Editor-in-Chief

Dr. of Eng. Sci.
Yu.V. PANFILOV

Chair of Editorial Council

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

Editorial Assistant

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
V.P. BALKOV
V.M. BASHKOV
A.I. BELIKOV
A.I. BOLDYREV
S.N. GRIGORIEV
V.E. GROMOV
S.A. KLIMENKO
N.K. KRIONI
V.P. KUZNETSOV
V.A. LEBEDEV
V.V. LYUBIMOV
E.D. MAKARENKO
B.Ya. MOKRITSKY
F.I. PANTELEENKO
H.M. RAKHIMYANOV
B.P. SAUSHKIN
V.V. SLEPTSOV
V.P. SMOLENTSEV
A.M. SMYSLOV
G.A. SUKHOCHEV
V.P. TABAKOV
V.A. SHULOV
M.L. KHEIFETS
Jan SUCHANEK
Marian SZCZEREK
Wojciech HOMIK

Edition:

O.S. LUKASHENKO
A.V. ORLOVA
E.A. SERIKOVA

Journal is spreaded on a subscription,
which can be issued in any post office
(index on the catalogue "Pressa Rossii" 39269)
or in publishing office.
Ph.: (499) 269-52-98, 268-47-19.
E-mail: realiz@mashin.ru, utp@mashin.ru

Journal is registered by
Roskomnadzor. The certificate
of registration ПИ № ФС 77-63956. 09.12.2015

CONTENTS



GENERAL QUESTIONS OF STRENGTHENING

Zaydes S.A., Pham Van Anh'. Effect of deforming tool parameters on roughness of hardened surfaces during orbital ironing 3

Mokritsky B.Ya. Hardening coatings of tool materials for turning of stainless steels 7



MECHANICAL STRENGTHENING PROCESSING

Gur'yanov G.N., Gur'yanov N.G. Effect of deformation hardening intensity, contact friction and back tension on indicators of wire drawing process 11

Tamarkin M.A., Tishchenko E.E., Mordovtsev A.A., Kokhanyuk A.G. Study of vibration treatment of external and internal surfaces of parts during their preparation for coating 22



PROCESSING BY CONCENTRATED STREAMS OF ENERGY

Al'-Bdeyri M.Sh., Dubrovina N.A., Sergeev S.V. Selection of optimal technological parameters of thermal protection galvanic plasma coatings for restoration of piston crown made of AK12MMgN alloy 27

Shulov V.A., Teryaev D.A., Steshenko I.G., Perlovich Yu.A., Isaenkova M.G., Fesenko V.A. Texture formation and residual stresses into surface layers of VT8 alloy targets during irradiation by intense pulsed electron beams 32



STRENGTHENING NANOTECHNOLOGY

Samotugin S.S., Lavrinenko V.I., Samotugina Yu.S., Khristenko O.A., Shicheva O.N., Ponomarenko A.A. Application of nanocrystalline structure modified layers on cold-working tool 37



INFORMATION. PRODUCTION EXPERIENCE

Index of articles published in year 2020 44

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

Journal is included in the List of the Highest Attestation Committee of Russian Federation (VAK RF) for publication of basic results of doctoral theses according to groups of science specialty: 05.02.07 – Technology and equipment of mechanical and physical-technique processing; 05.02.08 – Mechanical-engineering technology; 05.05.03 – Wheeled and crawler machines; 05.05.06 – Mining machines; 05.16.01 – Metal science and heat treatment of metals and alloys; 05.16.05 – Metal pressure treatment; 05.16.06 – Powder metallurgy and composite materials, Chemical Abstracts database, Russian Science Citation Index on Web of Science platform



С.А. Зайдес, д-р техн. наук, Фам Ван Ань
(Иркутский национальный исследовательский технический университет)
E-mail: zsa@istu.edu

Влияние параметров деформирующего инструмента на шероховатость упрочненных поверхностей при орбитальном выглаживании

Рассмотрено влияние параметров деформирующего инструмента на шероховатость упрочненных поверхностей при орбитальном выглаживании. В результате экспериментальных исследований выявлено, что после орбитального выглаживания образуется новая поверхность со значительно меньшей высотой микрорезинок по сравнению с исходным микропрофилем, что оказывает положительное влияние на повышение точности формы и качество упрочненных деталей. Установлено, что наиболее существенное влияние на параметры шероховатости при орбитальном выглаживании оказывает радиус орбитального вращения, менее значительное — радиус и угол наклона рабочего инструмента. Увеличение угла наклона рабочего инструмента, радиуса орбитального вращения и уменьшение радиуса рабочего инструмента приводят к повышению шероховатости поверхности.

Ключевые слова: шероховатость поверхности, орбитальное выглаживание, радиус рабочего инструмента, радиус орбитального вращения, угол наклона рабочего инструмента.

The effect of the deforming tool parameters on the roughness of hardened surfaces during orbital burnishing is considered. As result of experimental studies, it is revealed that after orbital burnishing, new surface is formed with significantly lower height of microscopes compared to the original microprofile, which has positive effect on improving of the shape accuracy and quality of hardened parts. It is found that the most significant effect on the roughness parameters during orbital burnishing is exerted by the orbital rotation radius, less significant — by the radius and working tool tilt angle. Increase in the working tool tilt angle the orbital rotation radius and decrease in the working tool radius leads to increase in roughness of surface.

Keywords: surface roughness, orbital burnishing, working tool radius, orbital rotation radius, working tool tilt angle.

Введение

Качество поверхности деталей машин оценивается геометрическими характеристиками поверхности и физико-механическими свойствами поверхностного слоя в зависимости от метода и режимов проведения механической обработки [1–2].

Существенного повышения качества поверхностного слоя деталей можно достигнуть, применив отделочно-упрочняющие методы обработки. Среди таких методов широкое распространение в промышленности получили методы поверхностного пластического деформирования (ППД), в результате которых уменьшается шероховатость поверхности, увеличивается твердость (микротвердость) металла, в поверхностном слое деталей возникают сжимающие остаточные напряжения [3].

Шероховатость — одна из важнейших характеристик поверхностного слоя, влияющая на эксплуатационные свойства и долговечность деталей машин. При поверхностном пластическом деформировании выступы микронеровностей сминаются, и металл заполняет впадины между выступами. Гладкая поверхность после обработки ППД формируется за счет пластического течения металла и снижения шероховатости. Многочисленные исследования [4–6] показали, что методы ППД за счет снижения шероховатости и формирования благоприятного профиля микронеровностей обработанной поверхности позволяют повысить износостойкость, коррозионную стойкость, сопротивление контактной усталости деталей и др.

Для формирования минимальной шероховатости поверхности после ППД необходимо обес-

печить определенное удельное давление в зоне контакта между деформирующим элементом и обрабатываемой поверхностью. Удельное давление зависит от силы деформирования (натяга) и площади контактной зоны. В связи с этим изменение площади контакта при неизменной силе деформирования приводит к изменению шероховатости обработанной поверхности. Следовательно, размеры деформирующего инструмента оказывают влияние на шероховатость обработанной поверхности [7]. Так, в работе [1] авторы приводят результаты исследования влияния параметров процесса обкатывания и выглаживания на высоту микронеровностей обработанной поверхности. Было установлено, что новая шероховатость формируется в зависимости от режимов обработки, состояния исходной поверхности, свойств обрабатываемого материала и параметров деформирующего инструмента.

В Иркутском национальном исследовательском техническом университете разработан новый способ ППД, основанный на орбитальном движении рабочего инструмента. Эффективность нового процесса доказана в работе [8] при нагружении плоской поверхности деформирующим инструментом с орбитальным движением.

Предлагаемая технология отделочно-упрочняющей обработки орбитальным выглаживанием является новым процессом поверхностного пластического деформирования, поэтому в настоящее время отсутствует информация о влиянии параметров деформирующего инструмента на качество поверхностного слоя, которая имеет важное значение для внедрения этого вида обработки в технологию изготовления деталей машин.

Цель работы — исследование влияния параметров деформирующего инструмента на шероховатость упрочненных поверхностей при орбитальном выглаживании.

Методика выполнения экспериментов

На рис. 1 представлена схема процесса орбитального выглаживания цилиндрических поверхностей, которая осуществляется за счет вращения деформирующего инструмента относительно оси, перпендикулярной к оси заготовки. При этом траектория вращения осевой линии деформирующего инструмента образует в пространстве коническую поверхность с углом при вершине 2α . В качестве деформирующего инструмента использован индентор, имеющий стержневую форму со сферическим наконечником (радиус $R_{и}$). Этот деформирующий инструмент является рабочим элементом,

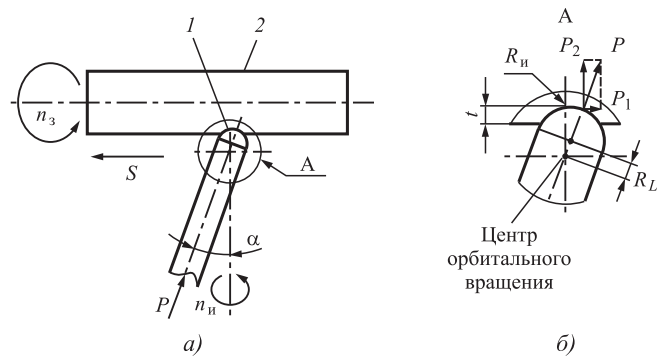


Рис. 1. Схема процесса орбитального выглаживания (а) и вид рабочей зоны инструмента (б):

1 — рабочий инструмент; 2 — обрабатываемая заготовка

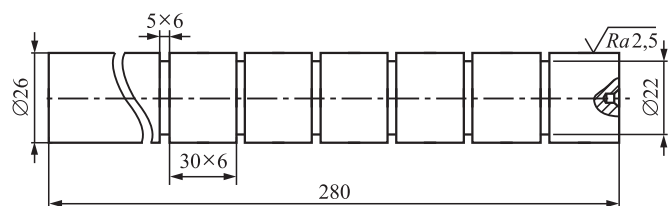


Рис. 2. Экспериментальный образец для оценки шероховатости упрочненных поверхностей

который прижимается к вращающейся обрабатываемой заготовке и перемещается в осевом направлении по направлению подачи S [9].

Для оценки влияния параметров рабочего инструмента на шероховатость упрочненных поверхностей при орбитальном выглаживании использовали гладкие цилиндрические образцы из стали 45 диаметром 26 мм (рис. 2). На каждом образце выделено шесть участков длиной 30 мм, отделенных друг от друга поперечными канавками, служащими для выхода инструмента и позволяющими выполнять исследование нескольких режимов упрочнения на одном образце. Установку образцов в передний и задний центры токарного станка осуществляли с помощью центровых отверстий.

Экспериментальные исследования проведены на токарном станке 1К62 с помощью устройства для создания орбитального движения рабочего инструмента (рис. 3, см. обложку).

В качестве базовых параметров и режимов орбитального выглаживания приняты: $\alpha = 4^\circ$; $n_з = 100 \text{ мин}^{-1}$; $R_{и} = 4 \text{ мм}$; $R_L = 1 \text{ мм}$; $n_{и} = 60 \text{ мин}^{-1}$; $t = 0,075 \text{ мм}$; $S = 0,11 \text{ мм/об}$.

Параметры шероховатости измеряли с помощью профилографа-профилометра Form Talysurf i200 производства фирмы Taylor Hobson (рис. 4). Прибор способен измерять отклонения формы в пределах ограниченной поверхности, волнистость, направления неровностей, изъяны поверхности,

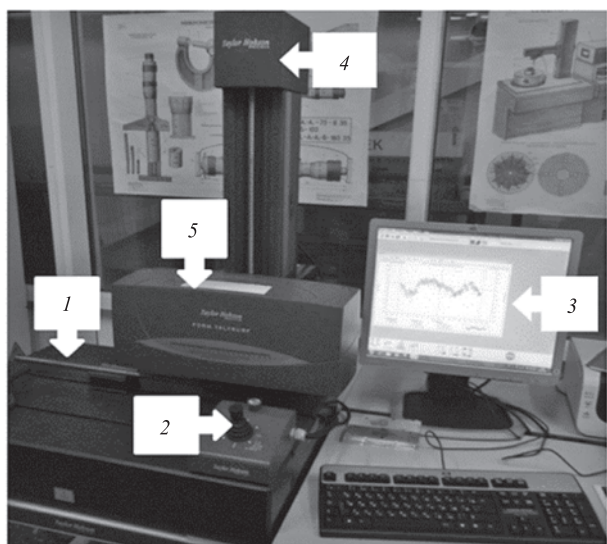


Рис. 4. Профилометр Taylor Hobson Form Talysurf i200:
1 — образец; 2 — устройство для ручного управления измерительной головкой; 3 — компьютер; 4 — устройство для перемещения измерительного узла по вертикали; 5 — измерительная головка

а также параметры шероховатости, в том числе соответствующие ГОСТ 2789—73.

Для измерения шероховатости образец устанавливается на рабочий стол, измерительную головку переводят на поверхность образца. По каждому измерению на экран монитора выводится профилограмма, высотные характеристики микропрофиля. Результаты замеров обрабатываются специализированной программой на компьютере. На каждом участке цилиндрического образца проведены измерения шероховатости в трех зонах через 120° по окружности и вычислены среднеарифметические значения параметров шероховатости.

Результаты экспериментальных исследований

Для оценки шероховатости проводили измерения следующих параметров шероховатости: Ra — среднее арифметическое отклонение профиля; Rz — высота неровностей профиля по десяти точкам; Sm — средний шаг неровностей; Rv — наибольшая глубина впадины профиля. На рис. 5 представлен

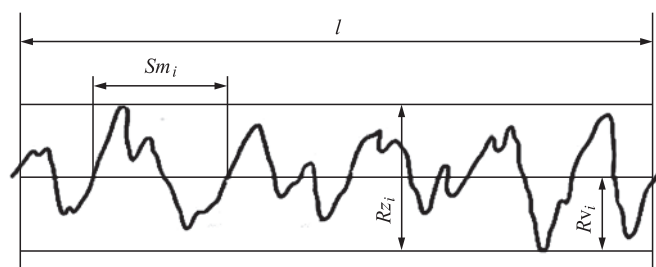


Рис. 5. Профиль шероховатости поверхности и его характеристики

профиль шероховатости поверхности и его характеристики, которые использованы в работе.

Анализ профилограмм шероховатости поверхности, приведенных на рис. 6, показывает, что при орбитальном выглаживании образуется новая поверхность со значительно меньшей высотой микроребешков по сравнению с исходной шероховатостью.

Рассмотрим влияние параметров рабочего инструмента на шероховатость упрочненных поверхностей при орбитальном выглаживании. К ним относятся радиус орбитального вращения, радиус и угол наклона рабочего инструмента (см. рис. 1).

Влияние радиуса рабочего инструмента R_u . На рис. 7 представлена зависимость некоторых параметров шероховатости поверхности детали от радиуса деформирующего инструмента.

Анализ экспериментальных результатов показал, что чем больше радиус рабочего инструмен-

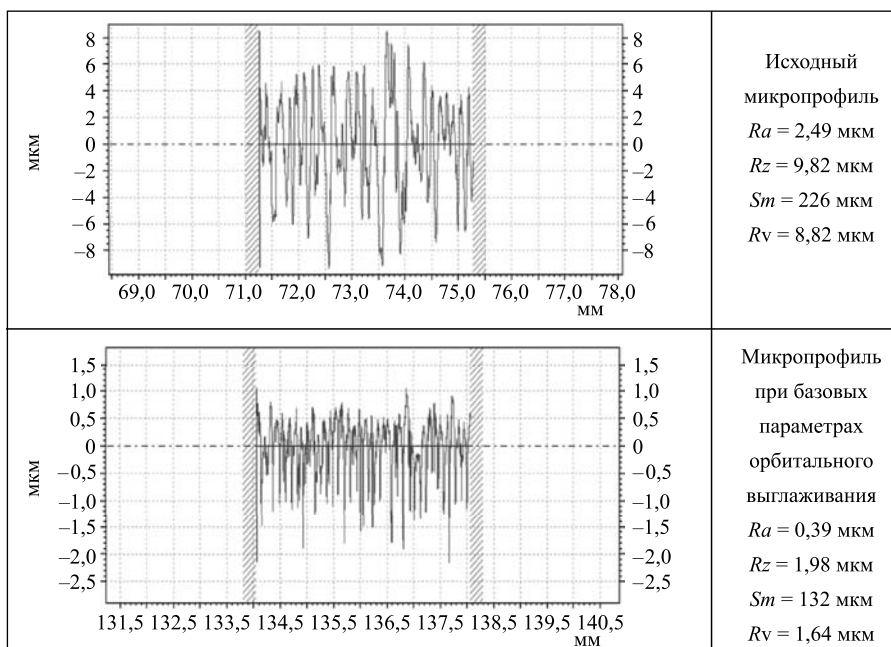


Рис. 6. Профилограммы шероховатости поверхности до и после обработки орбитальным выглаживанием

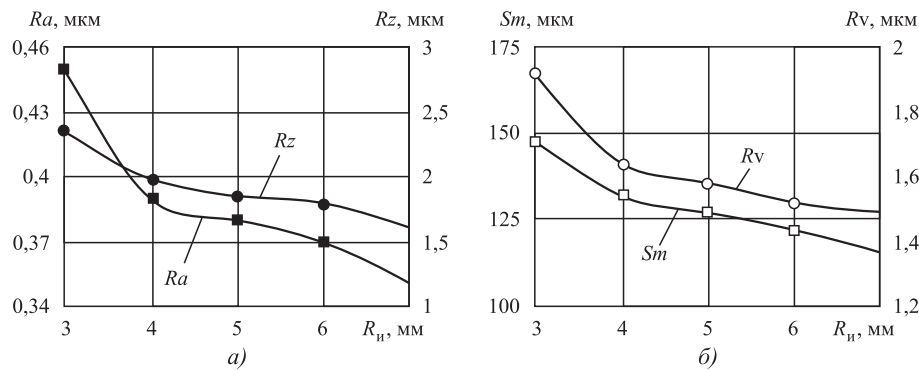


Рис. 7. Зависимость параметров шероховатости Ra , Rz (а) и Sm , Rv (б) от радиуса рабочего инструмента R_n

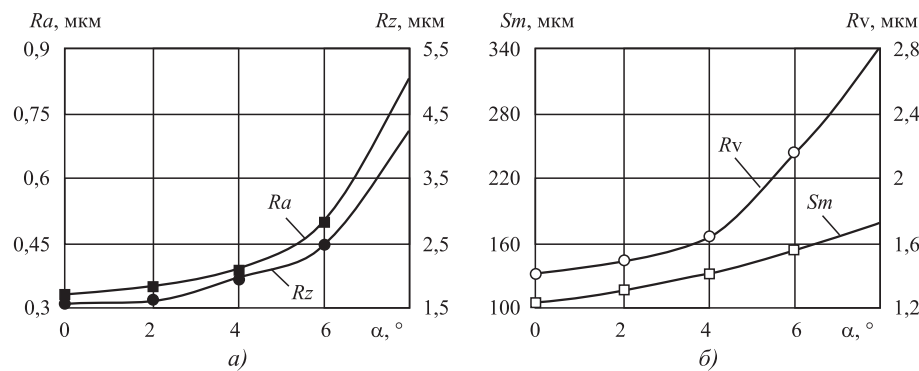


Рис. 8. Зависимость параметров шероховатости Ra , Rz (а) и Sm , Rv (б) от угла наклона рабочего инструмента α

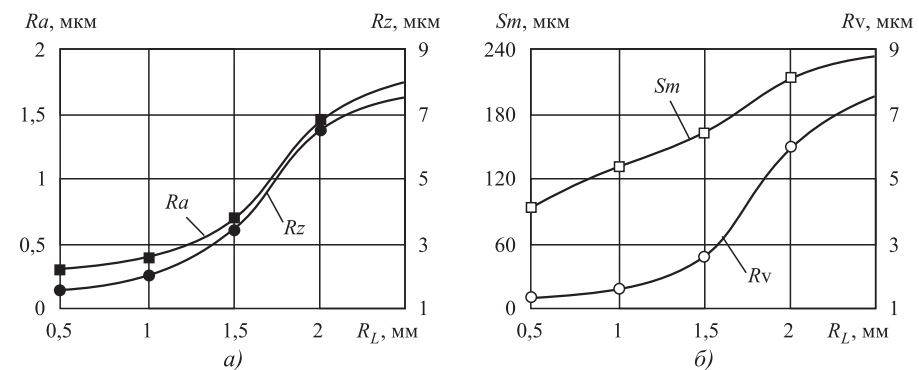


Рис. 9. Зависимость параметров шероховатости Ra , Rz (а) и Sm , Rv (б) от радиуса орбитального вращения R_L

та, тем меньше параметры шероховатости. При увеличении радиуса рабочего инструмента от 3 до 7 мм параметры шероховатости Ra , Rz , Rv и Sm снижаются в 1,2–1,5 раза. Полученные результаты качественно согласуются с известными литературными данными по исследованию микронеровностей — параметры шероховатости обратно пропорциональны радиусу рабочего инструмента [3].

Влияние угла наклона рабочего инструмента α .

На рис. 8 показана зависимость шероховатости упрочненной поверхности от угла наклона рабочего инструмента.

Результаты экспериментального определения зависимости шероховатости от положения инструмента показывают, что увеличение угла наклона рабочего инструмента приводит к возрастанию неровностей поверхности. При увеличении угла наклона рабочего инструмента от 0 до 8° параметры шероховатости Ra , Rz , Rv повышаются в 2–3 раза, а Sm — в 1,7 раза. Из графиков на рис. 8 видно, что увеличение угла наклона инструмента от 0 до 4° приводит к незначительному росту параметров шероховатости, а после 4...5° шероховатость возрастает в несколько раз. Эта особенность связана с формированием пластической волны, которая растет с увеличением угла наклона рабочего инструмента.

Влияние радиуса орбитального вращения R_L .

Важным элементом процесса орбитального выглаживания является радиус орбитального вращения. Это расстояние между центром вращения орбитального движения и центром рабочего инструмента (см. рис. 1). На рис. 9 показана зависимость параметров шероховатости упрочненной поверхности от радиуса орбитального вращения. Установлено, что с увеличением радиуса орбитального вращения на упрочняемой поверхности могут образовываться микрообласти, которые подвергаются только упругой деформации. Экспериментальные результаты подтверждают ранее полученные

данные по схеме орбитального деформирования и формирующемуся напряженному состоянию.

Результаты опытов показывают, что наиболее существенное влияние на параметры шероховатости поверхности при орбитальном выглаживании оказывает радиус орбитального вращения. С увеличением радиуса орбитального вращения от 0,5 до 2,5 мм параметры шероховатости Ra , Rz , Rv повышаются в 5,5–6 раз, а Sm — в 2,5 раза.

Таким образом, экспериментальными исследованиями установлено, что новый способ отделочно-упрочняющей обработки орбитальным

выглаживанием, который разработан для интенсификации напряженного состояния в очаге деформации, оказывает положительное влияние и на снижение шероховатости поверхности после механической обработки резанием. Исследуемые параметры шероховатости Ra , Rz , которые оказывают существенное влияние на износостойкость деталей машин при орбитальном выглаживании, снижаются в несколько раз.

Снижение параметров Rv и Sm , существенно влияющих на сопротивление усталости и на образование масляных микрокарманов, также оказывают положительное влияние на ресурс деталей машин.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Справочник технолога** / под общей ред. А.Г. Сулова. М.: Инновационное машиностроение, 2019. 800 с.
2. **Киричек А.В., Соловьев Д.Л., Лазуткин А.Г.** Технология и оборудование статико-импульсной обработки поверхностным пластическим деформированием. М.: Машиностроение, 2004. 288 с.
3. **Смелянский В.М.** Механика упрочнения деталей поверхностным пластическим деформированием. М.: Машиностроение, 2002. 299 с.
4. **Направленное** формирование свойств изделий в машиностроении / А.С. Васильев, А.М. Дальский, Ю.М. Золоторевский и др. М.: Машиностроение, 2005. 352 с.
5. **Сидякин Ю.И., Осипенко А.П., Бочаров Д.А.** Совершенствование технологии отделочно-упрочняющей обработки валов поверхностным пластическим деформированием // Упрочняющие технологии и покрытия. 2007. № 8. С. 23–26.
6. **Кропоткина Е.Ю.** Аналитическое исследование влияния параметров обкатывания на шероховатость поверхности // Упрочняющие технологии и покрытия. 2012. № 1. С. 6–9.
7. **Зайдес С.А., Нго Као Кыонг.** Влияние новой кинематики обкатного ролика на качество упрочненного слоя при поверхностном пластическом деформировании // Известия высших учебных заведений. Машиностроение. 2018. № 2. С. 58–67.
8. **Зайдес С.А., Бобровский И.Н., Фам Ван Ань.** Влияние кинематики локального деформирования на напряженное состояние поверхностного слоя // Научные технологии в машиностроении. 2019. № 5 (95). С. 32–38.
9. **Пат. 2707844 С1.** Способ поверхностного пластического деформирования / Зайдес С.А., Фам Ван Ань. Заявл. 26.02.2019; опублик. 29.11.2019.

УДК 621.9

DOI: 10.36652/1813-1336-2021-17-1-7-10

Б.Я. Мокрицкий, д-р техн. наук
(Комсомольский-на-Амуре государственный университет)
E-mail: boris@knastu.ru

Упрочняющие покрытия инструментальных материалов для токарной обработки коррозионно-стойких сталей

Приведены результаты проектирования новых инструментальных материалов для обработки коррозионно-стойких сталей, которые позволили увеличить ресурс инструмента до 3 раз. Исследования выполнены при комплексном использовании экспериментальных данных и компьютерного имитационного моделирования в программной среде Deform. Выявлены критерии, с помощью которых моделирование осуществимо на достаточном уровне: износ инструмента, температура в зоне резания, напряжения в инструментальном материале и деформация инструментального материала.

Ключевые слова: инструментальные материалы, износ инструмента, точение, коррозионно-стойкие стали, имитационное моделирование.

The results of new tool materials designing for processing of stainless steels are presented, which allowed to increase the tool life up to 3 times. The studies are carried out with the integrated use of experimental data and computer simulation in the Deform software environment. The criteria by which modeling is feasible at sufficient level are identified: tool wear, temperature in the cutting zone, stresses in the tool material and tool material deformation.

Keywords: tool materials, tool wear, turning, stainless steels, simulation modeling.

Коррозионно-стойкие материалы, способные работать в агрессивных и природных сложных условиях, требуются для судостроения (специфика

морской воды), химической, нефтегазовой и пищевой отраслей. Такие стали относятся к труднообрабатываемым и расход металлообрабатывающего инструмен-

та при обработке заготовок деталей, выполненных из них, значителен. Необходимо его сократить.

К труднообрабатываемым сталям относится специализированная сталь марки 09X17H7Ю. Она разработана в СССР в первой половине 20-го века, ее прямых аналогов за рубежом нет. Разработанные ранее рекомендации не применимы по ряду причин. Рекомендации по зарубежным инструментальным материалам дают ошибочный результат.

В работе рассмотрены результаты разработки инструментальных материалов для высокопроизводительной токарной обработки трех специализированных коррозионно-стойких труднообрабатываемых сталей: 09X17H7Ю, 12X18H10T, 13X15H5AM3.

Предел текучести стали 12X18H10T равен 200 МПа, что почти в 3 раза меньше, чем у стали

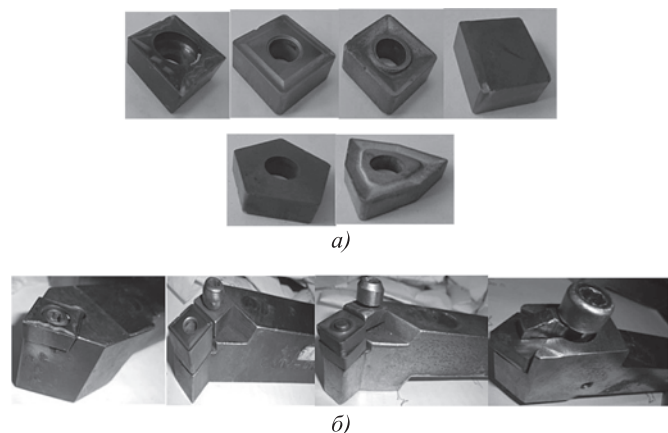


Рис. 1. Примеры режущих пластин (а) и их расположения в токарном проходном резце (б)

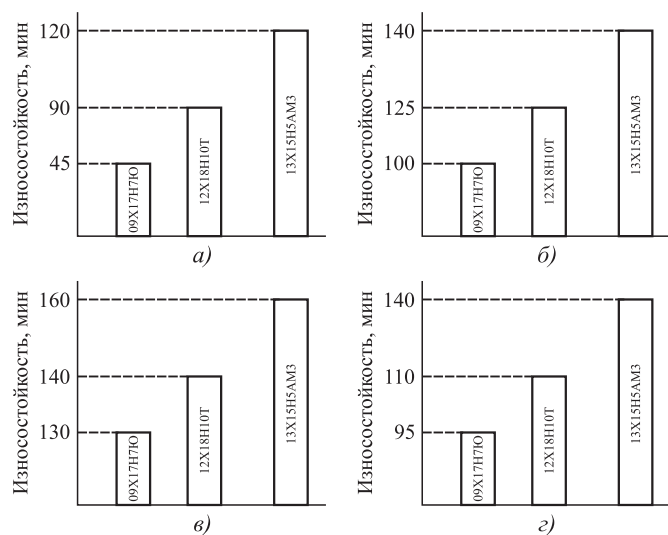


Рис. 2. Номограммы, характеризующие износостойкость отдельных инструментальных материалов при обработке различных коррозионно-стойких сталей:

а — ВК8, квадратная пластина; б — ВК8, пятигранная пластина; в — ВК8 + покрытие № 1, квадратная пластина; г — ВК8 + покрытие № 2, квадратная пластина

09X17H7Ю. Предел прочности в ГОСТах на эту сталь четко не указывается, он имеет значительный разброс, что обусловлено условиями термообработки. В любом случае предел прочности стали 12X18H10T меньше, чем у стали 09X17H7Ю.

Сталь 13X15H5AM3 также относится к труднообрабатываемым, но ее характеристики еще ниже, чем у стали 12X18H10T и тем более, чем у стали 09X17H7Ю.

Исследовали типовые сменные отечественные токарные пластины, имеющие разную геометрию (квадратные, треугольные, пятигранные и т.д.) (рис. 1), а также зарубежные пластины.

Проанализировали применение квадратных пластин, выполненных из отечественного твердого сплава марки ВК8 с нанесенными на него разработанными новыми (10 вариантов) покрытиями. Подробно результаты изложены в работах [1—4] с учетом работ [5—10].

На рис. 2 приведены отдельные результаты экспериментального исследования точения со скоростью резания 50 м/мин, подачей 0,21 мм/об. заготовки, глубиной резания 1 мм. Под износостойкостью понимается время работы, по истечению которого пластина получила износ 0,5 мм по задней грани. Состав покрытия № 1: Ti (до 1 мкм) + TiN (1 мкм) + (NbZrTiAl)N (2,5 мкм) [нанесение слоев покрытия методом конденсации ионной бомбардировкой (КИБ) с фильтрацией капельной фазы и при ассистировании ускоренными ионами]. Состав покрытия № 2: Ti (до 1 мкм) + TiN (1 мкм) + (TiAl)N (2 мкм) + TiN (0,5 мкм) [нанесение слоев покрытия методом конденсации ионной бомбардировкой (КИБ) с фильтрацией капельной фазы и при ассистировании ускоренными ионами. Значение в скобках — толщина слоя покрытия].

Результаты получены в том числе при использовании* имитационного моделирования как средства обеспечения возможности многовариантного проектирования свойств инструментального материала.

Имитационное (ситуационное) моделирование — это термин, в основе которого лежат термины "симуляция", "имитация" и "моделирование". Цель имитационного моделирования — получение приближенных знаний о параметрах объекта, не производя непосредственное измерение значений параметров. Такое моделирование

* В экспериментальных исследованиях и в имитационном моделировании участвовал Э.С. Ситамов. Автор благодарит его за предоставленные результаты.

может быть осуществлено при использовании различных программных сред. Наиболее применимы в данном случае программные среды ANSYS, CAE система LS-DYNA, Deform. Используются результаты и методология имитационного моделирования в среде Deform [11–16].

Имитационное компьютерное моделирование выполняли по разным критериям. Основные из них для случая точения стали 09X17H7Ю указаны на рис. 3. Позициями 1–11 представлены следующие инструментальные материалы: 1 — BK8 + TiCN (5 мкм) + (TiAl)N (3 мкм) + Al₂O₃ (5 мкм) + TiC (5 мкм); 2 — BK8 + Al₂O₃ (2 мкм) + (Ti)CN (5 мкм) + (TiAl)N (3 мкм) + TiN (3 мкм); 3 — BK8 + (TiAl)N (3 мкм) + Al₂O₃ (3 мкм) + (TiAl)N (3 мкм) + Al₂O₃ (3 мкм); 4 — BK8 + TiN (3 мкм) + TiC (3 мкм) + TiN (3 мкм) + TiC (3 мкм); 5 — BK8 + TiC (3 мкм) + TiN (3 мкм) + (TiAl)N (2 мкм); 6 — BK8 + TiCN (2 мкм) + TiC (3 мкм) + TiN (1,5 мкм); 7 — BK8 + TiC (1,5 мкм) + TiN (3 мкм); 8 — BK8 + TiN (2 мкм) + TiC (5 мкм); 9 — BK8 + TiCN (0,5 мкм) + TiN (1 мкм); 10 — BK8 + TiN (0,5 мкм) + TiC (1 мкм); 11 — BK8.

Различие в износостойкости инструментальных материалов (см. рис. 2) объясняется отличием пара-

метров, указанных на рис. 3 (температура и напряжения в инструментальных материалах изменяются почти в 2 раза, деформация — в 7 раз). Этому дано объяснение и подтверждение в работах [2–4].

На основе анализа приведенных (и других) выше результатов исследования износостойкости инструментальных материалов при обработке сталей 09X17H7Ю, 12X18H10Т и 13X15H5AM3 сделан вывод о том, что особые сложности в обработке представляет сталь 09X17H7Ю. Предполагается, что если для ее обработки удастся разработать эффективные инструментальные материалы, то они могут оказаться эффективными и при обработке сталей 12X18H10Т и 13X15H5AM3. Значительную часть разработанных инструментальных материалов удалось изготовить и испытать. Дальнейшие исследования доказали, что инструментальные материалы, разработанные для стали 09X17H7Ю, рациональны и при обработке других указанных сталей. Уровень их рациональности максимален (до 3 раз) при обработке стали 13X15H5AM3.

Сравнение износостойкости разработанных новых инструментальных материалов с зарубежными инструментальными материалами не показали преимуществ зарубежных. Предлагаемые

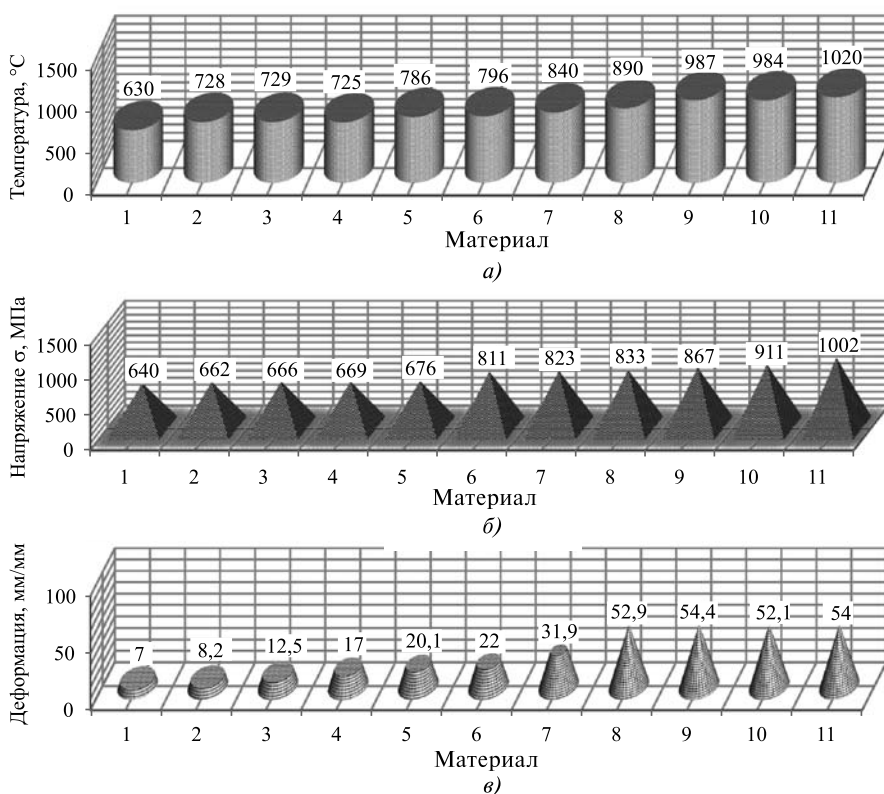


Рис. 3. Номограммы, иллюстрирующие различие параметров:
а — температура инструментального материала; *б* — напряжение в инструментальном материале; *в* — деформация инструментального материала

в проспектах инструментальными фирмами Sandvik coromann, Kennenmetall инструментальные материалы оказались несостоятельными. Рекомендуемые ими режимы резания для указанных сталей оказались завышенными по скорости резания. Из-за чрезмерных температурных нагрузок режущие лезвия пластин разрушались через 2...5 мин работы. При скорости резания (50...60 м/мин), используемой при обработке указанных специализированных труднообрабатываемых сталей, зарубежные пластины тоже не показали превосходства перед разработанными, но значительно их превосходили (до 8–12 раз) по стоимости. Лучшую износостойкость, в сравнении с пластинами производства фирм Sandvik coromann, Kennenmetall, показали пластины фирмы Korloy (рис. 4). Только эти пластины смогли работать при скорости резания 50...60 м/мин без терморазру-

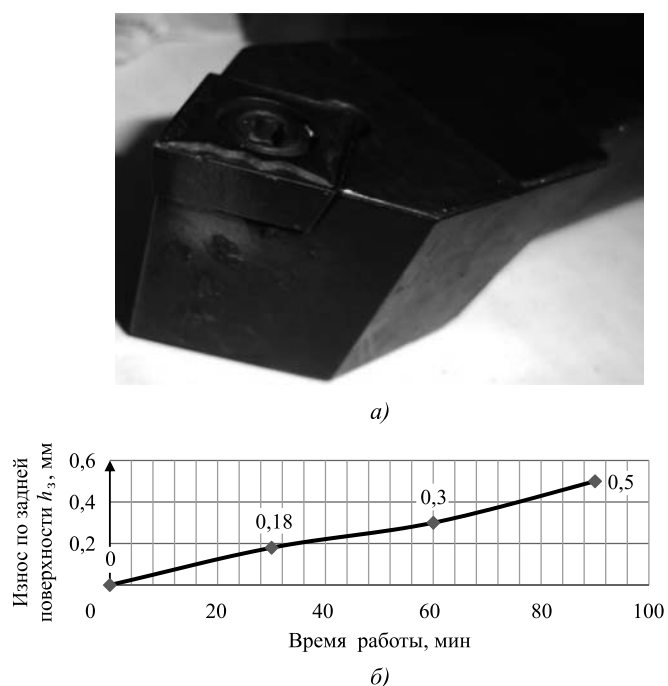


Рис. 4. Результаты применения режущей пластины фирмы KORLOY. Inc:
a — резец с пластиной; *б* — график зависимости износа от времени работы инструмента

шения режущего лезвия. Но их износостойкость (90 мин до достижения износа 0,5 мм) не превысила износостойкость большинства разработанных авторами инструментальных материалов, а их стоимость в 6—9 раз выше.

Выводы

1. Применение материала ВК8 в состоянии поставки не решает проблему обеспечения работоспособности инструмента на уровне, необходимом для высокопроизводительной обработки. Его работоспособности недостаточно.
2. Применение разработанных покрытий существенно (в 2 и более раз) повышает работоспособность инструмента.
3. Применение импортных сменных пластин нерационально из-за их высокой стоимости.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Мокрицкий Б.Я., Ситапов Э.С., Серебренникова А.Г. Повышение работоспособности твердосплавного режущего инструмента за счет нанесения покрытий // Вестник ИрГТУ. 2019. Т. 23. № 2. С. 246—251. DOI: <http://dx.doi.org/10.21285/1814-3520-2019-2-246-251>.

2. Ситапов Э.С., Мокрицкий Б.Я., Шакирова О.Г. Оценка износостойкости твердосплавного инструмента при обработке нержавеющей стали // Ученые записки КнАГУ. 2019. № 3 — 1 (39). С. 109—112.

3. Ситапов Э.С., Мокрицкий Б.Я. Результаты сравнительного исследования износостойкости твердосплавного инструмента при обработке нержавеющей стали // Металлообработка. 2018. № 4 (106). С. 7—13.

4. Мокрицкий Б.Я., Ситапов Э.С., Мокрицкая Е.Б. Сравнительное исследование работоспособности твердосплавного режущего инструмента при обработке заготовок деталей, выполненных из нержавеющей стали // Проблемы машиностроения и автоматизации. 2018. № 4. С. 76—79.

5. Васильев Е.В., Попов А.Ю., Бугай И.А. Специальный осевой режущий инструмент для обработки композиционных материалов // СТИН. 2015. № 4. С. 9.

6. Верещагин В.Ю., Мокрицкий Б.Я., Верещагина А.С. Анализ результатов испытаний составных концевых фрез // Ученые записки КнАГУ. 2016. № 3 (27). С. 53—56.

7. Верещака А.С., Дачаева А.В., Анисеев А.И. Повышение работоспособности режущего инструмента при обработке труднообрабатываемых материалов путем комплексного применения наноструктурированного износостойкого покрытия и твердого сплава оптимального состава // Известия МГТУ "МАМИ". 2010. № 1 (9). С. 99—106.

8. Григорьев С.Н. Методы повышения стойкости режущего инструмента: учебник для студентов вузов. М.: Машиностроение, 2011. 368 с.

9. Евдокимов Д.Е., Скуратов Д.Л., Фёдоров Д.Г. Влияние износа режущего инструмента на плотность распределения тепловых потоков при концевом фрезеровании титанового сплава ОТ4 // СТИН. 2015. № 9. С. 26—30.

10. Елкин М.С. Исследование влияния износостойких покрытий режущего инструмента на параметры качества обработанной поверхности при фрезеровании концевыми фрезами лопаток и моноколес: дис... канд. техн. наук: 05.02.08. Рыбинск, 2015. 205 с.

11. Курочкин А.В. Повышение работоспособности монолитных твердосплавных концевых фрез путем оптимизации архитектуры многослойных наноструктурированных износостойких покрытий: автореф. дис. ... канд. техн. наук, г. Рыбинск. 2012. С. 16.

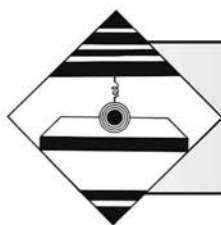
12. Табаков В.П., Чихранов А.В. Повышение работоспособности твердосплавного инструмента путем направленного выбора рациональных параметров состава износостойкого покрытия // СТИН. 2016. № 3. С. 14—18.

13. Математическое описание процессов трещинообразования в износостойких покрытиях режущего инструмента / В.П. Табаков, М.Ю. Смирнов, А.В. Циркин, А.В. Чихранов // Упрочняющие технологии и покрытия. 2007. № 6. С. 48—51.

14. Colding B. Wear characteristics of coated carbide // International Cutting Tool Bay Sandviken, Lecture. 11980. No. 5. P. 1—15.

15. Dzieyk Bruno. Fortschritte in der Zerspanungstechnik durch mehrlagige Hartmetallbeschichtung // Technisches Zentralblatt für praktische Metallbeschichtung. 1994. 68. № 6, 2, 4. P. 199—202.

16. Horlin H.A. TiC coated cemented carbides — their introduction and impact on metal cutting // Product Engineering. 1971. Vol. 50. № 4, № 5. P. 153—159.



Г.Н. Гурьянов, канд. техн. наук
(ОАО "НИИМетиз", г. Магнитогорск),
Н.Г. Гурьянов
(ООО "Башкирская сетевая компания", г. Белорецк)
E-mail: ggnbelorhome@rambler.ru

Влияние интенсивности деформационного упрочнения, контактного трения и противонапряжения на показатели процесса волочения проволоки

Приведены зависимости от коэффициента упрочнения для напряжения волочения, коэффициента запаса прочности И.Л. Перлина и показателя напряженного состояния В.Л. Колмогорова при разных значениях угла волочения, коэффициента трения и напряжения противонапряжения. Впервые показан характер зависимостей для предельных и допустимых значений дельта-критерия формы очага деформации круглого сплошного профиля от коэффициентов трения, упрочнения и запаса прочности и напряжения противонапряжения. Предельные и допустимые значения дельта-критерия увеличиваются с ростом коэффициентов трения и запаса прочности, напряжения противонапряжения и уменьшаются с увеличением коэффициента упрочнения. Показано, что при малых значениях критерия $\Delta < 1,5$ напряжение волочения может быть больше предела текучести на выходе волокна. В результате возможно разрушение материала проволоки, и процесс волочения не может реализоваться. Выполнена оценка степени изменения предельных и допустимых значений коэффициента вытяжки и дельта-критерия при увеличении коэффициента трения от 0,05 до 0,15, напряжения противонапряжения от 0 до 85 МПа, коэффициента запаса прочности от 1,0 до 1,4, коэффициента упрочнения от 0 до k .

Ключевые слова: волочение, проволока, прутки, деформационное упрочнение, запас прочности, дельта-критерий формы очага деформации, коэффициенты трения и упрочнения, противонапряжение, оптимальный угол волочения.

Dependences on the hardening factor for the drawing stress, the safety factor of I.L. Perlin and the stress state indicator V.L. Kolmogorov at different values of the drawing angle, coefficient of friction and stress of back tension are presented. For the first time, the nature of the dependences for the limiting and permissible values of delta-criterion is shown for the shape of the deformation zone of round solid profile on the coefficients of friction, hardening and safety factor and the back tension stresses. The limiting and permissible values of the delta-criterion increase from increase in the coefficients of friction and safety factor, the back tension stress and decrease from increase in the hardening coefficient. It is shown that for small values of the criterion $\Delta < 1.5$, the drawing stress can be higher than the yield point at the die output. As result, the wire material may be destroyed and the drawing process cannot be realized. Assessment of the change degree in the limiting and permissible values of the elongation coefficient and delta-criterion is carried out with increase in the friction coefficient from 0.05 to 0.15, the back tension from 0 to 85 MPa, the safety factor from 1.0 to 1.4, the hardening coefficient from 0 to k .

Keywords: drawing, wire, bar, strain hardening, safety factor, deformation zone shape delta-criterion, friction and hardening coefficients, back tension, optimal drawing angle.

Наиболее часто степень деформации в проходе волочения проволоки (прутка) характеризуют коэффициентом вытяжки μ

$$\mu = (d_0/d_k)^2,$$

где d_0 , d_k — диаметр проволоки до и после деформации [1–3].

Предельное значение коэффициента $\mu_{пр}$ рассчитывают при равенстве предела текучести σ_T деформируемого материала и осевого напряжения σ_z на выходе волокна в зависимости от коэффициента трения f и угла α наклона к оси волочения образующей рабочего конуса волокна. Научный и практический интерес представляет оценка предельного

значения коэффициента вытяжки $\mu_{пр}$ при разных критериях формы очага пластической деформации [4–11]. Например, при конической форме рабочего конуса напряжение волочения в работе [8] рассчитано в зависимости от отношения $L/d_{ср}$ (L , $d_{ср}$ — соответственно длина и средний диаметр очага пластической деформации), а при исследованиях процесса волочения форму очага деформации оценивали дельта-критерием [4–7]

$$\Delta = \frac{\alpha}{r}(1 + \sqrt{1-r})^2, \quad (1)$$

где $r = (d_0^2 - d_k^2)/d_0^2 = (\mu - 1)/\mu$ — относительное обжатие поперечного сечения; α — угол волочения, рад. Относительное обжатие в отечественной литературе обычно обозначают δ . Критерий Δ очевидно не характеризует относительную высоту очага деформации круглого сплошного профиля в коническом канале волокна. Относительную длину очага деформации выразим через критерий Δ (1)

$$\Delta^* = 1/\Delta. \quad (2)$$

Для установления характера связи критерия Δ , коэффициента вытяжки μ и относительного обжатия r получены зависимости [12]:

$$\Delta = \frac{\alpha(\sqrt{\mu} + 1)}{\sqrt{\mu} - 1} = \frac{\alpha(\sqrt{1/(1-r)} + 1)}{\sqrt{1/(1-r)} - 1}, \quad (3)$$

$$\mu = \frac{1}{1-r} = \left(\frac{\Delta + \alpha}{\Delta - \alpha}\right)^2. \quad (4)$$

Для построения рациональных маршрутов волочения необходимо знать как предельные значения, например коэффициента $\mu_{пр}$ и критерия $\Delta_{пр}$, так и параметры деформации для обеспечения определенного запаса прочности протягиваемого материала проволоки (прутка), характеризуемого, например, коэффициентом γ запаса прочности [2]

$$\gamma = \sigma_{тк}/\sigma_z, \quad (5)$$

где $\sigma_{тк}$ и σ_z — соответственно предел текучести материала проволоки и напряжение волочения на выходе волокна.

При равенстве значений $\sigma_{тк}$ и σ_z коэффициент $\gamma = 1$, и в этом случае имеем предельный случай волочения. В работе [2] приведены рекомендуемые значения коэффициента γ запаса прочности в зависимости от параметров деформации, материала проволоки и условий волочения. Значения, например, коэффициента вытяжки μ_d , обеспечивающие необходимый (заданный) запас прочности γ (5), называют допустимыми в отличие от предельных его значений $\mu_{пр}$ [2]. Предельным и

допустимым значениям коэффициента вытяжки соответствуют предельные $\Delta_{пр}$ и допустимые Δ_d значения критерия формы очага деформации.

Зависимости для расчета критерия Δ (1) и (3) не включают коэффициент трения, напряжение противонапряжения σ_q и параметры кривой упрочнения деформируемого материала. При модели упрочнения (6) предел текучести $\sigma_{тк}$ при коэффициенте вытяжки μ определяется пределом текучести $\sigma_{т0}$ до деформации и коэффициентом упрочнения k

$$\sigma_{тк} = \sigma_{т0}\mu^k. \quad (6)$$

Цель работы — сравнить предельные и допустимые значения показателей процесса волочения при модели упрочнения (6) и разных параметрах деформации.

Принятые модели упрочнения

Приняли следующие модели упрочнения, МПа:

$$\sigma_{т} = 340; \quad (7)$$

$$\sigma_{т} = 340\mu^{0,25}; \quad (8)$$

$$\sigma_{т} = 340\mu^{0,75}. \quad (9)$$

На рис. 1 приведены зависимости предела текучести от коэффициента вытяжки μ в интервале его изменения 1,0...2,0. При этом интервале изменения коэффициента μ нижняя и верхняя границы изменения единичного обжатия $r(\delta)$ соответственно равны 0 и 0,51.

Эмпирическая зависимость (7) отражает отсутствие деформационного упрочнения (прямая 1, см. рис. 1). Линии 2 и 3 при моделях упрочнения соответственно (8) и (9) показывают почти линейный рост предела текучести $\sigma_{т}$ от коэффициента

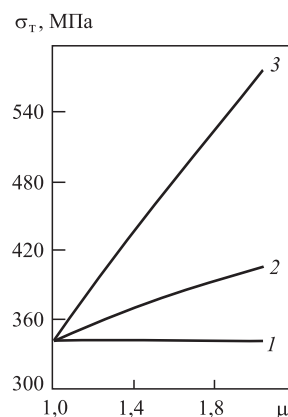


Рис. 1. Зависимости предела текучести $\sigma_{т}$ от коэффициента вытяжки μ :

1 — модель упрочнения (7); 2 — (8); 3 — (9)

вытяжки. С увеличением коэффициента упрочнения k повышается значение угла наклона соответствующих линий к оси абсцисс. При коэффициенте вытяжки μ более 1,4 предел текучести заметно выше при модели упрочнения (9).

Аналитические зависимости для расчета напряженного состояния и запаса прочности материала проволоки

Напряжение волочения σ_Z рассчитывали по формуле

$$\sigma_Z = \sigma_{Z1} + \sigma_{Zq} + \sigma_{Cd}, \quad (10)$$

где σ_{Z1} — прирост осевого напряжения в рабочем конусе;

σ_{Zq} — прирост от действия напряжения противонапряжения σ_q ;

σ_{Cd} — прирост напряжения на деформацию сдвига металла.

Составляющие формулы (10) при модели упрочнения (6) определяются соответствующими зависимостями [7, 12]:

$$\sigma_{Z1} = \frac{\sigma_{T0}}{k} (\mu^k - 1) (1 + f/\text{tg}\alpha); \quad (11)$$

$$\sigma_{Zq} = \sigma_q \left[1 - \frac{f(\mu^k - 1)}{k \text{tg}\alpha} \right]; \quad (12)$$

$$\sigma_{Cd} = \frac{2\sigma_{T0} \text{tg}\alpha (1 + \mu^k)}{3\sqrt{3}}. \quad (13)$$

При отсутствии деформационного упрочнения ($k = 0$) из формулы (11) следует зависимость

$$\sigma_{Z1} = \sigma_{T0} \ln \mu (1 + f/\text{tg}\alpha), \quad (14)$$

которая отличается от формулы Зибеля только величиной предела текучести: в формуле Зибеля используется средний предел текучести в очаге пластической деформации.

Формула (12) для расчета прироста осевого напряжения от действия противонапряжения при отсутствии упрочнения определяет уравнение

$$\sigma_{Zq} = \sigma_q (1 - f \ln \mu / \text{tg}\alpha). \quad (15)$$

Необходимо отметить, что вторая упрощенная формула И.Л. Перлина [2] для расчета напряжения волочения включает выражения (14) и (15), но только с приведенным значением α_{np} угла волочения [13].

В работах [14, 15] при модели упрочнения (6) предложена формула для расчета оптимального угла волочения α_{opt} :

$$\begin{aligned} \text{tg}\alpha_{opt}^2 &= \frac{3\sqrt{3}}{2} f \frac{\mu^k - 1}{k(\mu^k + 1)} \left(1 - \frac{\sigma_q}{\sigma_{T0}} \right) = \\ &= \frac{f(\mu^k - 1)(1 - \sigma_q/\sigma_{T0})}{0,385k(\mu^k + 1)}. \end{aligned} \quad (16)$$

При отсутствии деформационного упрочнения ($k = 0$) из формулы (16) следует зависимость

$$\text{tg}\alpha_{opt}^2 = \frac{3\sqrt{3}}{4} f \ln \mu \left(1 - \frac{\sigma_q}{\sigma_{T0}} \right). \quad (17)$$

Оптимальные значения критерия Δ_{opt} с учетом формул (16) и (17) при принятии приближенного равенства $\alpha \approx \text{tg}\alpha$ определяются соответственно зависимостями [12]:

$$\begin{aligned} \Delta_{opt} &= (1 - 1/\mu)^{-1} (1 + \sqrt{1/\mu})^2 \times \\ &\times \sqrt{\frac{f(\mu^k - 1)(1 - \sigma_q/\sigma_{T0})}{0,385k(\mu^k + 1)}}, \end{aligned} \quad (18)$$

$$\begin{aligned} \Delta_{opt} &= (1 - 1/\mu)^{-1} (1 + \sqrt{1/\mu})^2 \times \\ &\times \sqrt{\frac{3\sqrt{3}}{4} f \ln \mu \left(1 - \frac{\sigma_q}{\sigma_{T0}} \right)}. \end{aligned} \quad (19)$$

При равенстве значений предела текучести σ_{TK} и напряжения волочения σ_Z коэффициент $\gamma = 1$ и имеем предельные значения коэффициента вытяжки μ_{np} [7, 16] и критерия Δ_{np} :

$$\mu_{np} = \left[\frac{1 + f(1 - \bar{\sigma}_q)/\text{tg}\alpha - k\bar{\sigma}_q - 0,385k\text{tg}\alpha}{1 + f(1 - \bar{\sigma}_q)/\text{tg}\alpha - k + 0,385k\text{tg}\alpha} \right]^{1/k}; \quad (20)$$

$$\Delta_{np} = \frac{\alpha}{(1 - 1/\mu_{np})} (1 + \sqrt{1/\mu_{np}})^2, \quad (21)$$

где $\bar{\sigma}_q = \sigma_q/\sigma_{T0}$ — относительное значение напряжения противонапряжения.

Если коэффициент запаса прочности $\gamma > 1$, то допустимые значения коэффициента вытяжки μ_d [7, 16] и критерия Δ_d равны:

$$\mu_d = \left[\frac{1 + f(1 - \bar{\sigma}_q)/\text{tg}\alpha - k\bar{\sigma}_q - 0,385k\text{tg}\alpha}{1 + f(1 - \bar{\sigma}_q)/\text{tg}\alpha - k/\gamma + 0,385k\text{tg}\alpha} \right]^{1/k}; \quad (22)$$

$$\Delta_d = \frac{\alpha}{(1 - 1/\mu_d)} (1 + \sqrt{1/\mu_d})^2. \quad (23)$$

При отсутствии упрочнения коэффициент допустимой вытяжки равен

$$\mu_d = \exp \left[\left(\frac{1}{\gamma} - \bar{\sigma}_q - \frac{4\text{tg}\alpha}{3\sqrt{3}} \right) / \left(1 + \frac{f}{\text{tg}\alpha} (1 - \bar{\sigma}_q) \right) \right]. \quad (24)$$

Результаты расчета показателей деформации по аналитическим зависимостям

На рис. 2 приведены зависимости оптимального угла волочения $\alpha_{\text{опт}}$ от коэффициента вытяжки при коэффициенте упрочнения 0,75, отсутствии противонапряжения и напряжении противонапряжения 85 МПа. Принято шесть значений коэффициента трения f .

Угол волочения $\alpha_{\text{опт}}$ увеличивается с ростом коэффициентов вытяжки и трения. От действия противонапряжения значение угла $\alpha_{\text{опт}}$ уменьшилось. Необходимо отметить малую зависимость угла волочения $\alpha_{\text{опт}}$ от коэффициента упрочнения k . Например, при отсутствии противонапряжения, коэффициентах вытяжки 1,25 и трения 0,05 при коэффициенте упрочнения 0,001; 0,75 и 1,50 значения $\alpha_{\text{опт}}$ соответственно: 6,864; 6,856 и 6,832°. Однако предельные и допустимые значения коэффициента вытяжки и критерия существенно зависят от коэффициента упрочнения k .

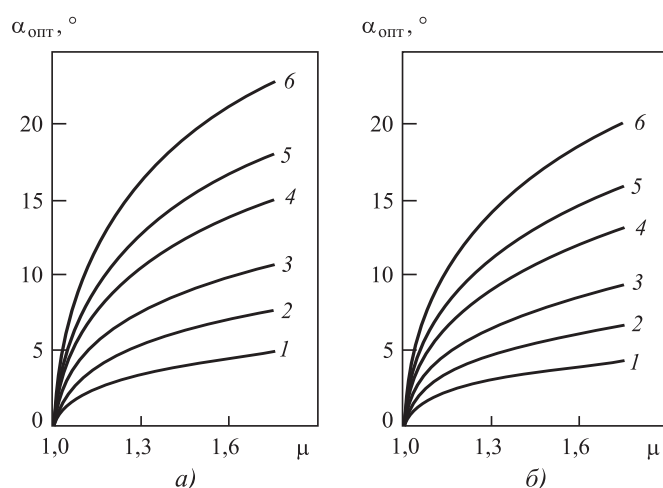


Рис. 2. Оптимальный угол волочения $\alpha_{\text{опт}}$ в зависимости от коэффициента вытяжки μ при коэффициенте упрочнения 0,75 (9), отсутствии противонапряжения (а) и напряжении противонапряжения 85 МПа (б): 1 — $f = 0,01$; 2 — $f = 0,025$; 3 — $f = 0,05$; 4 — $f = 0,10$; 5 — $f = 0,15$; 6 — $f = 0,25$

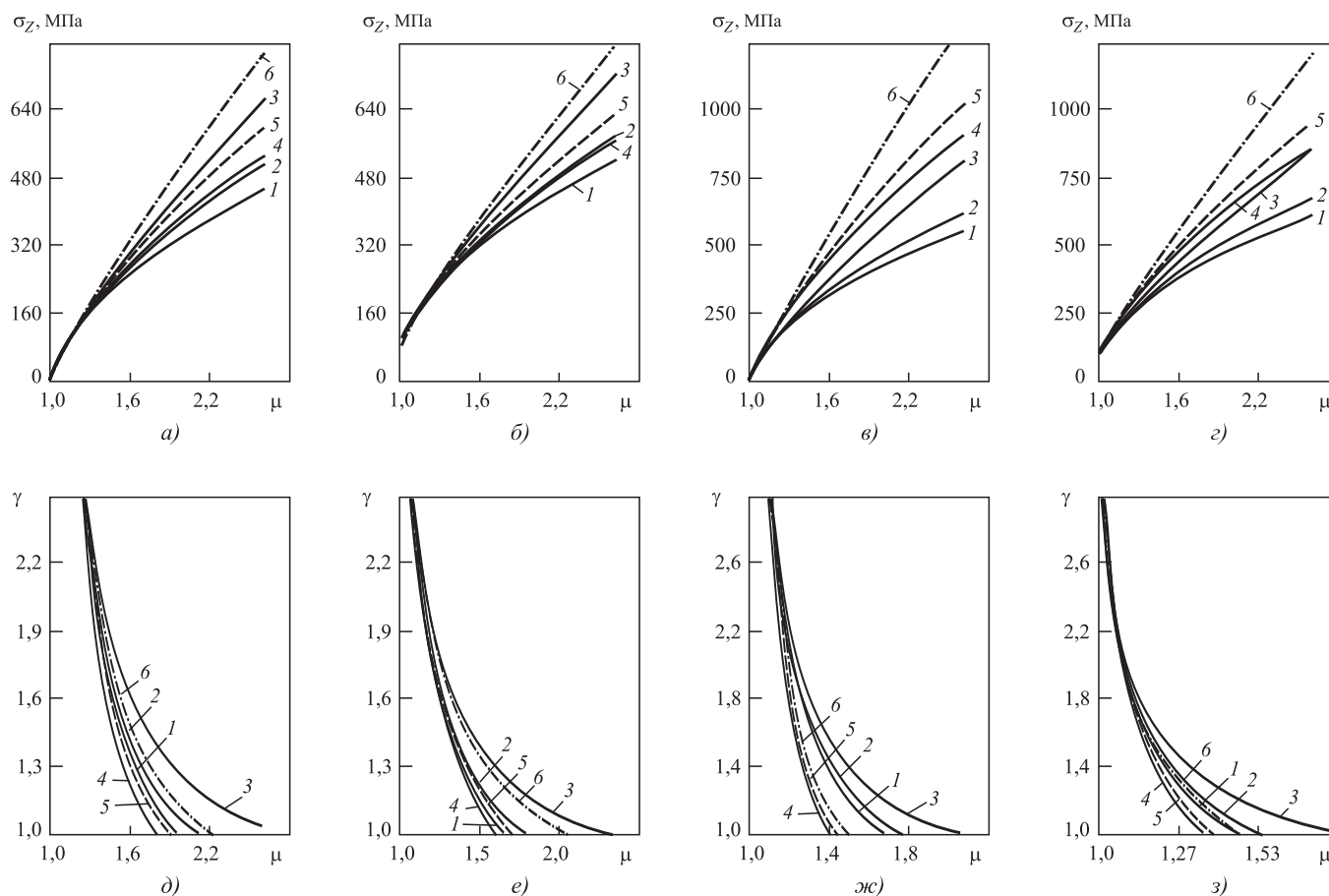


Рис. 3. Зависимость напряжения волочения σ_z (а–д) и коэффициента запаса прочности γ (е–з) от коэффициента вытяжки μ :

$a, б, д, e - f = 0,05$; $в, з, ж, з - f = 0,15$; $a, в, д, ж - \sigma_q = 0$; $б, з, e, з - \sigma_q = 85$ МПа; 1–3 — $\alpha_{\text{опт}}$; 4–6 — $\alpha = 5^\circ$; 1, 4 — $k = 0,001$ (7); 2, 5 — $k = 0,25$ (8); 3, 6 — $k = 0,75$ (9)

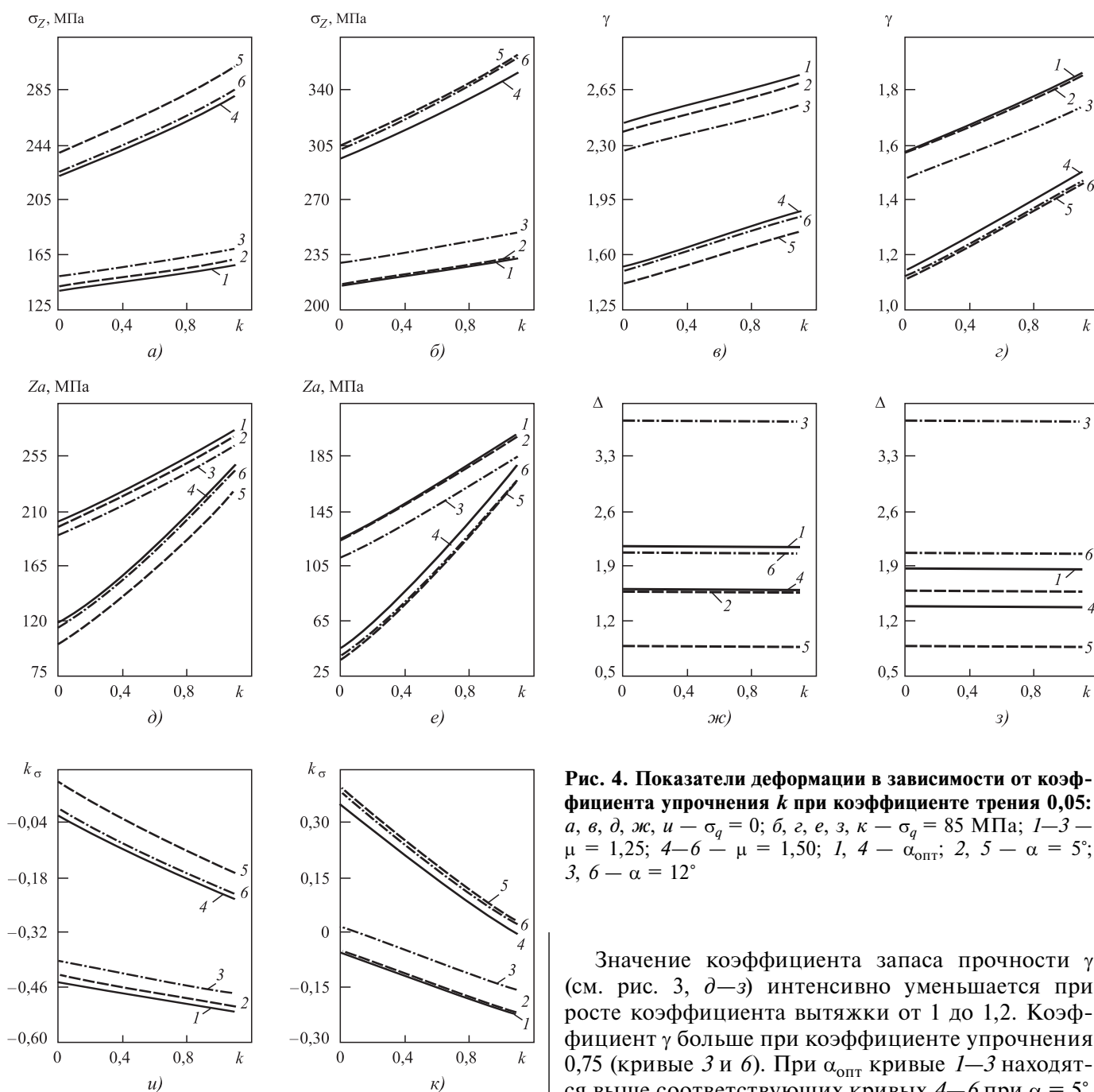


Рис. 4. Показатели деформации в зависимости от коэффициента упрочнения k при коэффициенте трения 0,05:
 а, в, д, ж, и — $\sigma_q = 0$; б, з, е, з, к — $\sigma_q = 85$ МПа; 1–3 — $\mu = 1,25$; 4–6 — $\mu = 1,50$; 1, 4 — $\alpha_{\text{опт}}$; 2, 5 — $\alpha = 5^\circ$; 3, 6 — $\alpha = 12^\circ$

На рис. 3 приведены зависимости напряжения волочения σ_Z и коэффициента запаса прочности γ от коэффициента вытяжки при коэффициентах трения 0,05 и 0,15.

При коэффициентах трения 0,05 и вытяжки $\mu < 1,3$ влияние коэффициента упрочнения на напряжение волочения σ_Z (см. рис. 3, а, б) несущественно. Влияние коэффициента k на напряжение σ_Z усилилось при коэффициенте трения 0,15 (см. рис. 3, в, д). Линии 1–3 при оптимальном угле $\alpha_{\text{опт}}$ ниже соответствующих линий 4–6 при $\alpha = 5^\circ$.

Значение коэффициента запаса прочности γ (см. рис. 3, д–з) интенсивно уменьшается при росте коэффициента вытяжки от 1 до 1,2. Коэффициент γ больше при коэффициенте упрочнения 0,75 (кривые 3 и б). При $\alpha_{\text{опт}}$ кривые 1–3 находятся выше соответствующих кривых 4–6 при $\alpha = 5^\circ$.

Влияние коэффициента упрочнения k на показатели деформации определяли при коэффициентах трения 0,05 и 0,15 соответственно (рис. 4 и 5). Зависимости построены при напряжении противонапряжения $\sigma_q = 0$ и 85 МПа, коэффициентах вытяжки 1,25 и 1,50, углах $\alpha = 5$ и 12° и оптимальном значении угла волочения $\alpha_{\text{опт}}$. На рис. 4 и 5 также приведены зависимости для показателя напряженного состояния k_σ [17] и абсолютного запаса прочности Za :

$$k_\sigma = \sigma/T; \tag{25}$$

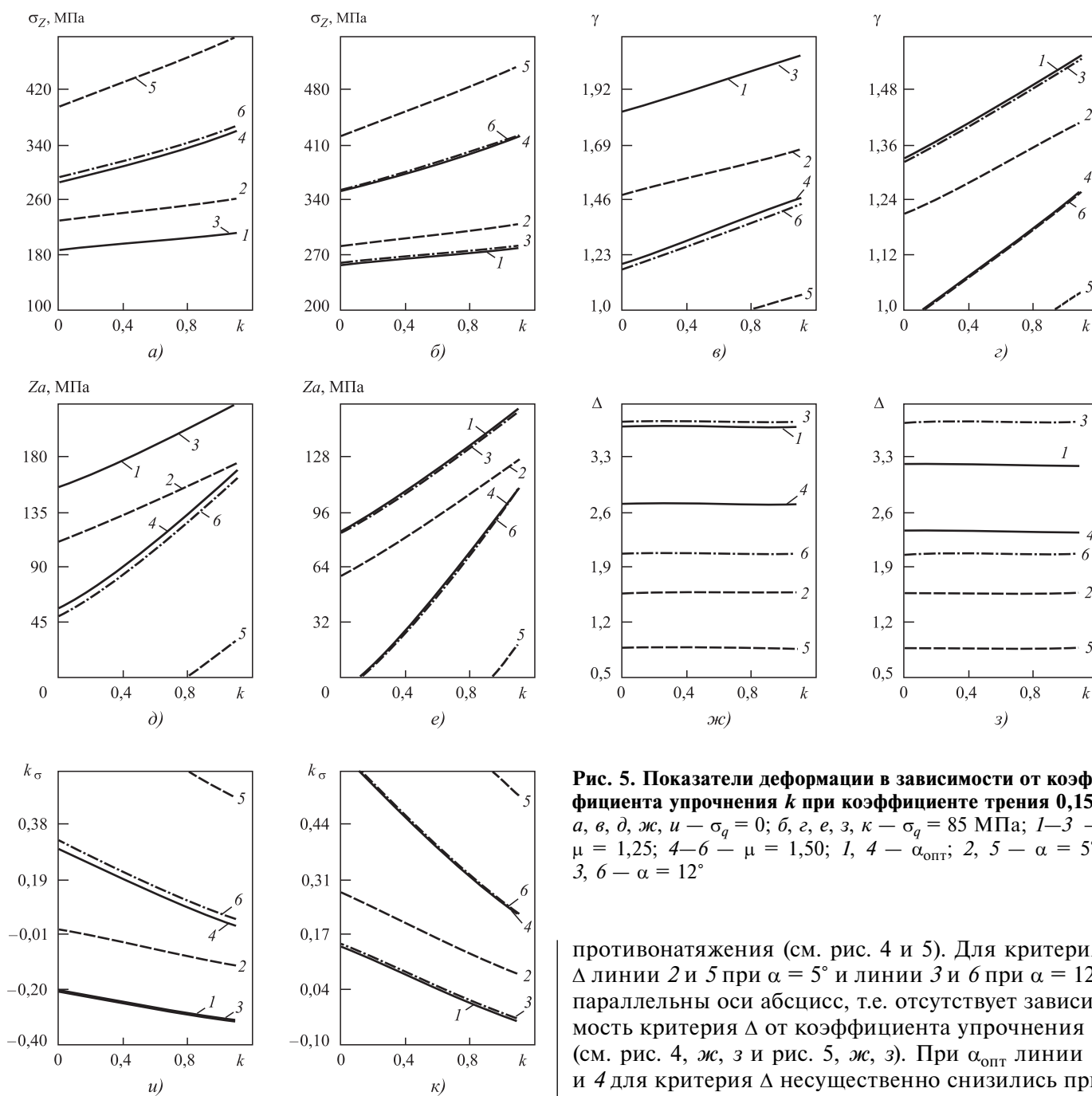


Рис. 5. Показатели деформации в зависимости от коэффициента упрочнения k при коэффициенте трения 0,15:
 а, в, д, ж, и — $\sigma_q = 0$; б, г, е, з, к — $\sigma_q = 85$ МПа; 1–3 — $\mu = 1,25$; 4–6 — $\mu = 1,50$; 1, 4 — $\alpha_{\text{опт}}$; 2, 5 — $\alpha = 5^\circ$; 3, 6 — $\alpha = 12^\circ$

противонапряжения (см. рис. 4 и 5). Для критерия Δ линии 2 и 5 при $\alpha = 5^\circ$ и линии 3 и 6 при $\alpha = 12^\circ$ параллельны оси абсцисс, т.е. отсутствует зависимость критерия Δ от коэффициента упрочнения k (см. рис. 4, ж, з и рис. 5, ж, з). При $\alpha_{\text{опт}}$ линии 1 и 4 для критерия Δ несущественно снизились при увеличении коэффициента упрочнения k .

Напряжение волочения σ_z и показатель напряженного состояния k_σ меньше, а коэффициент запаса прочности γ и абсолютный запас прочности Za больше при оптимальном значении угла волочения $\alpha_{\text{опт}}$ (линии 1 и 4). При коэффициентах трения 0,05 и вытяжки 1,25 наименьшее расстояние между линиями 1 и 2 при действии противонапряжения (см. рис. 4, б, г, е, з, к). Это обусловлено близкими значениями угла волочения $\alpha_{\text{опт}}$ и $\alpha = 5^\circ$ при этих параметрах деформации (f, μ, σ_q). На рис. 2, б расположение кривой 3 при коэффициенте трения 0,05 подтверждает отмеченное, учитывая

$$Za = \sigma_{\text{TK}} - \sigma_z, \quad (26)$$

где σ — среднее нормальное напряжение;
 T — интенсивность касательных напряжений.

При $k_\sigma = 0,58$ коэффициент запаса прочности $\gamma = 1$, а абсолютный запас прочности $Za = 0$.

Увеличение коэффициента упрочнения повышает напряжение волочения σ_z , коэффициент запаса прочности γ , абсолютный запас прочности Za и уменьшает показатель напряженного состояния k_σ при разных значениях коэффициентов вытяжки и трения, угла волочения и напряжения

малую зависимость угла волочения $\alpha_{\text{опт}}$ от коэффициента упрочнения k . Линии 1 и 3 при коэффициентах трения 0,15 и вытяжки 1,25 и отсутствии противонапряжения (рис. 5, а, в, д, ж, и) слились или находятся на малом расстоянии друг от друга.

Из сравнения расположения соответствующих зависимостей на рис. 4 и 5 следует увеличение напряжения волочения, показателя напряженного состояния и уменьшение коэффициента запаса прочности и абсолютного запаса прочности при повышении коэффициента трения от 0,05 до 0,15. При $\alpha = 5$ и 12° критерий Δ не зависит от коэффициента трения и напряжения противонапряжения, поэтому линии 2 и 5, 3 и 6 имеют одинаковое расположение на рис. 4, ж, з и рис. 5, ж, з. При увеличении коэффициента вытяжки от 1,25 до 1,50 и изменении коэффициента трения от 0,15 до 0,05 уменьшился критерий Δ при оптимальном значении угла волочения $\alpha_{\text{опт}}$.

На рис. 6 приведены зависимости от коэффициента упрочнения k для предельных и допустимых значений коэффициента вытяжки μ и критерия Δ при коэффициентах трения 0,05 и 0,15, напряжениях противонапряжения $\sigma_q = 0$ и 85 МПа и $\alpha = 5, 12$ и 16° . Допустимые значения определены при коэффициенте запаса прочности 1,4. Значения коэффициента упрочнения k варьировались в интервале 0,001...1,1.

Линии 1–3 при коэффициенте $f = 0,05$ показывают более высокие предельные значения коэффициента вытяжки, чем линии 4–6 при коэффициенте $f = 0,15$ (см. рис. 6, а, в). Предельные значения критерия Δ меньше при коэффициенте трения 0,05. Точки пересечения линий на рис. 6, а–г с осью ординат определяют предельные значения коэффициента вытяжки μ и критерия Δ при отсутствии деформационного упрочнения ($k = 0$). От действия противонапряжения значительно уменьшилось предельное значение коэффициента вытяжки и увеличилось предельное значение критерия Δ , особенно при коэффициенте $f = 0,05$ (линии 1–3). Линии 2 и 3 для коэффициента вытяжки на рис. 6, а, в расположены близко в отличие от линий 2 и 3 для критерия Δ на рис. 6, б, г.

Линии 1–3 при коэффициенте $f = 0,05$ показывают более высокие предельные значения коэффициента вытяжки, чем линии 4–6 при коэффициенте $f = 0,15$ (см. рис. 6, а, в). Предельные значения критерия Δ меньше при коэффициенте трения 0,05. Точки пересечения линий на рис. 6, а–г с осью ординат определяют предельные значения коэффициента вытяжки μ и критерия Δ при отсутствии деформационного упрочнения ($k = 0$). От действия противонапряжения значительно уменьшилось предельное значение коэффициента вытяжки и увеличилось предельное значение критерия Δ , особенно при коэффициенте $f = 0,05$ (линии 1–3). Линии 2 и 3 для коэффициента вытяжки на рис. 6, а, в расположены близко в отличие от линий 2 и 3 для критерия Δ на рис. 6, б, г.

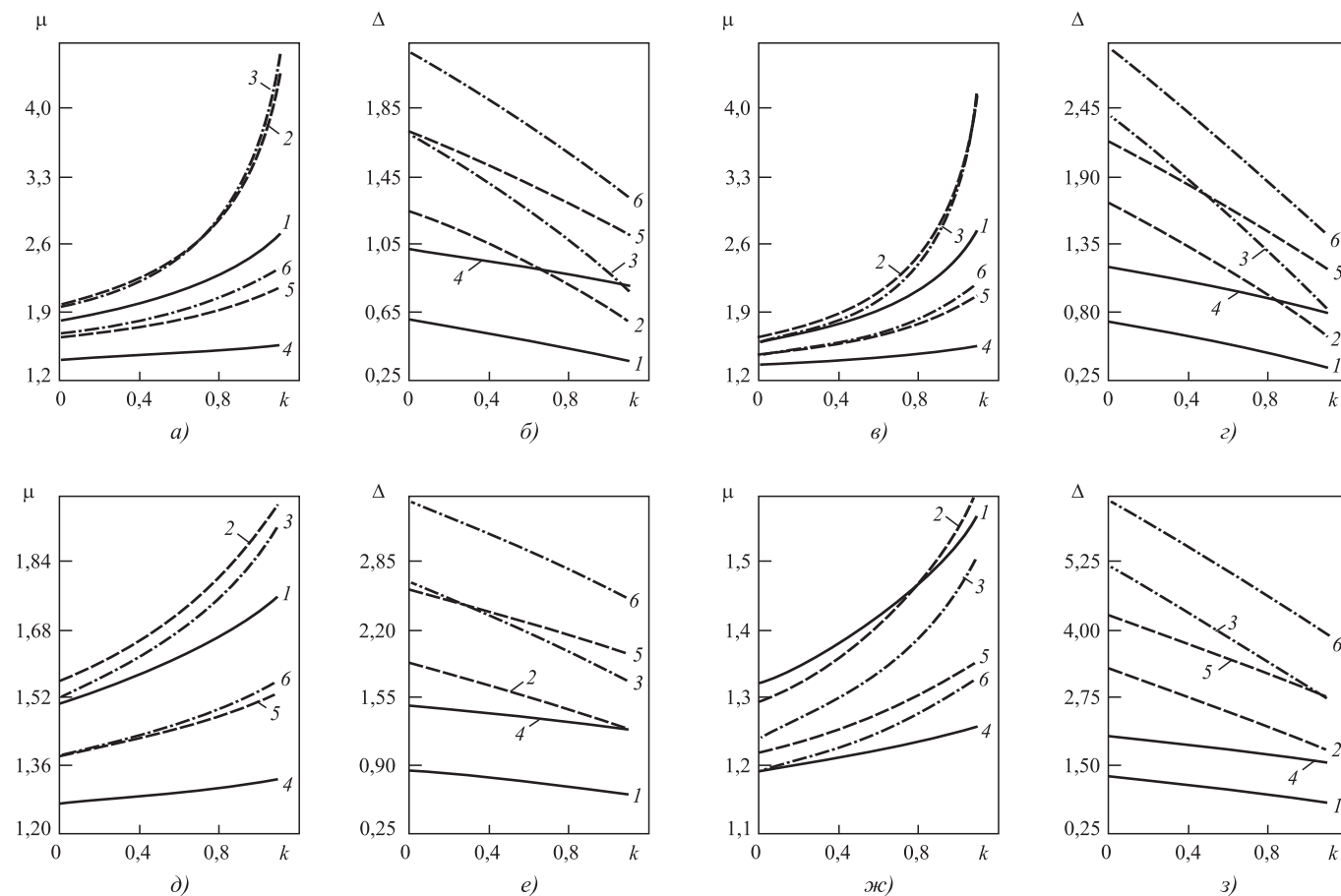


Рис. 6. Предельные (а–г) и допустимые (д–з) значения коэффициента вытяжки μ и критерия Δ в зависимости от коэффициента упрочнения k :

а, б, д, е – $\sigma_q = 0$; в, г, ж, з – $\sigma_q = 85$ МПа; а–г – $\gamma = 1,0$; д–з – $\gamma = 1,4$; 1–3 – $f = 0,05$; 4–6 – $f = 0,15$; 1, 4 – $\alpha = 5^\circ$; 2, 5 – $\alpha = 12^\circ$; 3, 6 – $\alpha = 16^\circ$

При коэффициенте упрочнения $k = 0$ расстояние между линиями для критерия Δ больше, чем в конце интервала его варьирования при $k = 1,1$.

Допустимые значения коэффициента вытяжки μ и критерия Δ при отсутствии деформационного упрочнения фиксируют точки пересечения соответствующих линий с осью ординат рис. 6, *д*—*з*. Из сравнения расположения линий на рис. 6, *а* и *д* при отсутствии противонапряжения и на рис. 6, *в* и *ж* при действии противонапряжения следует, что допустимые значения коэффициента вытяжки больше предельных значений коэффициента вытяжки μ .

При фиксированных значениях коэффициента трения 0,05 и 0,15 предельные и допустимые значения критерия Δ больше при $\alpha = 16^\circ$ (соответственно линии 3 и 6) и меньше при $\alpha = 5^\circ$ (линии 1 и 4). При коэффициентах вытяжки 1,25 и 1,50, коэффициентах трения 0,05 и 0,15 критерий Δ увеличился при росте угла α от 5° до 12° при отсутствии и действии противонапряжения (см. рис. 4, *ж*, *з* и рис. 5, *ж*, *з*). Предельные и допустимые значения критерия Δ увеличились от приложения противонапряжения при коэффициентах трения 0,05 и 0,15 и трех фиксированных значениях угла α (см. рис. 6). Однако значение критерия Δ одинаково при действии и при отсутствии противонапряжения и фиксированных значениях угла α , коэффициентов трения и вытяжки (см. рис. 4, *ж*, *з* и рис. 5, *ж*, *з*). Предельные и допустимые значения критерия Δ увеличились с ростом коэффициента трения от 0,05 до 0,15 (см. рис. 6). Значение критерия Δ не изменилось при увеличении коэффициента трения 0,05 до 0,15 при постоянных значениях угла волочения $\alpha = 5^\circ$ и 12° (см. рис. 4, *ж*, *з* и рис. 5, *ж*, *з*).

Предельные значения критерия коэффициента вытяжки значительно больше допустимых значений коэффициента вытяжки, что следует из сравнения соответствующих зависимостей на рис. 6, *а* и *д* при отсутствии противонапряжения, на рис. 6, *в* и *ж* при напряжении противонапряжения 85 МПа. Для критерия Δ предельные значения, наоборот, меньше допустимых значений критерия. Например, при отсутствии противонапряжения и разных значениях угла волочения α и коэффициента трения предельные значения критерия во всем интервале изменения коэффициента упрочнения больше 0,25 и меньше 2,25 (см. рис. 6, *б*). При отмеченных параметрах деформации допустимые значения критерия больше 0,25 и меньше 3,50 (см. рис. 6, *е*).

В работе [11] рекомендуется значение критерия $\Delta < 3$ для уменьшения вероятности образования в центральных слоях проволоки (прутка)

пор и разрывов. Также отмечено [11], что значение 1,5 критерия Δ характерно при промышленном производстве проволоки. При этом не указываются степень деформации в проходе волочения, материал проволоки, запас прочности и температура волочения. Предельное значение критерия Δ при отсутствии (см. рис. 6, *б*) и наличии (см. рис. 6, *е*) противонапряжения меньше 3. При значении критерия 1,5 возможны предельные условия волочения, когда напряжение волочения равно пределу текучести материала проволоки на выходе волокна (см. рис. 6, *б*, *е*). Таким образом, при малых значениях критерия $\Delta < 1,5$ возможно разрушение материала проволоки, и процесс волочения не может реализоваться.

Степень изменения предельных и допустимых значений коэффициента вытяжки μ и критерия Δ в зависимости от увеличения коэффициента трения от 0,05 до 0,15 оценивали по формулам:

$$\delta = \frac{100(\mu(f = 0,05) - \mu(f = 0,15))}{\mu(f = 0,05)}; \quad (27)$$

$$\delta = \frac{100(\Delta(f = 0,15) - \Delta(f = 0,05))}{\Delta(f = 0,05)}. \quad (28)$$

Зависимости показателя δ от коэффициента упрочнения приведены на рис. 7 при отсутствии и действии противонапряжения, значениях угла волочения 5° , 12° и 16° . Уменьшение коэффициента вытяжки и увеличение критерия Δ при росте коэффициента трения от 0,05 до 0,15 являются причиной положительных значений показателя δ для изменения коэффициента μ (27) и критерия Δ (28). Линии 1—3 для показателя δ (27) находятся значительно ниже соответствующих линий 4—6 (28).

Степень изменения предельных и допустимых значений коэффициента вытяжки μ и критерия Δ от роста коэффициента трения от 0,05 до 0,15 усилилась при увеличении коэффициента упрочнения k . При меньшем значении угла $\alpha = 5^\circ$ больше значение показателя δ (линии 1 и 4). От действия противонапряжения заметно уменьшился показатель δ (27) и δ (28) при малых значениях коэффициента упрочнения k .

Оценку степени изменения предельных и допустимых значений коэффициента вытяжки μ и критерия Δ от увеличения напряжения противонапряжения σ_q от 0 до 85 МПа выполняли по формулам:

$$\delta = \frac{100(\mu(\sigma_q = 0) - \mu(\sigma_q = 85))}{\mu(\sigma_q = 0)}; \quad (29)$$

$$\delta = \frac{100(\Delta(\sigma_q = 85) - \Delta(\sigma_q = 0))}{\Delta(\sigma_q = 0)}. \quad (30)$$

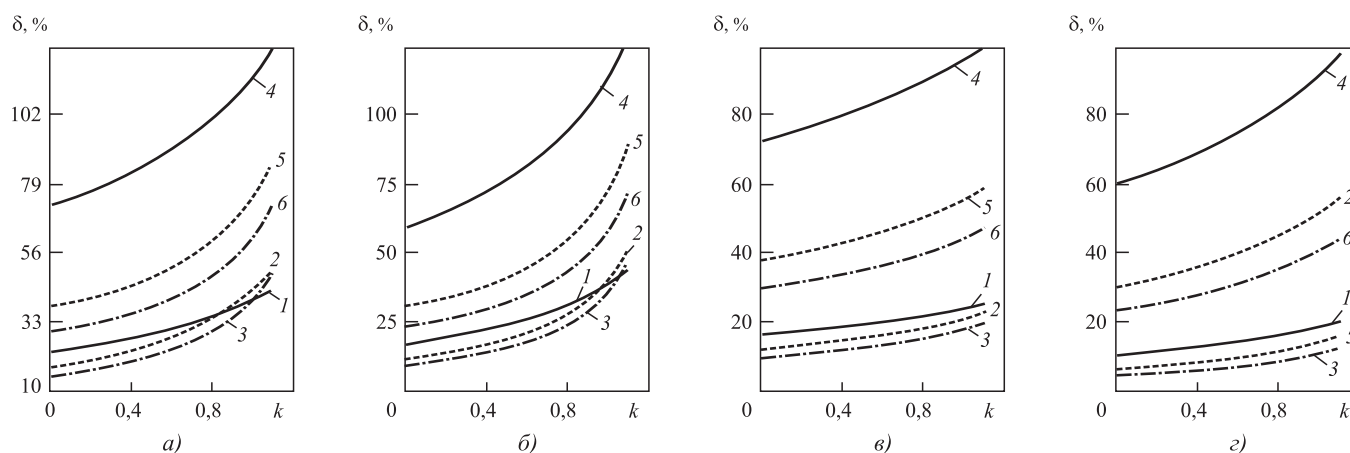


Рис. 7. Оценка степени изменения предельных (а, б) и допустимых (в, з) значений коэффициента вытяжки μ (линии 1–3) и критерия Δ (линии 4–6) в зависимости от коэффициента упрочнения k (27) и (28) при увеличении коэффициента трения от 0,05 до 0,15:

а, б – $\gamma = 1,0$; в, з – $\gamma = 1,4$; а, в – $\sigma_q = 0$; б, з – $\sigma_q = 85$ МПа; 1, 4 – $\alpha = 5^\circ$; 2, 5 – $\alpha = 12^\circ$; 3, 6 – $\alpha = 16^\circ$

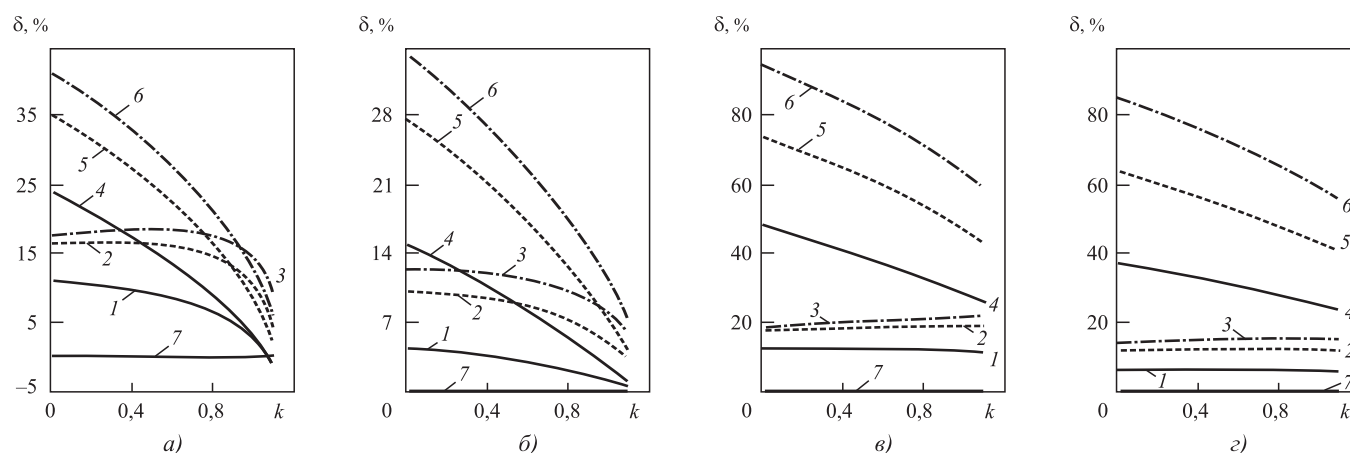


Рис. 8. Оценка степени изменения предельных и допустимых значений коэффициента вытяжки μ (кривые 1–3) и критерия Δ (кривые 4–6) при увеличении напряжения противонапряжения от 0 до 85 МПа в зависимости от коэффициента упрочнения k :

а, б – $\gamma = 1,0$; в, з – $\gamma = 1,4$; а, в – $f = 0,05$; б, з – $f = 0,15$; 1, 4 – $\alpha = 5^\circ$; 2, 5 – $\alpha = 12^\circ$; 3, 6 – $\alpha = 16^\circ$; 7 – $\delta = 0$

При расчете показателя δ учитывали уменьшение предельных и допустимых значений для коэффициента вытяжки μ и увеличение этих значений для критерия Δ от действия противонапряжения. Это обеспечило получение на графиках рис. 8 положительных значений показателя δ при расчете по формулам (29) и (30). Приняты те же значения для угла волочения α , коэффициентов трения f и запаса прочности γ , при которых построены зависимости на рис. 7.

Линии 1–3, характеризующие степень изменения коэффициента вытяжки μ при повышении напряжения противонапряжения от 0 до 85 МПа, находятся ниже соответствующих линий 4–6 для критерия Δ . Увеличение коэффициента запаса прочности γ от 1,0 (см. рис. 8, а, б) до 1,4 (см. рис. 8, в, з) вызвало заметный рост показателя δ

по формулам (29) и (30) на всем интервале изменения коэффициента упрочнения.

Линии 2 и 3 для изменения коэффициента вытяжки (29) соответственно при $\alpha = 12$ и 16° и коэффициенте трения 0,05 (см. рис. 8, а) повышаются до определенных значений при росте коэффициента упрочнения, а затем снижаются. Показатель δ (29) при $\alpha = 5^\circ$ (линия 1) только уменьшается с увеличением коэффициента упрочнения. При коэффициентах трения 0,05 и запаса прочности 1 (а) линии 1 и 4 пересекают прямую 7 при показателе $\delta = 0$. Абсциссы точек пересечения кривых 1 и 4 с прямой линией 7 определяют значение коэффициента k , при котором нет изменения коэффициента вытяжки и критерия от приложения противонапряжения. Необходимо отметить значительный коэффициент

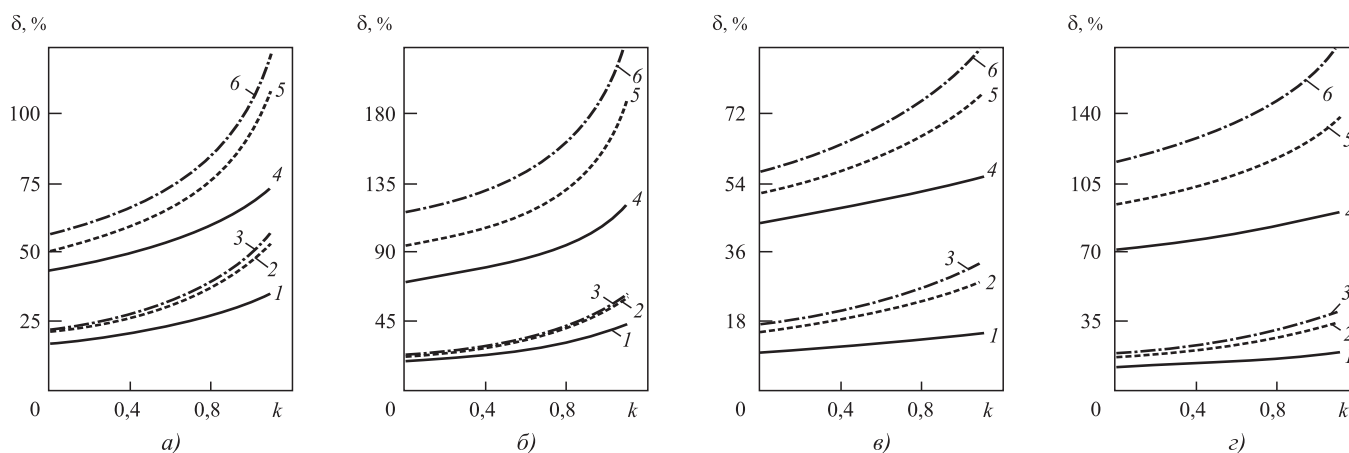


Рис. 9. Оценка степени изменения предельных и допустимых значений коэффициента вытяжки μ (кривые 1–3) и критерия Δ (кривые 4–6) при увеличении коэффициента запаса прочности γ от 1,0 до 1,4 в зависимости от коэффициента упрочнения k :

$a, б - f = 0,05$; $в, г - f = 0,15$; $a, в - \sigma_q = 0$; $б, г - \sigma_q = 85$ МПа; 1, 4 – $\alpha = 5^\circ$; 2, 5 – $\alpha = 12^\circ$; 3, 6 – $\alpha = 16^\circ$

упрочнения, при котором пересекаются кривые 1 и 4 с прямой 7, и отсутствие пересечения указанных линий при других значениях коэффициентов трения и запаса прочности (см. рис. 8, б–г). При значениях угла $\alpha = 12$ и 16° кривые зависимостей для показателя δ не пересекаются с прямой линией 7. От увеличения напряжения противонапряжения σ_q показатель δ (30) для критерия Δ с ростом коэффициента упрочнения k только уменьшился при принятых значениях угла α , коэффициентов трения и запаса прочности.

Степень уменьшения предельных и допустимых значений коэффициента вытяжки μ и повышения критерия Δ при увеличении коэффициента запаса прочности γ от 1,0 до 1,4 оценивали по формулам:

$$\delta = \frac{100(\mu(\gamma = 1,0) - \mu(\gamma = 1,4))}{\mu(\gamma = 1,0)}; \quad (31)$$

$$\delta = \frac{100(\Delta(\gamma = 1,4) - \Delta(\gamma = 1,0))}{\Delta(\gamma = 1,0)}. \quad (32)$$

На рис. 9 приведены зависимости показателя δ от коэффициента упрочнения k для коэффициента вытяжки μ (линии 1–3) и для критерия Δ (линии 4–6). Показатель δ для коэффициента вытяжки (31) и критерия (32) увеличивается при росте коэффициента упрочнения k независимо от значений коэффициента трения, угла волочения и напряжения противонапряжения.

Значения показателя δ меньше при коэффициенте трения 0,15 и отсутствии противонапряжения (см. рис. 9, в) для коэффициента вытяжки (линии 1–3). При $\alpha = 5^\circ$ показатель δ (31) для коэф-

фициента вытяжки и показатель δ (32) для критерия Δ меньше (линии соответственно 1 и 4).

Влияние коэффициента упрочнения k на показатель δ оценивали по формулам:

$$\delta = \frac{100(\mu(k) - \mu(k = 0))}{\mu(k = 0)}; \quad (33)$$

$$\delta = \frac{100(\Delta(k = 0) - \Delta(k))}{\Delta(k = 0)}. \quad (34)$$

Положительные значения показателя δ обусловлены увеличением предельных и допустимых значений коэффициента вытяжки и уменьшением этих значений для критерия Δ при росте коэффициента упрочнения (рис. 10). Линии 1–3 при коэффициенте трения 0,05 выше соответствующих линий 4–6 при коэффициенте трения 0,15 (см. рис. 10). При $\alpha = 5^\circ$ (кривые 1 и 4) показатель δ меньше, чем при $\alpha = 12^\circ$ (кривые 2 и 5) и $\alpha = 16^\circ$ (кривые 3 и 6).

Значения показателя δ (33) для коэффициента вытяжки μ (а, в, д, ж) меньше значений для критерия Δ (б, г, е, з) почти в 2 раза. Линии 1 и б для критерия Δ почти полностью совпали на рис. 10. Но эти линии для коэффициента вытяжки μ заметно удалены друг от друга. Причиной этого является разная зависимость предельных и допустимых значений коэффициента вытяжки и критерия от параметров деформации. Из сравнения расположения соответствующих линий на рис. 10, а, б и д, е при отсутствии противонапряжения и на рис. 10, в, г и ж, з при наличии противонапряжения следует уменьшение δ (33) и δ (34) при увеличении коэффициента запаса прочности γ от 1,0 до 1,4.

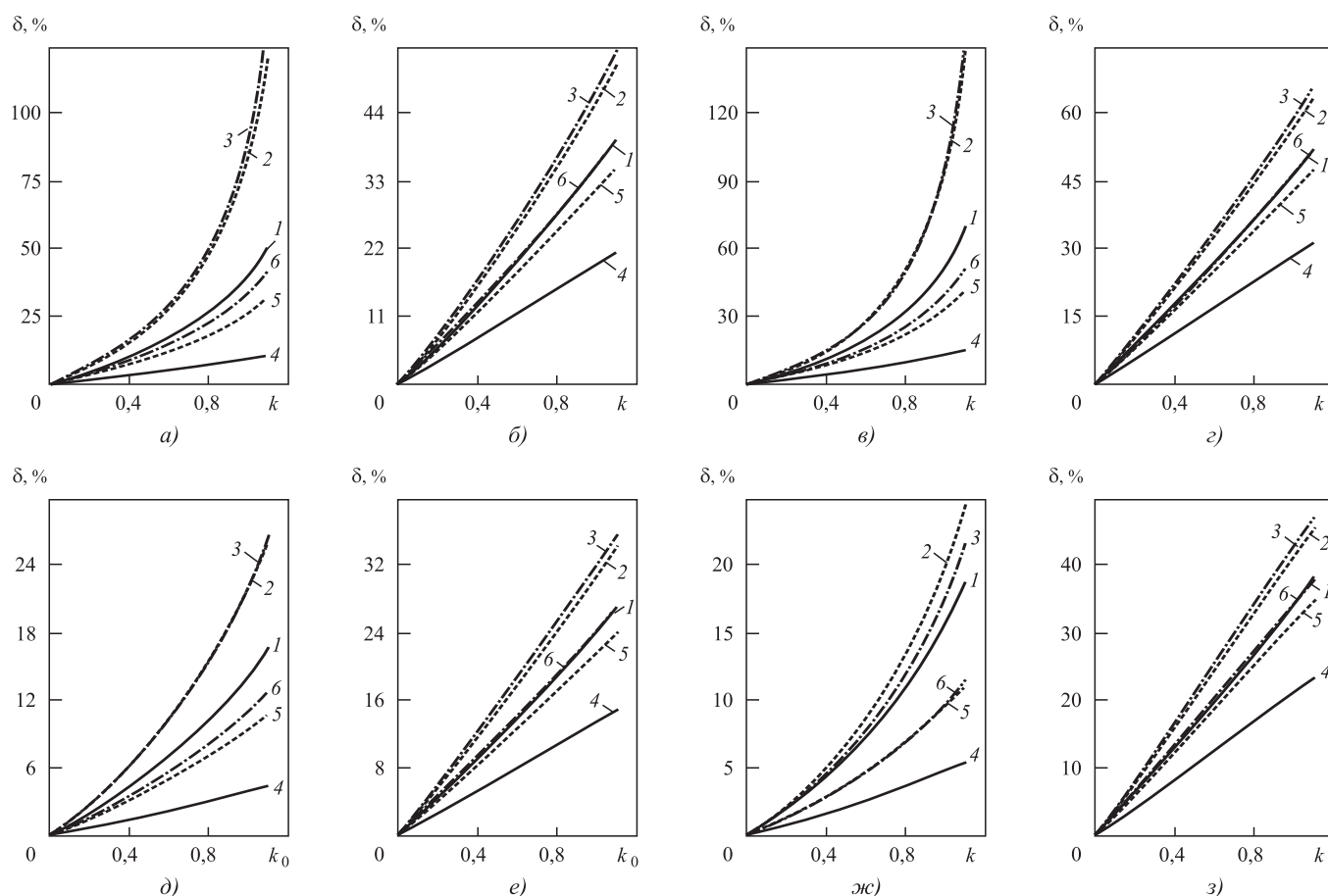


Рис. 10. Оценка степени изменения предельных и допустимых значений коэффициента вытяжки μ (а, в, д, ж) и критерия Δ (б, г, е, з) при увеличении коэффициента упрочнения от 0 до k :
 а–г — $\gamma = 1,0$; д–з — $\gamma = 1,4$; а, б, д, е — $\sigma_q = 0$; в, г, ж, з — $\sigma_q = 85$ МПа; 1–3 — $f = 0,05$; 4–6 — $f = 0,15$;
 1, 4 — $\alpha = 5^\circ$; 2, 5 — $\alpha = 12^\circ$; 3, 6 — $\alpha = 16^\circ$

Заключение

Предложены формулы для расчета предельных $\Delta_{пр}$ и допустимых $\Delta_{д}$ значений критерия. Впервые показан характер зависимостей предельных и допустимых значений критерия Δ от коэффициентов трения f , упрочнения k и запаса прочности γ и напряжения противонапряжения. Предельные и допустимые значения критерия Δ увеличиваются с ростом коэффициентов трения и запаса прочности, напряжения противонапряжения и уменьшаются при повышении коэффициента упрочнения. Показано, что при малых значениях критерия $\Delta < 1,5$ возможно разрушение материала проволоки, и процесс волочения не может реализоваться.

Показаны зависимости от коэффициента упрочнения k относительного изменения δ предельных и допустимых значений коэффициента вытяжки μ и критерия Δ при увеличении коэффициента трения от 0,05 до 0,15 (см. рис. 7), напряжения противонапряжения от 0 до 85 МПа (см. рис. 8), коэффициента

запаса прочности γ от 1,0 до 1,4 (см. рис. 9), коэффициента упрочнения от 0 до k (см. рис. 10). Значения показателя δ для коэффициента вытяжки μ и критерия Δ изменяются в разных направлениях. Например, при росте коэффициентов трения и запаса прочности γ , напряжения противонапряжения показатель δ для коэффициента вытяжки уменьшается, а для критерия Δ этот показатель увеличивается. Показатель δ с ростом коэффициента упрочнения увеличивается для коэффициента вытяжки и уменьшается для критерия Δ .

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Губкин С.И. Пластическая деформация металлов. Т. 3. М.: Металлургиздат, 1960. 306 с.
2. Перлин И.Л., Ерманок М.З. Теория волочения. М.: Металлургия, 1971. 447 с.
3. Тарнавский А.Л. Эффективность волочения с противонапряжением. М.: Металлургиздат, 1959. 152 с.

4. **Гурьянов Г.Н.** Расчет единичной предельной вытяжки при холодном волочении круглого сплошного профиля // *Сталь*. 2009. № 9. С. 78–80.
5. **Гурьянов Г.Н.** Расчет допустимого коэффициента вытяжки проволоки при заданном запасе прочности // *Заводская лаборатория. Диагностика материалов*. 2011. Т. 77. № 10. С. 61–62.
6. **Гурьянов Г.Н., Зуев Б.М.** Зависимость допустимой степени деформации проволоки от трения, запаса прочности и деформационного упрочнения // *Сталь*. 2013. № 4. С. 49–54.
7. **Гурьянов Г.Н., Смирнов С.В.** Предельные и допустимые значения коэффициента вытяжки при разных параметрах деформации и моделях упрочнения материала проволоки // *Производство проката*. 2018. № 4. С. 18–26.
8. **Бэкофен В.** Процессы деформации: пер. с англ. В.С. Берковского, Ф.И. Рузанова. М.: *Металлургия*, 1977. 288 с.
9. **Wright R.N.** *Wire Technology Process Engineering and Metallurgy*. 2011. 320 p.
10. **Hosford W.F., Caddell R.M.** *Metal Forming. Mechanics and Metallurgy*. Cambridge University Press, 2007. 312 p.
11. **Wright R.N.** *Workability in Extrusion and Wire Drawing, in Workability Testing Techniques / ed. G.E. Dieter*. ASM International, Materials Park, Ohio, 1984. 255 p.
12. **Гурьянов Г.Н.** Осевое напряжение, запас прочности, показатель напряженного состояния и критерии формы очага деформации в зависимости от угла волочения проволоки // *Технология металлов*. 2019. № 10. С. 8–21.
13. **Гурьянов Г.Н., Смирнов С.В.** Сравнительная оценка показателей деформации при расчете с применением действительного угла волочения и приведенного угла И.Л. Перлина при разных моделях упрочнения материала проволоки // *Производство проката*. 2018. № 11. С. 10–24.
14. **Гурьянов Г.Н.** Оптимальные углы рабочего конуса волюки в зависимости от основных параметров деформации проволоки // *Изв. вуз. Черная металлургия*. 2009. № 9. С. 42–45.
15. **Гурьянов Г.Н.** Величина угла волочения и показатели деформации при минимальной силе волочения проволоки из различных материалов // *Технология металлов*. 2019. № 6. С. 2–14.
16. **Гурьянов Г.Н.** Расчет допустимого коэффициента вытяжки проволоки при заданном запасе прочности // *Заводская лаборатория. Диагностика материалов*. 2011. Т. 77. № 10. С. 61–62.
17. **Колмогоров В.Л.** *Механика обработки металлов давлением*. Изд. 2-е, перераб. и доп. Екатеринбург: Изд-во УГТУ–УПИ, 2001. 836 с.

УДК 621.923.9

DOI: 10.36652/1813-1336-2021-17-1-22-26

М.А. Тамаркин, д-р техн. наук, **Э.Э. Тищенко**, канд. техн. наук, **А.А. Мордовцев**, **А.Г. Коханюк**
(Донской государственный технический университет, Ростов-на-Дону)
E-mail: mordovtsev_aa@mail.ru

Исследование вибрационной обработки наружных и внутренних поверхностей деталей при их подготовке под нанесение покрытия

Исследовано формирование параметров качества наружных и внутренних поверхностей деталей, подвергнутых вибрационной обработке в среде абразивных гранул. Получены зависимости для определения шероховатости поверхности, времени обработки. Определены особенности обработки наружных и внутренних поверхностей и различия между ними. Выявлено, что установленная шероховатость внутренней поверхности выше, чем наружной, а масса образца практически не влияет на установленную шероховатость. Даны технологические рекомендации по проектированию технологических процессов вибрационной обработки, обеспечивающих готовность детали к дальнейшему нанесению покрытия.

Ключевые слова: вибрационная обработка, шероховатость поверхности, время обработки.

The formation of quality parameters of the external and internal parts surfaces processed to vibration treatment in the abrasive granules is studied. Dependencies for determining of the surface roughness and processing time are obtained. The processing features of the external and internal surfaces and the differences between them are determined. It is revealed that the established roughness of the internal surface is higher than the external, and the sample mass practically does not affect on the established roughness. Technological recommendations are given for vibration technological processing design that ensure the part preparing for further coating.

Keywords: vibration treatment, surface roughness, processing time.

Формирование качественного поверхностного слоя детали, обеспечивающего надежность и долговечность в процессе ее эксплуатации в маши-

не, происходит, как правило, на этапе финишных операций. В современном машиностроительном производстве на значительное количество дета-

лей наносятся покрытия, позволяющие придавать поверхности детали новые свойства. Разработаны и используются десятки технологий нанесения покрытий из различных материалов. Способность покрытия повышать эксплуатационные свойства детали и сохранять их в период всего срока службы во многом зависит от правильной подготовки ее поверхности. Методы обработки в гранулированных рабочих средах, широко применяемые на предприятиях машиностроительного профиля, успешно решают такую задачу. При обработке в абразивных гранулированных средах, находящихся в свободном состоянии, зерна в полной мере используют свои режущие способности, так как происходит равномерное распределение их режущих кромок относительно обрабатываемых поверхностей, а также переориентация и перемещение в процессе обработки.

Особенность процесса обработки в гранулированных абразивных средах — одновременная обработка большого количества деталей без закрепления, возможность обработки деталей различных размеров (от нескольких миллиметров до нескольких метров), а также деталей малой жесткости. При этом температурный режим процесса низкий, так как скорости резания меньше, чем при других методах обработки, а стоимость оборудования невелика [1, 2, 4, 5].

Вибрационная обработка в среде абразивных гранул, которая является одним из самых популярных и часто используемых методов обработки в гранулированных абразивных средах, обладает широкими технологическими возможностями и представляет собой механический или химико-механический процесс съема мельчайших частиц металла и его оксидов с обрабатываемой поверхности детали за счет колебаний рабочей камеры с загруженной в нее абразивной средой. Обработка совершается с непрерывной подачей технологической жидкости, обеспечивая промывку деталей и рабочей среды от продуктов износа. Это позволяет получать высокое качество обработанной поверхности без прижогов, микротрещин и нежелательных структурных изменений, что особенно важно при дальнейшем нанесении на поверхность детали покрытия. Для получения качественного покрытия шероховатость поверхности детали должна быть анизотропной и иметь специфический микрорельеф, глубина впадин которого позволяет осуществлять хорошее сцепление покрытия с поверхностью детали.

При исследовании основных технологических параметров вибрационной обработки в гранулированных абразивных средах одним из важнейших

является вопрос теоретического моделирования процесса единичного взаимодействия абразивных частиц с поверхностью обрабатываемой детали. Установлено, что режущий инструмент формируется непосредственно в процессе обработки как среда с особыми свойствами и определенными внутренними связями. При многократном взаимодействии частиц среды с поверхностью детали часть соударений приводит к микрорезанию. В результате воздействия гранул образуются абразивные царапины с поперечной шероховатостью, копирующей эффективный режущий профиль. Образование микрорельефа поверхности в процессе обработки происходит путем многократного наложения и пересечения абразивных царапин, оставляемых абразивными телами. Очевидно, что в первую очередь абразивный инструмент будет контактировать с выступами исходной шероховатости, при этом будет происходить постепенное скругление выступов. В процессе обработки высотные параметры профиля исходной шероховатости будут уменьшаться, а шаговые параметры будут изменяться незначительно до достижения шероховатости, параметры которой не изменяются, а воспроизводятся с течением времени. Такая шероховатость получила название установившейся [1, 2].

Несмотря на многочисленные исследования вибрационной обработки в среде свободного абразива, вопросам различий в формировании качества поверхностей, находящихся внутри и на наружной поверхности детали, не уделялось должного внимания. При этом исследователи отмечают, что такие различия имеются.

Для описания механизма формирования свойств поверхностного слоя при вибрационной абразивной обработке применим общий подход, заключающийся в определении количественных параметров единичного взаимодействия абразивных гранул с поверхностью детали и их оценке с использованием вероятностных методов, позволяющих рассчитать количество взаимодействий в единицу времени на единице площади детали. В соответствии с этим найдем максимальную глубину внедрения частицы среды при обработке [1, 2]:

$$h_{\max} = 2v_{\text{эф}} R \sin \beta \sqrt{\frac{\rho_{\text{ч}}}{3K_R c \sigma_s}}, \quad (1)$$

где $v_{\text{эф}}$ — эффективная скорость движения частицы;

R — радиус частицы;

$\rho_{\text{ч}}$ — плотность материала частицы;

β — угол соударения частицы среды с поверхностью детали;

σ_s — предел текучести материала детали;

c — коэффициент, оценивающий несущую способность контактной поверхности;

K_R — коэффициент, учитывающий влияние зернистости абразивной частицы на фактическую площадь контакта, который определяется по зависимости:

$$K_R = \sqrt[3]{\frac{48\rho_{\text{ч}}}{c\sigma_s} \left(\frac{K_p v_{\text{эф}} \sin \beta \chi Y(\alpha)(1 - \varepsilon_3) \bar{x}}{\alpha^2 (\bar{x}^2 + 3\sigma^2)} \right)^2}, \quad (2)$$

где χ — доля, занимаемая абразивными частицами в единице объема частицы;

K_p — коэффициент, определяющий число абразивных зерен, вступивших в контакт с поверхностью детали при внедрении частицы;

α — коэффициент формы зерна;

$Y(\alpha)$ — функция, зависящая от α ;

ε_3 — коэффициент, учитывающий заделку зерен в связке;

σ — среднеквадратичное отклонение размера зерен;

\bar{x} — средний размер абразивных зерен, который зависит от зернистости и определяется по формуле:

$$\bar{x} = 10,6N_3, \quad (3)$$

где N_3 — зернистость по ГОСТ 3647—80.

След единичного взаимодействия представляет собой эллипсоид с полуосями:

$$\begin{aligned} b &= \sqrt{R^2 - (R - h_{\text{max}})^2}; \\ a &= \frac{\pi}{2}(\text{ctg}\beta - f)h_{\text{max}} + b, \end{aligned} \quad (4)$$

где f — коэффициент пропорциональности.

Образование микрорельефа в процессе обработки происходит путем многократного наложения и пересечения единичных следов. В результате на поверхности детали образуется новый специфический микрорельеф, который характеризуется однородностью свойств по всем направлениям. Для расчета параметров профиля шероховатости обработанной поверхности использована методика, предложенная профессором А.В. Королевым [3] для описания теоретико-вероятностного процесса формирования профиля шероховатости поверхности детали при абразивной обработке. Среднее арифметическое отклонение профиля шероховатости обработанной поверхности при обработке в гранулированных абразивных средах можно определить по формуле:

$$Ra_{\text{уст}} = K \sqrt{\frac{h_{\text{max}} l_{\text{ед}}}{z_0}}, \quad (5)$$

где K — эмпирический коэффициент (для вибрационной абразивной обработки $K = 0,09$);

$l_{\text{ед}}$ — единичная длина;

z_0 — номинальное число вершин зерен над единицей поверхности связки.

Снижение высотных параметров исходной шероховатости при обработке в гранулированных абразивных средах имеет сложный характер. Как отмечают многие исследователи [1—5], изменение шероховатости поверхности носит экспоненциальный характер. Скорость образования нового рельефа снижается от максимального значения в начальный период, до значений, мало отличающихся от нуля к моменту образования установившейся шероховатости, что свидетельствует о формировании непрерывно воспроизводимого рельефа поверхности. Каждой комбинации технологических параметров соответствует такая удельная плотность взаимодействий и такой уровень энергии частиц среды, которые однозначно определяют как продолжительность периода достижения установившейся шероховатости, так и высотные параметры установившегося микрорельефа, причем последние зависят от исходной шероховатости. Это обстоятельство важно для правильной аппроксимации зависимости $Ra(t)$. Вышеуказанным условиям удовлетворяет выражение:

$$Ra(t) = (Ra_{\text{исх}} - Ra_{\text{уст}})e^{-k_{\text{и}}t} + Ra_{\text{уст}}, \quad (6)$$

где $Ra_{\text{исх}}$ — среднее арифметическое отклонение профиля исходной шероховатости;

$k_{\text{и}}$ — коэффициент интенсивности уменьшения шероховатости;

t — время обработки.

Если определить значение $k_{\text{и}}$ и $Ra_{\text{уст}}$ для конкретных условий обработки, то подставив в (5) вместо Ra заданное значение этого параметра $Ra_{\text{зад}}$, при условии $Ra_{\text{зад}} > Ra_{\text{уст}}$, получим требуемую продолжительность обработки для изменения параметра шероховатости от $Ra_{\text{исх}}$ до $Ra_{\text{зад}}$.

Время достижения заданного значения среднего арифметического отклонения профиля шероховатости обрабатываемой поверхности Ra можно определить следующим образом:

$$t = -\frac{1}{k_{\text{и}}} \ln \frac{Ra_{\text{зад}} - Ra_{\text{уст}}}{Ra_{\text{исх}} - Ra_{\text{уст}}}. \quad (7)$$

Коэффициент $k_{\text{и}}$, входящий в зависимости (5) и (6), не представляется возможным получить теоретически, однако есть возможность его экспериментального определения. Для вибрационной абразивной обработки получены банки данных таких коэффициентов. Это позволяет сравнивать различные варианты сочетаний технологических

параметров и режимов для достижения соответствующих значений $k_{\text{и}}$ при обработке деталей из различных материалов, снижать время обработки и оптимизировать технологический процесс.

Представленные теоретические зависимости прошли комплексную экспериментальную проверку при вибрационной обработке деталей в различных абразивных средах (призмы, скошенные цилиндры, фарфоровые шары и др.). Исследовали образцы различной формы и размеров, имеющие наружные и внутренние поверхности, которые подвергали обработке. При изготовлении образцов использовали материалы, применяемые в различных отраслях машиностроения, для деталей, которым необходимо дальнейшее нанесение на поверхность покрытия: стали, алюминиевые и другие цветные сплавы.

На рис. 1, 2 представлены зависимости параметра шероховатости поверхности от времени обработки для различных материалов и абразивных сред. Параметр шероховатости измеряли на наружных и внутренних поверхностях обрабатываемых деталей (1 — внутренняя поверхность, 2 — наружная поверхность).

По результатам проведенных исследований установлено, что параметр шероховатости внут-

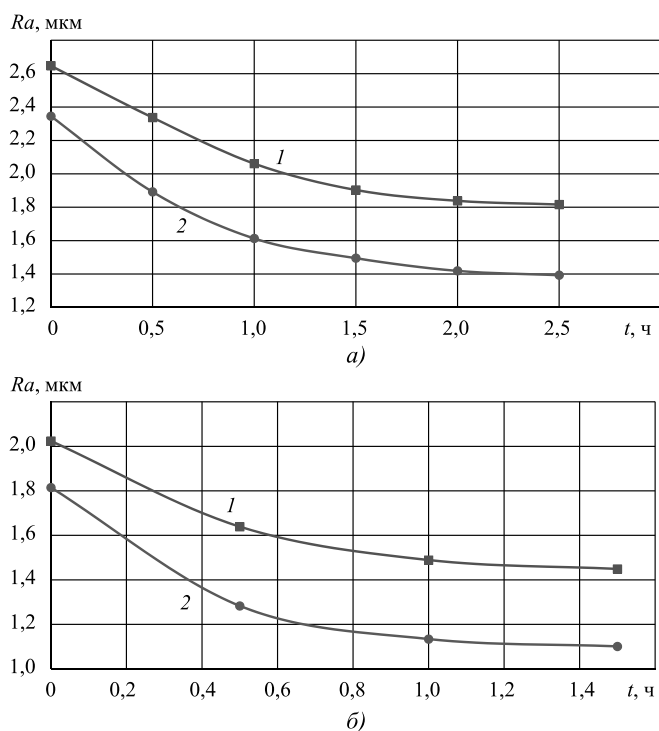


Рис. 1. Зависимость параметра шероховатости поверхности от времени обработки. Режимы обработки: амплитуда 2,5 мм, частота 30 Гц, обрабатывающая среда — трехгранные призмы ПТ 15×15, зернистость 16. Материал: а — сталь 30ХГСА; б — алюминиевый сплав Д16Т

ренних поверхностей в 1,12—1,33 раза выше, чем наружных. Возможно, это происходит за счет придания дополнительных импульсов частицам рабочей среды, находящихся внутри детали от ее внутренних поверхностей.

Исследовано влияние массы образца на формирование шероховатости поверхностей, находящихся внутри и на наружной поверхности. Установлено, что масса образца не оказывает влияния на параметр шероховатости.

Выполнено сравнение результатов теоретических и экспериментальных исследований. На рис. 3 теоретические зависимости установившейся шероховатости (по параметру Ra) поверхности

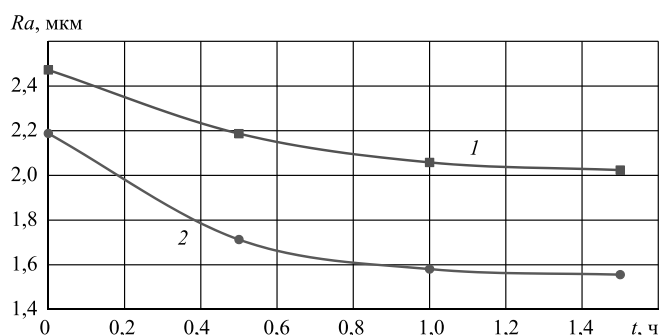


Рис. 2. Зависимость параметра шероховатости поверхности от времени обработки. Режимы обработки: амплитуда 2,5 мм, частота 30 Гц, обрабатывающая среда — скошенный цилиндр 6×6, зернистость 16. Материал — сталь 30ХГСА

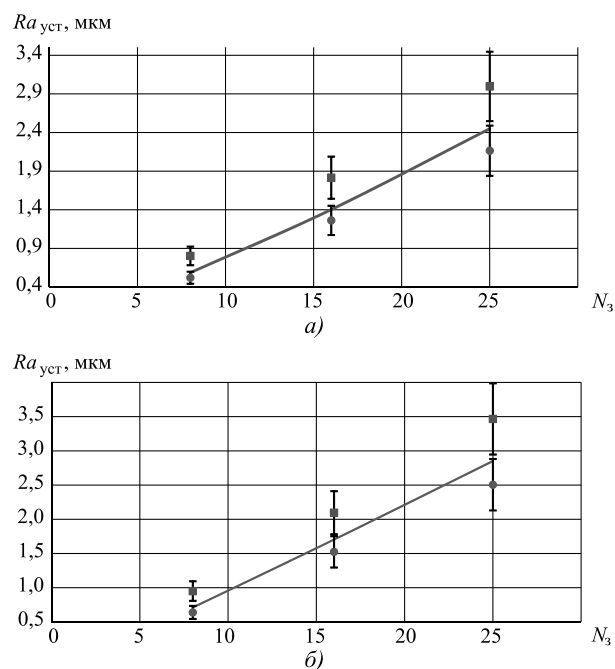


Рис. 3. Зависимость $Ra_{\text{уст}}$ от зернистости N_3 обрабатывающей среды. Материал: а — сталь 30ХГСА; б — алюминиевый сплав Д16Т

от характеристик (зернистости) абразивной среды построены с помощью программы MATH CAD и выполнены сплошной линией. Точками и квадратами обозначены экспериментальные значения (точками — для наружной поверхности, квадратами — для внутренней). Доверительные интервалы построены с доверительной вероятностью 95 %.

Установлена высокая сходимость результатов теоретических и экспериментальных исследований. Расхождение не превышает 20 %, что свидетельствует об адекватности полученных зависимостей и возможности осуществления правильных расчетов по ним.

Выводы

1. Теоретическая зависимость формирования шероховатости обработанной поверхности адекватно отражает процессы, происходящие в зоне обработки для наружных поверхностей. Для внутренних поверхностей необходимо введение корректирующего коэффициента.

2. Планируется дальнейшее проведение исследований в целях уточнения механизма формирования шероховатости внутренних поверхностей детали.

Полученная система моделей может быть использована для проектирования технологических

процессов финишной обработки деталей машин, на которые необходимо наносить покрытия.

Приведенные результаты исследований прошли промышленную апробацию и успешно используются на машиностроительных предприятиях региона.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Тамаркин М.А.** Теоретические основы оптимизации процессов обработки деталей свободными абразивами: дис. ... д-ра техн. наук. Ростов-на-Дону, 1995.
2. **Тамаркин М.А., Тищенко Э.Э.** Основы оптимизации процессов обработки деталей свободным абразивом / Saarbrücken/Jermany: LAP LAMBERT Academic Publishing, 2015.
3. **Королёв А.В.** Исследование процессов образования поверхностей инструмента и детали при абразивной обработке. Саратов: Изд-во Саратов. ун-та, 1975. 191 с.
4. **Подготовка** деталей под покрытие обработкой в гранулированных абразивных средах / М.А. Тамаркин, Э.Э. Тищенко, В.М. Троицкий, А.А. Мордовцев // Упрочняющие технологии и покрытия. 2020. № 9. С. 416—419.
5. **Part Processing Technology in Transport Engineering** // М.А. Tamarkin, E.E. Tishchenko, I.M. Shukarina, T.S. Sosnitskaya / VIII International Scientific Siberian Transport Forum "TransSiberia 2019", Novosibirsk, Russia, May 22—27, 2019. 2020. Vol. 1115. P. 913—922.



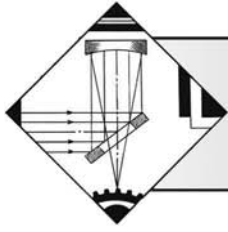
ООО "Издательство "Инновационное машиностроение"
продолжает подписку на журнал

"УПРОЧНЯЮЩИЕ ТЕХНОЛОГИИ И ПОКРЫТИЯ"

- За наличный и безналичный расчет
- С любого номера и на любой срок
- Без почтовых наценок

Присылайте заказ и обращайтесь за дополнительной информацией в отдел продаж, маркетинга и рекламы:

107076, г. Москва, Колодезный пер., д. 2а, стр. 2,
тел.: (495) 785-6069,
e-mail: realiz@mashin.ru, www.mashin.ru



М.Ш.Х. Аль-Бдейри, Н.А. Дубровина, С.В. Сергеев
(Белгородский государственный национальный исследовательский университет)
E-mail: engmahmood86@gmail.com

Выбор оптимальных технологических параметров теплозащитных гальваноплазменных покрытий для восстановления днища поршня из сплава АК12ММгН

Показана возможность создания высокотвердых защитных износостойких и теплозащитных покрытий гальваноплазменным методом на алюминиевом сплаве АК12ММгН в целях повышения эксплуатационных характеристик поршней двигателя внутреннего сгорания. Установлено влияние технологических режимов и состава электролита на структуру и состав получаемого покрытия.

Ключевые слова: гальваноплазменная модификация, износостойкость, теплозащитное покрытие, ресурс.

The possibility for creating of high-hard protective wear-resistant and thermal protection coatings by the galvanic plasma method on the AlSi12Cu aluminum alloy in order to improve the operating characteristics of the pistons of internal combustion engine is shown. The effect of technological modes and electrolyte composition on the structure and composition of the resulting coating is established.

Keywords: galvanic plasma method, wear resistance, thermal protection coating, resource.

Введение

В процессе эксплуатации двигателей внутреннего сгорания (ДВС) наиболее быстро изнашиваются детали цилиндропоршневой группы, поскольку работают в условиях высокой температуры, значительных циклических механических нагрузок и агрессивной газовой среды. Один из эффективных способов увеличения ресурса и надежности поршневой группы ДВС — гальваноплазменная модификация (ГПМ), приводящая к формированию на рабочей поверхности многофункциональных износостойких покрытий на основе оксикерамики, которые характеризуются высокой прочностью сцепления с основой [1].

Метод ГПМ позволяет получить на поверхности алюминиевых сплавов покрытие, в состав которого входят γ - и α -фазы оксида алюминия, муллит (в случае легирования сплава кремнием) и т.д. Корунд (α -фаза) обладает низкими коэффициентом трения и теплопроводностью, что повышает износостойкость пары трения, уменьшает отвод тепла в поршень и обеспечивает высокую

теплостойкость. При этом он обладает большей твердостью по сравнению с γ -фазой оксида алюминия. С другой стороны, наличие γ -фазы позволяет в некоторой степени повысить стойкость покрытия к циклическим механическим и термическим нагрузкам. Муллит, в свою очередь, обладает низкой плотностью, высокой термической стабильностью и коррозионной стойкостью, низкой теплопроводностью, приемлемыми значениями прочностных характеристик [2, 3].

Принципиальное отличие ГПМ от родственного процесса микродугового оксидирования (МДО) — возможность высокоэффективного легирования покрытия за счет трансплантации легирующих элементов из состава электролита в покрытие. Для этого используют электролиты отличающегося от случая МДО состава и реализуют технологические режимы, часто состоящие из совокупности нескольких последовательных процессов модификации, включающих формирование первичного слоя, фазы глубокого оксидирования, диффузионного насыщения слоя, активного переплава покрытия, зарастивание пор и т.д.

Благоприятными факторами для широкого внедрения процесса ГПМ в промышленность является комплекс таких преимуществ, как возможность получения износостойких, теплозащитных покрытий высокого качества в сочетании с достаточно высокой производительностью, простотой аппаратного оформления, экологичностью и экономичностью автоматизации процесса [4].

Цель исследования — изучение влияния параметров процесса ГПМ на структуру и механические свойства покрытия, нанесенного на алюминиевый сплав АК12ММГН.

Материалы и методики исследования

Образцы для нанесения покрытия были вырезаны из поршня ДВС Cummins KTA-50 в виде параллелепипеда с площадью поверхности 0,17 дм² (30 × 20 × 5 мм).

Для формирования покрытия была использована установка ЭЛС МДО-50-АКТ-001. Форма импульса тока выбрана в мягком анодно-катодном режиме, как наиболее подходящая для формирования покрытия с релаксацией микронапряжений.

Поперечные шлифы шлифовали и полировали на установке LaboPol-5 (Struers) с использованием абразивной бумаги и суспензии на основе карбида кремния.

Микроструктуру полученных шлифов исследовали при помощи растрового электронного микроскопа (РЭМ) Quanta 200 в режиме обратнорассеянных электронов с ускоряющим напряжением 30 и 15 кВ. Толщину и пористость покрытия определяли на поперечных шлифах с использованием программы Digimizer.

Оксидирование проводили в щелочных электролитах с добавлением жидкого стекла. Исследования проводили на пяти образцах, режимы обработки которых указаны в таблице.

Режимы обработки исследуемых образцов

Номер режима и образца	C, мкФ	τ, мин	Электролит, г/л	
			КОН	Жидкое стекло
1	78	60	4	9
2		120	10	4
3	100	60		7
4	78	90	7	
5				

Продолжительность обработки τ определяли снижением интенсивности процесса, возможным переходом процесса из микродуговой стадии в дуговую. Последнее ограничение связано с началом протекания растравливания и разрушения покрытия. После обработки образцы промывали проточной водой в течение 3 мин, чтобы предотвратить осаждение компонентов электролита во время сушки.

Результаты и их обсуждение

На рис. 1 представлена микроструктура исходного образца из алюминиевого сплава АК12ММГН. Согласно данным рентгенофазового анализа фазовый состав сплава представлен твердым раствором на основе алюминия и вторичной фазой Al₇Si, которая равномерно распределена по объему материала. Средний размер частиц Al₇Si составляет (2,4 ± 0,2) мкм.

На рис. 2 (см. обложку) представлены поперечные сечения образцов с покрытием, полученных методом ГПМ при различных режимах. В структуре покрытий можно выделить несколько слоев, формирование которых характерно для случая использования метода ГПМ на алюминиевых сплавах [5, 6]. На рис. 3 на примере образца № 3 линиями обозначены границы слоев:

- тонкий переходный слой толщиной ~3...5 мкм;
- рабочий слой толщиной ~70...120 мкм;
- технологический слой толщиной ~30 мкм.

Характерная для всех исследованных образцов рентгенограмма верхнего рыхлого технологического слоя приведена на рис. 4. Аморфное гало

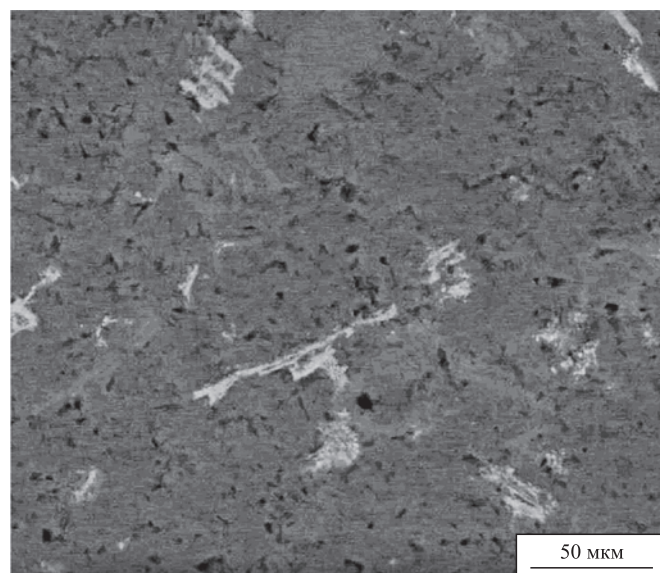


Рис. 1. Микроструктура исходного образца

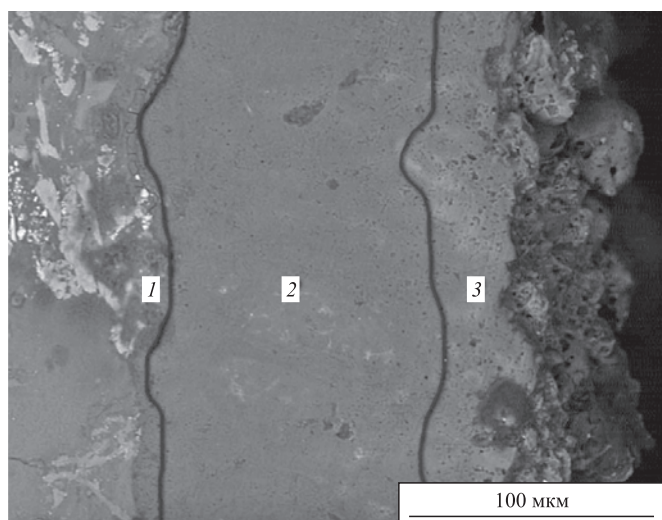


Рис. 3. Слоистое строение покрытия на примере образца № 3, полученного методом ГПМ [7]: 1 — переходный слой; 2 — рабочий слой; 3 — технологический слой

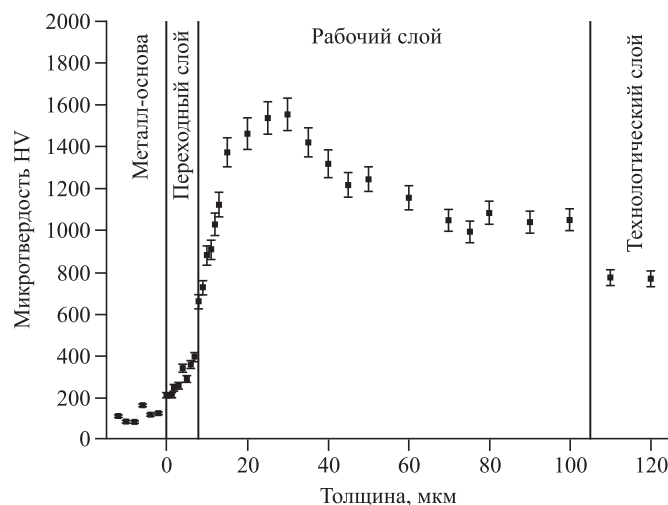


Рис. 5. Распределение микротвердости по толщине покрытия

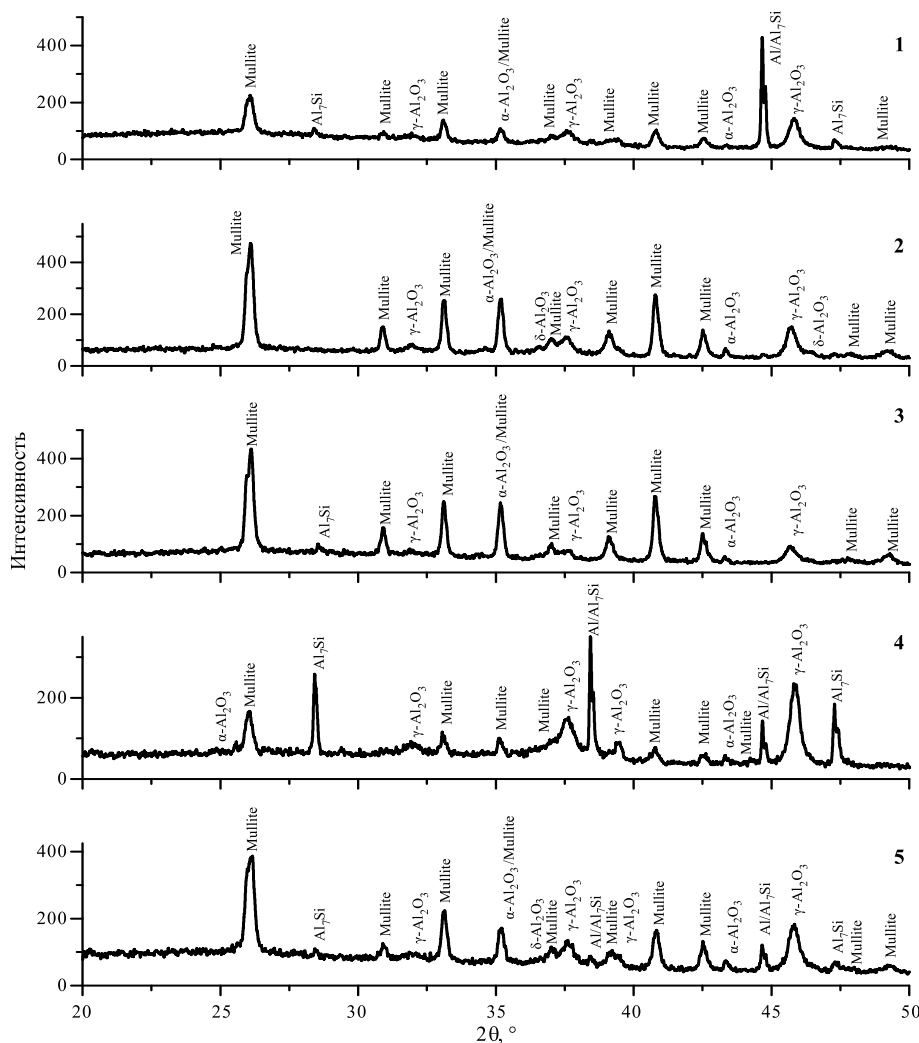


Рис. 4. Рентгенограммы рабочего слоя покрытий, нанесенных по различным режимам (1–5 — номер режима)

свидетельствует о том, что основным компонентом данного слоя является рентгеноаморфная фаза. Рабочий слой, согласно данным РФА, представлен муллитом и оксидом алюминия различных модификаций: α , γ и δ . Именно вследствие выделения данных фаз рабочий слой отличается высокой твердостью 1000...1500 HV (рис. 5), по сравнению с остальными слоями: переходный слой ~300 HV; технологический слой 700...750 HV.

При работе двигателя в камере сгорания температура составляет 1250...1450 °C, в результате чего метастабильная γ - и δ -фаза претерпевает необратимое полиморфное превращение в α - Al_2O_3 , данная фаза обладает низкой теплопроводностью и в сочетании с пористой структурой служит термобарьером.

Данные энергодисперсионного микроанализа (рис. 6, см. обложку) коррелируют с данными РФА. В частности, можно видеть увеличение концентрации кислорода при переходе от сплава к покрытию. Также по мере удаления от подложки наблюдается рост концентрации

элементов, содержащихся в электролите, например калия.

Как можно видеть, в местах расположения кремнийсодержащей фазы Al_7Si наблюдается наибольшая пористость покрытия, особенно в области переходного слоя образца № 1 (см. рис. 2, *a*, показана стрелкой). Таким образом, содержание кремния в сплаве ~13 % способствует формированию покрытия с низкими плотностью и коэффициентом теплопроводности [11].

Как можно видеть из рис. 7, наименьшей толщиной обладает покрытие образца № 2. Увеличение емкости конденсатора установки при оксидировании в идентичных электролитах способствует росту толщины формируемого покрытия (см. рис. 7, образец № 3). Это связано с увеличением энергии микродуговых разрядов, способствующих про-

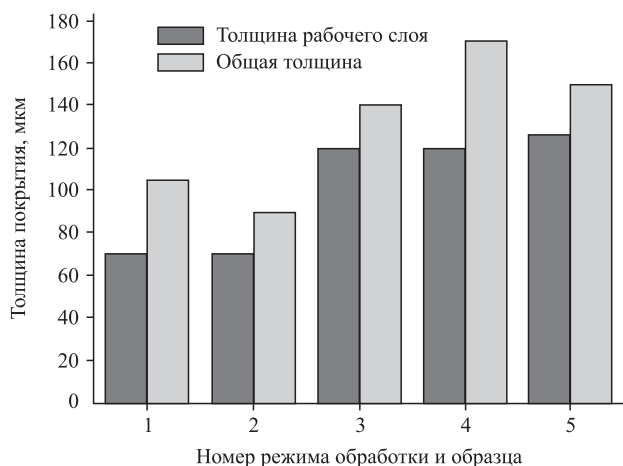


Рис. 7. Толщина покрытий, формируемых при различных режимах обработки



Рис. 8. Объемная пористость и средний размер пор покрытий, полученных при различных режимах обработки

никновению разрядов на большую глубину. Также можно отметить, что использование электролита состава 10 г/л КОН + 4 г/л жидкого стекла приводит к росту на поверхности алюминиевого сплава покрытия, обладающего наименьшей среди исследованных состояний пористостью как в переходном, так и в рабочем слое (рис. 8).

Увеличение концентрации жидкого стекла в электролите (образец № 4) приводит к росту толщины (см. рис. 7) и пористости формируемого покрытия (см. рис. 8).

Если сравнить образцы № 2 и № 5, то можно сделать заключение, что одновременное снижение содержания КОН и увеличение содержания жидкого стекла в электролите позволяет получить наиболее пористое покрытие с большим средним размером пор. Также наблюдается увеличение толщины формируемого покрытия.

Согласно литературным данным [8–10], развитая объемная пористость должна способствовать значительному уменьшению теплоемкости и теплопроводности покрытия, что, как ожидается, благоприятно скажется на его теплобарьерных свойствах и снизит уровень термоциклического воздействия на алюминиевый сплав основы (образцы № 4 и № 5).

Покрытие с наибольшей толщиной сформировано на образце № 4, что связано с увеличением концентрации электролита, хотя по сравнению с образцом № 5 у него получается более толстый технологический слой. Покрытие образца № 2 отличается наименьшей толщиной, так как концентрация жидкого стекла в электролите меньше, чем при обработке образцов № 4 и № 5.

Минимальная пористость покрытия (~1,99 %) и малый средний размер пор (~1,21 мкм) соответствуют режиму № 3 (см. рис. 8). Наличие такой пористости — положительный момент, при работе покрытия в условиях масляного голодания, смазка входит в поры покрытия и обеспечивает наличие постоянной масляной пленки. Микротвердость рабочего слоя составляет 1000...1500 НВ (см. рис. 5). В работе [12] проводили испытания поршня с покрытием на основе оксикерамики, имеющего твердость 6,3...11,5 ГПа, в результате было установлено, что интенсивность изнашивания поршней с покрытием ниже, чем без покрытия, в 3,86 раза. В этой связи данное покрытие может быть применено в качестве износостойкого для поршней ДВС, а также при ремонте изношенных частей и восстановлении размера поршня [13].

Для теплозащиты необходимо прочное покрытие с более высокой пористостью порядка 10 %, это обстоятельство, при отсутствии сквозных пор,

является предпосылкой для высокой жаропрочности и снижения теплонапряженности поршневой группы [11]. По данному показателю подходит покрытие, получаемое по режиму № 5.

Данная технология ГПМ получения оксидных покрытий на деталях цилиндропоршневой группы подразумевает минимум затрат на компоненты электролита и небольшое время обработки на проведение процесса, что дает экономическую выгоду. Внедрение в промышленность процесса ГПМ для получения теплозащитного и износостойкого покрытия, а также для ремонта цилиндропоршневой группы ДВС, восстановления размеров и улучшения характеристик целесообразно.

Заключение

Сравнительный анализ структуры экспериментальных образцов позволяет сделать вывод о том, что на одном и том же материале можно обеспечить различные свойства покрытий. В частности, экспериментальный образец № 3 имеет низкую пористость и толщину рабочего слоя 110 мкм, следовательно, он обладает большей механической прочностью и износостойкостью. Это делает покрытие наиболее пригодным для восстановления размеров и повышения износостойкости юбки поршня.

Наилучшими теплоизоляционными характеристиками обладает образец № 5, который сочетает в себе развитую пористость порядка 10 %, увеличенную толщину, и в то же время он обладает превосходными характеристиками адгезии. Кроме того, образец № 5 по сравнению с образцом № 4 оказывается экономически более выгодным по составу электролита.

Установлено, что методом гальваноплазменной модификации возможно получение износостойких и теплозащитных покрытий высокого качества на алюминиевых сплавах с высоким содержанием кремния. За счет варьирования технологических режимов и состава электролита возможно изменение структуры, состава и толщин покрытий в широком диапазоне.

Полученные результаты позволяют рекомендовать использование получаемых в результате ГПМ оксидных покрытий для защиты поршней тепловых двигателей и снижения теплонапряженности поршневых групп.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Аль-Бдейри М.Ш.Х.** Обзор методов гальваноплазменной модификации для производства анодирован-

ных покрытий на сплавах алюминия: микроструктура, свойства и применение // Вестник Пермского национального исследовательского политехнического университета. Машиностроение, материаловедение. 2020. Т. 22. № 3. С. 51–59. DOI: 10.15593/2224-9877/2020.3.07.

2. **Особенности** строения модифицированного слоя, полученного микродуговым оксидированием на сплаве АК12Д / Р.Р. Гринь, Р.Ф. Галлямова, Н.Ю. Дударева и др. // Письма о материалах. 2014. Т. 4. № 3 (15). С. 175–178.

3. **Анализ** температуры оксидного покрытия поршня из алюминиевого сплава, используемого в дизельном двигателе / В.В. Красильников, М.Ш.Х. Аль-Бдейри, С.В. Сергеев, Н.А. Дубровина // Упрочняющие технологии и покрытия. 2020. Т. 16. № 10. С. 435–439. DOI: 10.36652/1813-1336/2020.16.10 435–439.

4. **Морфология** и пористость поверхности оксидных покрытий / Т.В. Трушкина и др. // Вестник СибГАУ. 2014. Вып. 2 (54). С. 144–148.

5. **Плазменно-электролитическое** модифицирование поверхности металлов и сплавов. Т. 2. М.: Техносфера, 2011.

6. **Аль-Бдейри М.Ш.Х., Красильников В.В., Сергеев С.В.** Модифицированный квазистационарный метод изучения изменения температур перехода поршней дизельного двигателя, покрытых теплозащитными материалами. 2020. Т. 24. № 5. С. 954–965. DOI: <http://dx.doi.org/10.21285/1814-3520-2020-5-954-965>.

7. **Бутусов И.А., Дударева Н.Ю.** Исследование влияния микродугового оксидирования на износостойкость поршня ДВС // Машиностроение и компьютерные технологии. 2013. № 9. С. 127–144.

8. **Казанцев И.А., Бычков В.И., Казанцев А.И.** Влияние теплофизических свойств поршней на эксплуатационные характеристики двигателей внутреннего сгорания // Известия высших учебных заведений. Поволжский регион. Технические науки. 2018. № 2 (46). С. 107–118.

9. **Марьин Д.М., Хохлов А.Л.** Способы снижения теплонапряженности поршней // Наука в современных условиях: от идеи до внедрения: материалы международной научно-практической конференции. Димитровград: ТИ УГСХА, 2012. С. 84–87.

10. **Никитин М.Д., Кулик А.Я., Захаров Н.И.** Теплозащитные и износостойкие покрытия деталей дизеля. Л.: Машиностроение, 1977. 168 с.

11. **Curran J.A., Clyne T.W.** The thermal conductivity of plasma electrolytic oxide coatings on aluminium and magnesium // Surface and Coatings Technology. 2005. 199. 177–183.

12. **Исследование** износостойкости МДО-покрытий, сформированных в силикатно-щелочном электролите на алюминиевом сплаве АК4-1 / Н.Ю. Дударева и др. // Вестник УГАТУ. 2017. Т. 21. № 3. С. 12–18.

13. **Слободянюк И.М., Молодцов Н.С.** Восстановление работоспособности цилиндропоршневой группы судовых дизелей при ремонте изношенных деталей // Велес. 2016. № 12-1 (42). С. 91–97.

В.А. Шулов, д-р физ.-мат. наук, **Д.А. Теряев**, канд. техн. наук
(Московский авиационный институт (национальный исследовательский университет)),
И.Г. Стешенко
(Московское машиностроительное предприятие имени В.В. Чернышева),
Ю.А. Перлович, д-р физ.-мат. наук, **М.Г. Исаенкова**, д-р физ.-мат. наук, **В.А. Фесенко**
(Московский инженерно-физический институт (ядерный исследовательский университет))
E-mail: shulovva@mail.ru

Текстуробразование и остаточные напряжения в поверхностных слоях мишеней из сплава VT8 при облучении сильноточными импульсными электронными пучками*

Проанализированы экспериментальные данные о влиянии облучения сильноточными импульсными электронными пучками (СИЭП) на текстуробразование и формирование остаточных напряжений в поверхностных слоях мишеней из титанового сплава VT8. Эти данные имеют большое практическое значение, поскольку лопатки и диски компрессора вертолетных двигателей VK2500 изготавливаются именно из этого материала. Информация о текстурообразовании и об остаточных напряжениях в поверхностных слоях обеспечивает прогнозирование эксплуатационных свойств деталей из этого материала, прежде всего сопротивления усталости и жаростойкости. Показано, что сильноточный импульсный электронный пучок микросекундной длительности является высокоэффективным инструментом для модифицирования поверхности лопаток компрессора из сплава VT8, обеспечивающим проведение высокоскоростной термообработки (закалки), перекристаллизации материала в поверхностных слоях толщиной 20...30 мкм, очистку и выглаживание поверхности. В зависимости от плотности энергии в импульсе в поверхностных слоях мишеней из сплава VT8 удается создать растягивающие и сжимающие остаточные напряжения и сформировать текстуры растяжения и сжатия. Сжимающие напряжения формируются при облучении с невысокими плотностями энергии менее 20 Дж/см². При таких режимах облучения на поверхности не происходит образования микродефектов в форме кратеров, т.е. отсутствуют концентраторы напряжений.

Ключевые слова: электронно-пучковая обработка, лопатки компрессора, сканирующая электронная микроскопия, рентгеноструктурный анализ, оптическая металлография, эксплуатационные свойства.

The experimental results to the effect of irradiating conditions by intense pulsed electron beams on texture and residual stresses formation in the surface layer of targets from VT8 titanium alloy are analyzed. These data have great practical significance because the blades and disks of VK-2500 helicopter engine compressors are produced from this material. The information on texture formation and residual stresses in the surface layer allows to determine service properties (fatigue resistance and heat-resistance) of parts from this material. It is shown that intense pulsed electron beam of microsecond duration is high effective tool for modification of compressor and turbine blades from VT8 alloy. It allow to realize high speed heat treatment (hardening), recrystallization of material in the surface layer with thicknesses of 20...30 μm, purification and burnishing of surface. It is possible to form in the surface layer tensile or compressive residual stresses and compressive or tensile textures depending upon energy density in pulse in the surface layer of VT8 targets. Compressive residual stresses are formed during irradiation at low energy density in pulse (lesser 20 J/cm²). Microdefects with craters form are not formed at these irradiation regimes that is absence of stress concentrates.

Keywords: electron beam treatment, compressor blades, scanning electron microscopy, X-rays structural analysis, optical metallography, operating properties.

Введение

Разработка и внедрение новых технологий для повышения долговечности и надежности лопаток компрессоров газотурбинных двигателей (ГТД) — одна из важнейших проблем авиационного дви-

гателестроения [1]. Очень часто компрессорные лопатки, изготавливаемые из жаропрочных сталей и титановых сплавов, являясь наиболее нагруженными компонентами, определяют ресурс и надежность эксплуатации всего изделия. Электронно-лучевая обработка может быть отнесена к наиболее прогрессивным методам модификации поверхности различных деталей [1–3]. Использование широкоапертурных электронных пучков позволяет осуществлять модифицирование химического и фазового составов в тонких

* Работа выполнена при поддержке Министерства образования и науки РФ в рамках государственного задания № 13.7418.2017/8.9.

поверхностных слоях, а также изменять морфологию поверхности и структуру приповерхностных областей [4–6]. В процессе обработки изменяется шероховатость поверхности, происходят оплавление и удаление материала поверхностных слоев за счет испарения, сублимации, абляции и плазмообразования [4–8].

Цель работы — разработка технологических основ процессов модифицирования поверхности образцов из сплава ВТ8, из которого изготавливают лопатки компрессора двигателя ВК2500, причем эта модификация реализуется с применением высокоточного импульсного электронного пучка, формируемого в ускорителе "Геза-ММП".

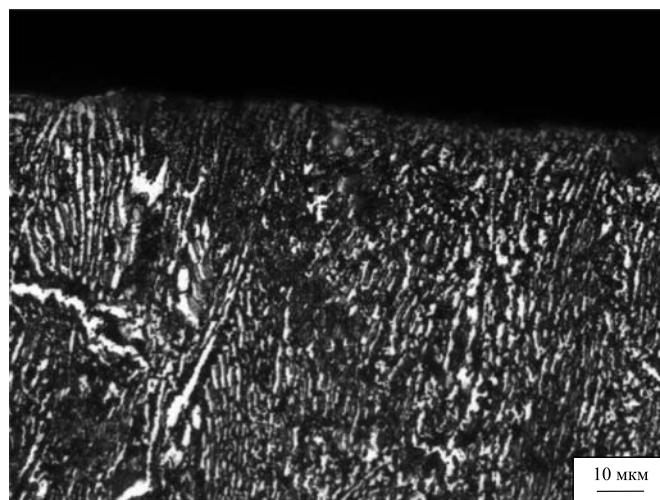
Материалы и методы исследования

В качестве объектов исследования использовали образцы толщиной 4 мм и диаметром 26 мм, вырезанные из прутков, из которых изготавливают серийные лопатки и диски компрессора из сплава ВТ8 двигателя РД2500. Состояние материала в поверхностных слоях образцов исследовали методами: рентгеноструктурного анализа (РСА), просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) и оптической металлографии при послойном удалении материала поверхностного слоя с помощью тонкого ручного полирования и химического травления. Тонкое ручное полирование и химическое травление использовали также для снятия поверхностных слоев при проведении послойного анализа текстуры. Методом РСА определяли поверхностные остаточные напряжения, что позволяло прогнозировать прочностные свойства мишеней. Обработка мишеней СИЭП [1, 2] была реализована в ускорителе "Геза-ММП" (рис. 1, см. обложку) при следующих режимах: энергия электронов — 120 кэВ; длительность импульса — 30 мкс; плотность энергии в пучке — от 18...20 до 32...36 Дж/см²; площадь поперечного сечения пучка — 80 см²; неоднородность распределения плотности энергии по сечению пучка — менее 10 %. После облучения из мишеней механическим, электрохимическим и химическим методами готовили тонкие фольги для определения микроструктуры в объемных слоях и в перекристаллизованном слое на различных глубинах с помощью ПЭМ.

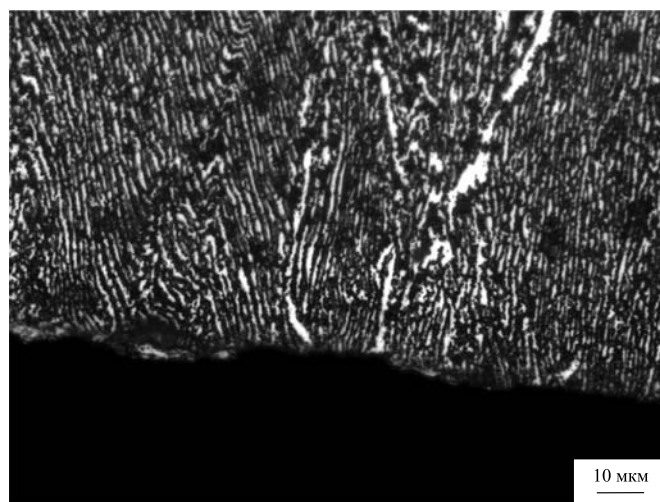
Результаты исследования и их обсуждение

Известно [1], что главным технологическим параметром при проведении процесса облучения СИЭП является плотность энергии W в импульсе. С ростом плотности энергии в приповерхностных

слоях мишеней из жаропрочных титановых сплавов протекают следующие процессы [1]: испарение органических примесных компонентов, испарение и плавление материала поверхностного слоя, кратерообразование и трещинообразование, плазмообразование и абляция. Эти процессы определяют физико-химическое состояние материала в поверхностном слое облучаемых мишеней, что приводит к модификации их свойств. Влияние режимов облучения на физико-химическое состояние поверхностных слоев лопаток и образцов из жаропрочных титановых сплавов ВТ8 и ВТ9 проиллюстрировано в работах [4–6] и на рис. 2, 3 и 4 (см. обложку). Из приведенных в работах [1, 4–6] данных можно заключить, что в результате облучения формируются три достаточно четко вы-



а)



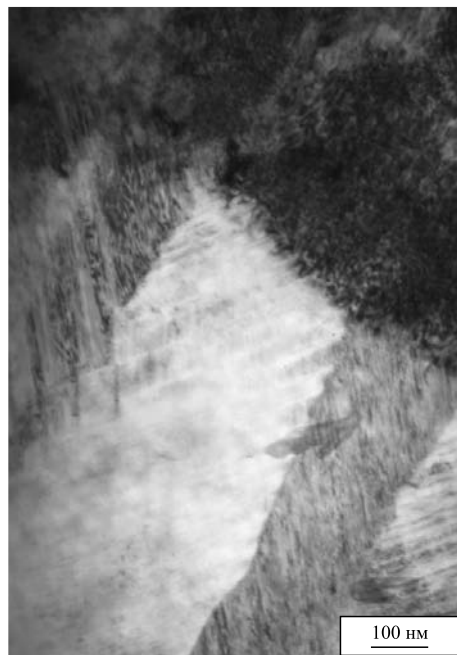
б)

Рис. 2. Микроструктуры в поверхностном слое образцов из сплава ВТ8 после облучения при плотности энергии 18...20 Дж/см² (а) и 24...26 Дж/см² (б) двумя импульсами

раженные зоны: зона кристаллизации из жидкости, зона закалки из β -области и зона закалки из $(\alpha + \beta)$ -области. В зоне кристаллизации из жидкости протекает образование мелкодисперсной мартенситной структуры с преимущественной ориен-



а)



б)

Рис. 3. ПЭМ-микроструктуры в поверхностном слое образцов из сплава VT8 после удаления поверхностных слоев толщиной 6 мкм до (а) и после (б) облучения СИЭП при плотности энергии 18...20 Дж/см² двумя импульсами

тацией α -пластин. Значит возможно формирование текстуры сжатия или растяжения.

Необходимость использования текстурного анализа при изучении образцов, обработанных сильноточным импульсным электронным пучком, обусловлена чрезвычайно высокой чувствительностью текстуры, формирующейся в тех или иных слоях, к особенностям протекания в них процессов структурообразования. Текстура позволяет восстановить предысторию исследуемых образцов, повторяя симметрию использованной деформационной схемы. У каждого типа кристаллической решетки, в зависимости от действующих в ней механизмов деформации, существуют ориентации зерен, устойчивые по отношению к сжатию, растяжению и их комбинации, и именно эти ориентации отвечают основным компонентам текстуры изделий, прошедших ту или иную технологическую обработку.

В рассматриваемом случае поверхностной модификации пучком электронов кристаллизация расплавленного слоя будет протекать с образованием разных текстур в случаях, когда она проходит независимо от подложки или с повторением ориентации ее зерен; текстура слоя, претерпевшего нагрев до температур β -области с последующей закалкой, будет обнаруживать большее или меньшее рассеяние по сравнению с исходной в зависимости от того, будут ли реализовываться все варианты ориентационного соотношения между β - и α -фазами при $\alpha \rightarrow \beta \rightarrow \alpha$ -превращениях, ведущих к размножению исходных ориентаций.

Исходные прутки из титановых сплавов были получены прокаткой в β -области, так что при температуре деформации в них должна была сформироваться текстура изделий с аксиальной симметрией, характерная для металлических материалов с ОЦК-решеткой: с осью растяжения вдоль оси прутка должны совпадать кристаллографические оси $\langle 011 \rangle$. При этом другие оси того же типа располагаются на угловых расстояниях 60 и 90° от оси прутка. Последующее охлаждение прокатанного прутка сопряжено с прохождением $\beta \rightarrow \alpha$ -превращения при ориентационном соотношении $\{011\}_\beta \parallel (0001)_\alpha$, $\langle 111 \rangle_\beta \parallel \langle 11.0 \rangle_\alpha$. В результате зерна образующейся α -фазы имеют такие ориентации, при которых их базисные оси $[0001]$ расположены параллельно осям $\langle 011 \rangle$ исходной β -фазы. Если в исходной β -фазе формируется аксиальная текстура, то та же аксиальная текстура будет наследоваться и α -фазой (см. рис. 4, обложка).

Аксиальная текстура, характеризующаяся расположением кристаллографических осей по окружностям полюсной фигуры, действительно наблюдается на полюсных фигурах некоторых сло-

ев для α -фазы. Такая аксиальность выражена у образцов из сплава ВТ8, облученных по двум более слабым режимам, а также на задней стороне образцов, обработанных по режиму № 3. Есть все основания полагать, что эта текстура соответствует текстуре деформации исходного прутка, это подтверждается угловыми расстояниями кольцевых максимумов от центра полюсных фигур. Именно на таких расстояниях от центра должны находиться текстурные максимумы в случае деформации образцов растяжением вдоль нормали к исследуемой поверхности таблеток, т.е. вдоль оси исходного прутка, параллельно которой располагаются кристаллографические оси $\langle 011 \rangle_{\beta}$.

В отношении текстуры исходных прутков остается вопрос, касающийся преобладания в текстуре растяжения остаточной β -фазы компоненты $\langle 001 \rangle$, наблюдаемой на полюсных фигурах необлученных образцов, а также на обратной стороне облученных образцов. В этой связи можно сослаться на появление оси $\langle 001 \rangle$ в качестве направления растяжения или прокатки в некоторых сплавах с ОЦК-решеткой, особенно при повышенных температурах деформации.

В то же время высокий уровень бестекстурного фона на этих полюсных фигурах указывает, что при изготовлении прутков существенная роль принадлежала некристаллографическому механизму деформации, состоящему во взаимном проскальзывании зерен по границам и вызывающему беспорядочную переориентацию зерен. Как известно, этот механизм деформации наиболее легко активизируется в условиях фазового превращения при температурах ($\alpha + \beta$)-области, когда объемные доли фаз взаимно сопоставимы. В процессе прокатки прутка вследствие его постепенного охлаждения такая ситуация вполне вероятна.

Наиболее важным непрогнозируемым эффектом электронного облучения представляется резкое изменение текстуры образца при повышении суммарной энергии пучка, по крайней мере, в слоях, близких к облучаемой поверхности, т.е. в слоях с перекристаллизованным материалом (рис. 5, 6, см. обложку).

Так, на полюсных фигурах α -фазы для образца из сплава ВТ8, облученного по режиму № 3 (26...30 Дж/см²), текстурные максимумы изменяют и свою форму, и свое расстояние от центра по сравнению с наблюдавшимися при более слабых режимах облучения таким образом, как если бы зерна образца переориентировались под воздействием сжатия вдоль нормали к его поверхности. Такое сжатие может являться результатом воздействия ударных волн, возникающих при импуль-

сах электронного облучения. Даже сравнительно невысокие давления могут вызвать пластическую деформацию сжатием слоя материала, разогретого до достаточно высокой температуры, с формированием в нем соответствующей текстуры, что в действительности и наблюдается.

Сопряженное с облучением сжатие объясняет формирование в таблетках текстуры, резко отличающейся от исходной. В β -фазе вдоль нормали к оси таблетки, совпадавшей в исходном прутке с направлением растяжения, под облучением устанавливаются оси $\langle 001 \rangle_{\beta}$ и $\langle 111 \rangle_{\beta}$, устойчивые в ОЦК-решетке по отношению к деформации сжатием. Соответственно, в текстурах сжатия металлических материалов с ОЦК-решеткой главными являются компоненты, в зернах которых перпендикулярно к оси сжатия располагаются плоскости $\{001\}$ и $\{111\}$. После $\beta \rightarrow \alpha$ -фазового превращения при соблюдении указанного выше ориентационного соотношения в зернах образовавшейся α -фазы альтернативно реализуются две возможности: базисные плоскости (0001) отстоят от плоскости поверхности на 45° (и на 90°); плоскости $\{11.0\}$ параллельны плоскости поверхности или отстоят от нее на 60°. (Эти ориентировки устанавливаются при анализе построенных полюсных фигур с помощью стандартных стереографических проекций.)

Каждый из использованных режимов облучения характеризуется своим послойным распределением температуры нагрева, так что в равноотстоящих от поверхности слоях образцов, обработанных по разным режимам, при облучении достигались разные температуры. Структурные изменения, обнаруживающиеся в определенном слое образца, облученного по режиму № 2, в случае облучения по режиму № 3 должны наблюдаться в слое, отстоящем от поверхности на большем расстоянии. И напротив, изменения, наблюдаемые в некотором слое при облучении по режиму № 3, в случае облучения по режиму № 2 должны наблюдаться на меньшей глубине.

Лучше всего этот сдвиг по режимам облучения наблюдается по текстурным полюсным фигурам $\{001\}_{\beta}$ -фазы, которая по какой-то причине ведет себя рассогласованно с α -фазой.

Регистрацию дифрактограмм при выполнении рентгеноструктурного анализа проводили с поверхности приготовленных и облученных образцов при фокусировке по Бреггу—Брентано. Исходя из этих данных рассчитывали остаточные напряжения по смещению рентгеновских линий (рис. 7). Кроме того, определяли микротвердость мишеней в зависимости от режимов облучения (рис. 8).

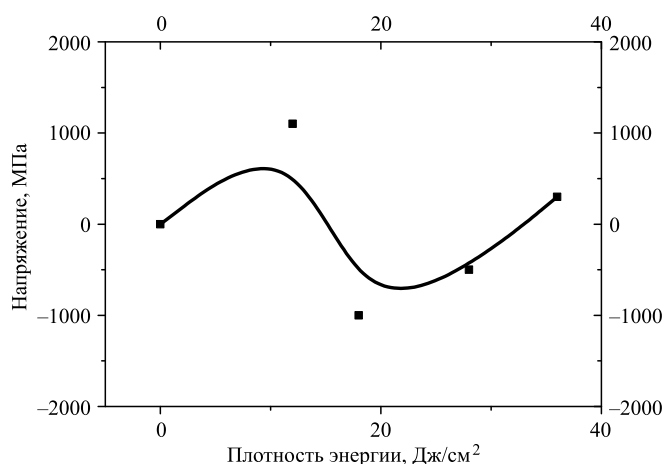


Рис. 7. Зависимость остаточных напряжений от плотности энергии в импульсе

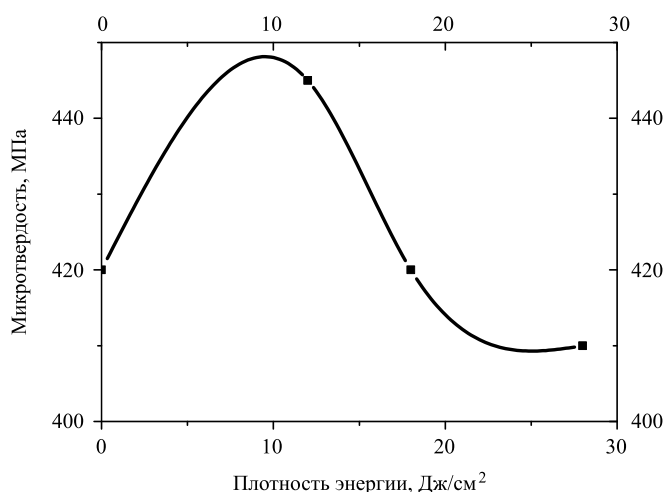


Рис. 8. Зависимость микротвердости от плотности энергии в импульсе при нагрузке 100 МПа

Результаты измерений микротвердости и остаточных напряжений хорошо согласуются с данными анализа текстуры, формируемой в поверхностных слоях. Видно, только при облучении с низкими плотностями энергии наблюдается образование остаточных сжимающих напряжений и текстуры сжатия, что определяет упрочнение материала при измерении микротвердости.

Выводы

1. Сильноточный импульсный электронный пучок микросекундной длительности является высокоэффективным инструментом для модифицирования структуры в поверхностных слоях мишеней из сплава ВТ8.

2. При облучении в поверхностных слоях лопаток протекают процессы: плавления, перераспределения элементов, кратерообразования, абляции, высокоскоростной кристаллизации из расплава, изменения фазового состава и дислокационной структуры, повышения плотности дислокаций, изменения размеров зерен, формирования остаточных растягивающих или сжимающих напряжений и др.

3. С применением сильноточных импульсных пучков удастся создать в поверхностном слое мишеней из сплава ВТ8 остаточные сжимающие напряжения при облучении с низкими значениями плотности энергии в импульсе — менее 20 Дж/см².

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЕ ССЫЛКИ

1. Шулов В.А., Новиков А.С., Энгелько В.И. Сильноточные электронные импульсные пучки для авиационного двигателестроения. Москва: Артек, 2012. 292 с.
2. Application of High-Current Pulsed Electron Beams for Modifying the Surface of Gas-Turbine Engine Blades / V.A. Shulov, A.N. Gromov, D.A. Teryaev, V.I. Engel'ko // Russian Journal of Non-Ferrous Metals. 2016. Vol. 57. No. 3. P. 256–265.
3. GESA-1 and GESA-2 accelerators of intense pulsed electron beams / V. Engel'ko, B. Yatsenko, G. Mueller, Y. Bluhm // Vacuum. 2001. No. 62(2–3). P. 211–216.
4. Структурно-фазовые изменения в поверхностных слоях деталей из титанового сплава ВТ6 при облучении сильноточными импульсными электронными пучками / В.А. Шулов, А.Г. Пайкин, О.А. Быценко и др. // Физика и химия обработки материалов. 2012. № 3. P. 18–25.
5. Perlovich Yu.A., Isaenkova M.G., Fesenko V.A. Three laws of substructure anisotropy of textured metal materials, revealed by X-ray method of generalized pole figures Materials // Processing and Texture, Ceramic Transactions. 2008. Vol. 200. P. 539–546.
6. Texture Formation in the Surface Layer of VT6 Alloy Targets Irradiated by Intense Pulsed Electron Beams / V.A. Shulov, A.N. Gromov, D.A. Teraev et al. // Inorganic Materials: Applied Research. 2017. No. 8 (3). P. 387–391.
7. Ушаков И.В., Симонов Ю.В. Управление физико-механическими свойствами поверхности титановых сплавов короткоимпульсным лазерным излучением // Вестник Московского государственного областного университета. Серия: Физика-математика. 2019. № (4). С. 30–42. DOI: 10.18384/2310-7251-2019-4-30-42.
8. Ushakov I., Simonov Yu. Formation of surface properties of VT18u titanium alloy by laser pulse treatment // Materials Today: Proceedings. 2019. Vol. 19. Part 5. P. 2051–2055. <https://doi.org/10.1016/j.matpr.2019.07.072>.



¹С.С. Самотугин, д-р техн. наук, ²В.И. Лавриненко, д-р техн. наук,
¹Ю.С. Самотугина, канд. техн. наук,
¹О.А. Христенко, ³О.Н. Шичева, ¹А.А. Пономаренко
(¹Приазовский государственный технический университет, Мариуполь,
²Институт сверхтвердых материалов имени В.Н. Бакуля НАН Украины, Киев,
³Мариупольский политехнический профессиональный колледж ГВУЗ "ПГТУ")
E-mail: samotugina_u_s@pstu.edu

Нанесение модифицированных слоев с нанокристаллической структурой на холоднотвердирующий инструмент

Исследованы закономерности формирования структуры и изменения параметров вязкости разрушения стали X12M при различных технологических вариантах плазменного поверхностного модифицирования. Показана возможность образования нанокристаллической мартенситно-карбидной структуры со средними размерами частиц 50...150 нм в поверхностных объемах у режущей кромки холоднотвердирующего инструмента.

Ключевые слова: высокохромистые стали, модифицирование, нанокристаллическая структура.

The regularities of the structure formation and changes in the fracture toughness parameters of the Kh12M steel are studied for various technological variants of plasma surface modification. The possibility for the formation of nanocrystalline martensite-carbide structure with average particle size of 50...150 nm in the surface volumes at the cutting edge of cold-working tool is shown.

Keywords: high-chromium steels, modification, nanocrystalline structure.

Среди операций холодного деформирования металла одной из наиболее распространенных является холодная резка. Стойкость холоднотвердирующего инструмента (рис. 1) зависит от удельного давления, параметров сложнапряженного состояния и, в ряде случаев, от температуры разогрева рабочей кромки [1, 2]. Кроме того,

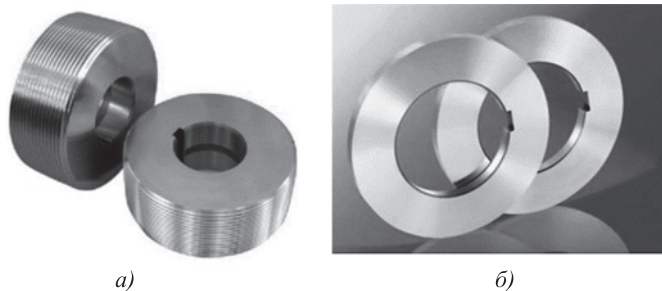


Рис. 1. Холоднотвердирующий инструмент:
а — резбонакатные ролики; б — дисковые ножи

в инструменте имеются участки (торцы, вершины режущих зубчиков и т.д.), в которых локальные напряжения могут значительно превышать средние значения удельных давлений, что может стать причиной хрупкого разрушения [3]. В связи с этим стали для холоднотвердирующего инструмента должны обладать высокой твердостью, обеспечивающей высокую износостойкость и сопротивление пластической деформации, и, возможно, более высокой вязкостью, так как хрупкое разрушение — одна из основных причин выхода из строя подобного инструмента [1...3].

Основной материал для изготовления холоднотвердирующего инструмента — высокохромистые стали типа X12M. По своей природе сталь X12M похожа на быстрорежущие, так как в ней происходят те же превращения, что и в быстрорежущих сталях [2], однако карбидная фаза в стали X12M по составу и свойствам существенно отличается, что оказывает влияние на выбор

оптимальных режимов объемной и поверхностной термообработки. Высокие эксплуатационные свойства (твердость, износостойкость) эта сталь приобретает благодаря наличию в структуре большого количества хромистых карбидов Cr_7C_3 , способных переходить в раствор, причем тем больше, чем выше температура нагрева под закалку [2].

Сталь X12M относится к ледебуритному классу. В отожженном состоянии сталь имеет структуру зернистого перлита с мелкими зернами карбидов Cr_7C_3 (рис. 2, а). Для сталей типа X12M, как и для быстрорежущей стали, большое значение имеет распределение карбидной фазы [2]. Строчечное скопление карбидов (карбидная ликвация) сильно ухудшает прочность стали. Обработка давлением — проковка — в полной мере неоднородность распределения карбидов в крупных поковках не устраняет.

Стандартная объемная термическая обработка стали X12M включает закалку от $1050\text{ }^\circ\text{C}$ с охлаждением в масле и последующий отпуск при $200\text{ }^\circ\text{C}$ [2]. Эффективным методом повышения стойкости инструмента из стали X12M является плазменное поверхностное модифицирование [3]. Исследованиями ранее установлено, что плазменная обработка стали X12M в отожженном состоянии не обеспечивает уровня твердости, соответствующего стандартной объемной обработке. Аналогичный вывод был сделан и для случаев плазменной обработки отожженной стали P6M5 [3]. При этом для стали X12M установлено еще и снижение ударной вязкости. По этой причине плазменное модифицирование не может быть рекомендовано взамен объемной термической обработки. Для достижения высоких значений твердости необходима высокая степень насыщенности твердого раствора [11] — так называемая предварительная подготовка структуры, которая при последующем плазменном воздействии и, возможно, финишном объемном отпуске, обеспечит протекание дисперсионного твердения высокодисперсной мартенситно-аустенитной смеси с выделением вторичных дисперсных карбидов.

Исследовано влияние плазменной обработки (плазмотроном косвенного действия с секционированной межэлектродной вставкой [4]) на структуру, твердость, ударную вязкость и характер разрушения образцов из стали X12M после объемной термической обработки. Выбор режимов плазменной обработки (согласно рекомендациям [3]) осуществлялся таким образом, чтобы обеспечить модифицирование (поверхностную сверхскоростную закалку из твердого или жидкого состояния) без оплавления поверхности, с микроплавлени-

ем (на глубину не более $0,1\text{ мм}$) и с макроплавлением (на глубину более 1 мм). Из массивных образцов после плазменной обработки вырезали образцы стандартных размеров $10 \times 10 \times 55\text{ мм}$ для испытаний на ударную вязкость с расположением модифицированной зоны поперек одной из боковых граней [3]. Испытывали образцы без надреза. После испытаний с определением ударной вязкости KC на изломах образцов выполняли замеры твердости HV , металлографические исследования структуры, рентгеноструктурный анализ фазового состава и электронно-фрактографические исследования изломов. Результаты испытаний приведены в таблице. Микроструктура и характер разрушения (электронные микрофрактограммы изломов) образцов, испытанных после различных вариантов обработки, приведены на рис. 2, 3.

После стандартной объемной термообработки (закалка + отпуск) сталь X12M имеет структуру, состоящую из аустенита, мартенсита и карбидов (см. рис. 2, а). Твердость объемнозакаленной стали повышается до $695...720\text{ HV}$ (см. таблицу). При последующей плазменной обработке образуется структура, которую металлографически можно представить (см. рис. 2, б) как ультрадисперсную мартенситно-карбидную смесь со средним размером частиц порядка $0,5\text{ мкм}$. По современным представлениям [5] материалы с такой структурой (размер зерна $0,1...1,0\text{ мкм}$) классифицируются как субмикроструктурные. Твердость стали X12M после плазменного модифицирования повышается на 20% , а ударная вязкость — на 50% , что объясняется качественным изменением микромеханизма разрушения — переходом от интеркристаллитного

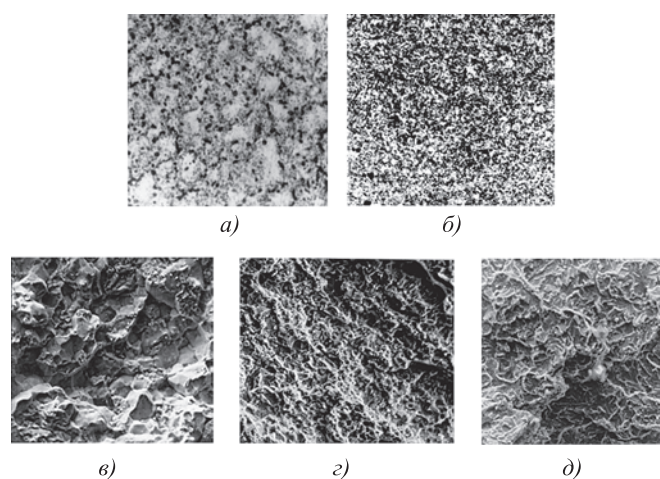


Рис. 2. Микроструктуры (а, б) и характер разрушения (в, г, д) стали X12M после объемной термообработки (а, в) и последующего плазменного модифицирования без оплавления поверхности (б, г); на границе модифицированной зоны с внутренней зоной отпуска (д). $\times 500$

Фазовый состав, твердость и ударная вязкость стали X12M при плазменном модифицировании

Вариант обработки	КС, МДж/м ²	HV	Фазовый состав, %		
			Аустенит	Мартенсит	Карбиды
Исходное состояние	0,08	695...720	18	68	14
Плазменная обработка без оплавления	0,12	840...855	21	70	9
Плазменная обработка с микроплавлением	0,06	705...725	70	26	4
Плазменная обработка с макроплавлением	0,05	640...655	85	13	2
Плазменная обработка без оплавления + отпуск	0,14	870...915	5	81	14
Плазменная обработка с микроплавлением + отпуск	0,09	785...830	7	77	16
Плазменная обработка с макроплавлением + отпуск	0,05	710...745	30	63	7

скола по границам действительного аустенитного зерна (см. рис. 2, в) к ультрадисперсному квазисколу (см. рис. 2, г). На границе модифицированной зоны с внутренней зоной отпуска происходит торможение магистральной трещины по механизму "ветвления траектории" [3] с образованием на изломах характерных ступеней (см. рис. 2, д).

Отпуск после плазменного модифицирования приводит к дополнительному повышению твердости и ударной вязкости (см. таблицу). Сочетание таких высоких значений твердости и вязкости (900 HV, КС = 0,14 МДж/м²) не достигается ни при каких режимах стандартной объемной обработки [2].

В результате отпуска при температуре 200 °С в металле модифицированной зоны происходят частичный распад остаточного аустенита и выделение ультрадисперсных вторичных карбидов. Из-за невысокой температуры отпуска указанные процессы останавливаются в начальной стадии. Внешних изменений структуры и характера разрушения при данном варианте обработки исследо-

ваниями не выявлено — они аналогичны случаю плазменной обработки без отпуска (см. рис. 2, б, г).

В том случае, когда регулированием режима плазменной обработки температура нагрева поверхностного слоя может достигнуть и превысить температуру плавления — реализуется уже другой вариант поверхностного модифицирования — за счет скоростной закалки из жидкого состояния. В нижележащих слоях, где оплавления не было, происходит закалка в твердом состоянии, аналогичная рассмотренному выше варианту обработки без оплавления [3].

При плазменном оплавлении стали X12M на значительную глубину — порядка 1 мм (макрооплавлении) — твердость оплавленной зоны значительно ниже твердости зоны плазменной закалки в твердом состоянии (см. таблицу). Это объясняется практически полным растворением первичных карбидов хрома. Основной структурной составляющей оплавленной зоны является остаточный аустенит, кристаллизующийся непосредственно из расплава по эвтектическому типу превращений [3, 6]. В условиях быстрого нагрева выделение карбидов из высоколегированного аустенита в интервале температур 20 °С...Ас₁ может не успеть пройти в той мере, чтобы обеспечить степень его обеднения углеродом и легирующими элементами, достаточную для инициирования и интенсивного развития полиморфного $\gamma \leftrightarrow \alpha$ -превращения [7].

Структура стали X12M при макроплавлении состоит из крупных зерен сильнопересыщенного аустенита (см. рис. 3, а). Разрушение металла оплавленного слоя происходит по механизму интеркристаллитного скола по границам аустенитных кристаллов (см. рис. 3, в), на поверхности которых в изломе четко видны сегрегированные частицы карбидов. Резкое снижение энергоемкости разрушения оплавленного слоя вызывает почти двукратное уменьшение ударной вязкости (см. таблицу). Отпуск после обработки с макроплавлением приводит к незначительному повышению твердости, что связано с частичным (из-за невысокой температуры нагрева) распадом остаточного аустенита и незначительным выделением вторичных карбидов (см. рис. 3, б). Однако ударная вязкость остается на том же низком уровне, так как сохраняется интеркристаллитный характер разрушения металла оплавленного слоя (см. рис. 3, г).

Качественные изменения структуры и свойств стали X12M происходят при обработке с оплавлением на малую глубину — порядка 0,1 мм (микрооплавлении) — по сравнению как с обработкой без оплавления, так и с макроплавлением.

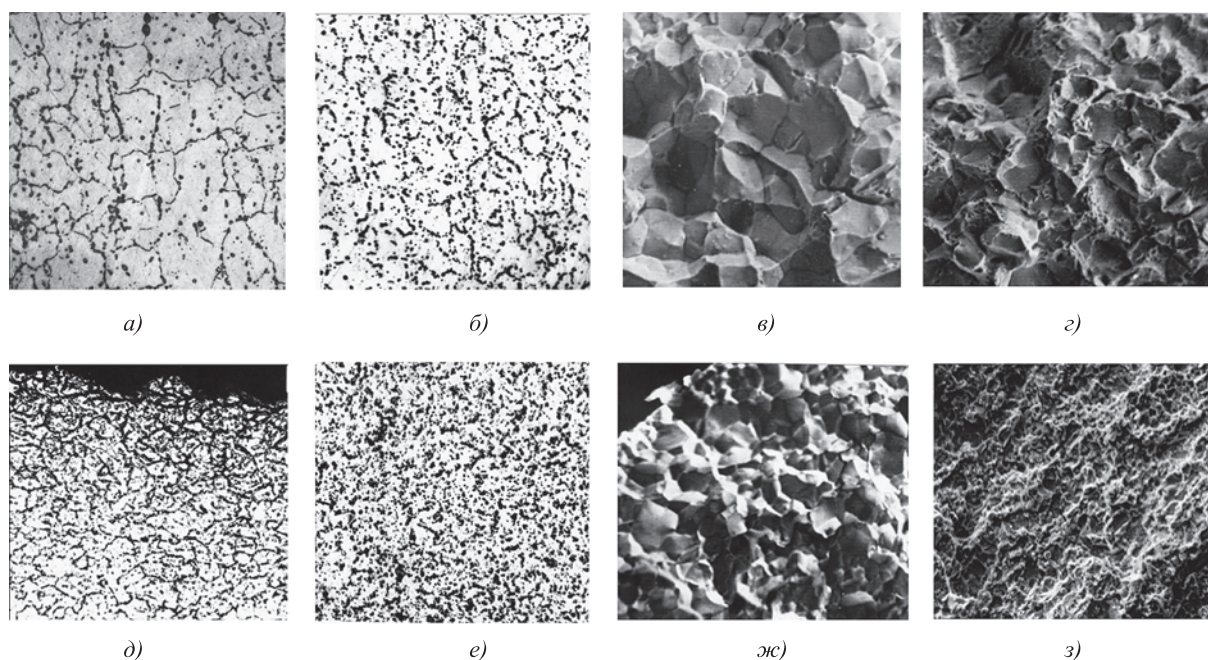


Рис. 3. Микроструктуры (а, б, д, е) и характер разрушения (в, г, ж, з) стали X12M после плазменного модифицирования с макроплавлением (а, в) и последующего отпуска (б, г) и с микроплавлением (д, ж) и последующим отпуском (е, з). $\times 500$

Структура зоны микроплавления состоит из сильно пересыщенного остаточного аустенита (до 70 %), высокодисперсного пластинчатого мартенсита, трудно выявляемого металлографическими методами (см. рис. 3, д) и незначительной доли нерастворившихся первичных карбидов глобулярной формы, не образующих сплошного каркаса. В таком металле мартенситное превращение происходит преимущественно в участках остаточного аустенита с пониженным содержанием углерода и легирующих элементов. При увеличении скорости охлаждения расплава диффузионный массоперенос (преимущественно углерода) на фронте роста кристаллов аустенита не успевает происходить в полной мере, что ограничивает образование γ -фазы. Это приводит, согласно [6], к вырождению дендритных форм кристаллизации и образованию в зоне микроплавления ячеистой структуры (см. рис. 3, д); каждое зерно имеет блочное строение, размер блоков порядка 0,1 мкм.

Исследованиями установлены некоторые отличия в характере влияния плазменного воздействия на структуру и свойства при плазменном микроплавлении сталей X12M (см. рис. 3) и Р6М5 [8]. В структуре микроплавленной зоны на стали Р6М5 основной структурной составляющей (51 %) является ультрадисперсный мартенсит, доля остаточного аустенита значительна, но составляет лишь 46 %. На стали X12M преобладает остаточный аустенит (70 %), а мартенсита содержится лишь

26 %. Это можно объяснить различиями в системе легирования данных сталей и теплофизических свойств карбидов вольфрама и хрома. Неодинаков и характер изменения эксплуатационных свойств — для стали Р6М5 вариант обработки с микроплавлением обеспечивает наиболее высокую твердость модифицированной зоны (до 925 HV [8]), в то время, как для стали X12M наиболее высокая твердость (до 850 HV) достигается при плазменном модифицировании без оплавления (см. таблицу). Ударная вязкость при плазменном микроплавлении в 2 раза ниже, чем при плазменной обработке без оплавления, что объясняется реализацией в зоне микроплавления механизма интеркристаллитного скола (см. рис. 3, ж).

Дополнительное повышение твердости и ударной вязкости стали X12M достигается в случае выполнения финишного объемного отпуска после плазменного модифицирования с микроплавлением. В этом случае ультрадисперсная ячеистая структура, сформировавшаяся при скоростной кристаллизации (см. рис. 3, д), дополнительно упрочняется благодаря выделению высокодисперсных вторичных карбидов размером порядка 0,1 мкм [8]. Структура модифицированной зоны после отпуска представляет собой ультрадисперсную мартенситно-карбидную смесь (см. рис. 3, е), которую по современной классификации [5] можно идентифицировать как субмикроструктурную. Твердость и ударная вязкость после отпуска повышаются,

хотя остаются ниже, чем при плазменном модифицировании без оплавления. Снижение хрупкости микроплавленного слоя при отпуске можно объяснить качественным изменением микромеханизма разрушения — переходом от интеркристаллитного скола (см. рис. 3, ж) к высокодисперсному квазисколу (см. рис. 3, з).

Таким образом, для массивного холоднодеформирующего инструмента из стали X12M наиболее дисперсная (субмикроструктурная) структура и сочетание наиболее высоких значений твердости и ударной вязкости достигаются в случае плазменного модифицирования после объемной закалки без оплавления с последующим (после плазменной обработки) объемным отпуском. Такая технология комплексного объемно-поверхностного упрочнения реализована на практике для повышения стойкости дисковых ножей из стали X12M (см. рис. 1, б) для порезки холоднокатанного листового проката [9].

Для быстрорежущей стали [16] наиболее высокая твердость (1010...1035 HV) достигается при плазменном модифицировании с микроплавлением поверхности и последующем объемном отпуске. В этом случае в ультрадисперсном литом металле слоя микроплавления в процессе отпуска равномерно выделяются наночастицы карбидов размером до 100 нм, играющие роль барьеров и препятствующие росту аустенитного зерна и, следовательно, кристаллов мартенсита при скоростной закалке из жидкого состояния (рис. 4), что можно объяснить с позиции теории барьеров [2, 8]. Частицы мартенсита размером до 150 нм в работе [5] названы наномартенситом, а метод получения таких структур при поверхностных энергетических воздействиях — наноструктурированием поверхности.

Для массивного инструмента с режущей поверхностью определенной формы нанесение модифицированной зоны с нанокристаллической структурой возможно и при плазменной обработке без оплавления поверхности. В частности, технология прямого плазменного наноструктурирования реализована для резбонарезного инструмента (гребенок) из стали Р6М5, режущая часть которого имеет зубчатую форму [10]. Аналогичную форму рабочей поверхности имеют резбонакатные ролики из стали X12M (см. рис 1, а).

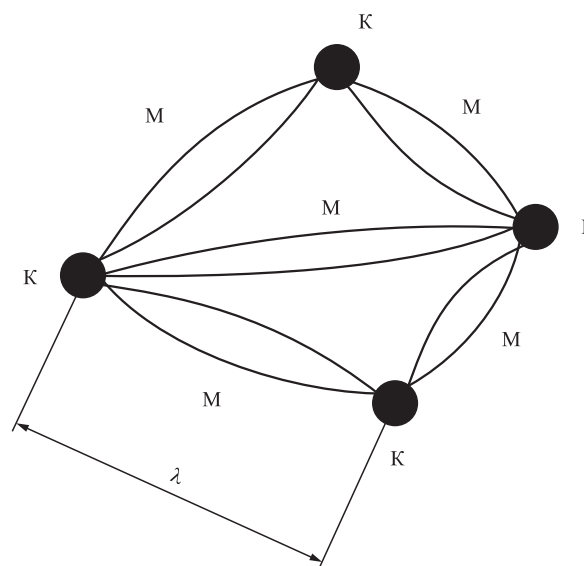


Рис. 4. Схема реализации барьерного эффекта при сверхскоростной закалке:

λ — среднее расстояние между упрочняющими частицами; К — частицы карбидов; М — пластины мартенсита

Из разновидностей конструкций резбонакатных роликов наиболее распространены ролики с открытым контуром [1], у которых внутренний диаметр не участвует в процессе образования резьбы, а наиболее напряженными (и, следовательно, наиболее изнашиваемыми) являются вершины режущих зубчиков (рис. 5).

Профиль резьбы роликов с открытым контуром (см. рис. 5, а) имеет два исполнения: с плоскосрезанной и закругленной вершиной (см. рис. 5, б).

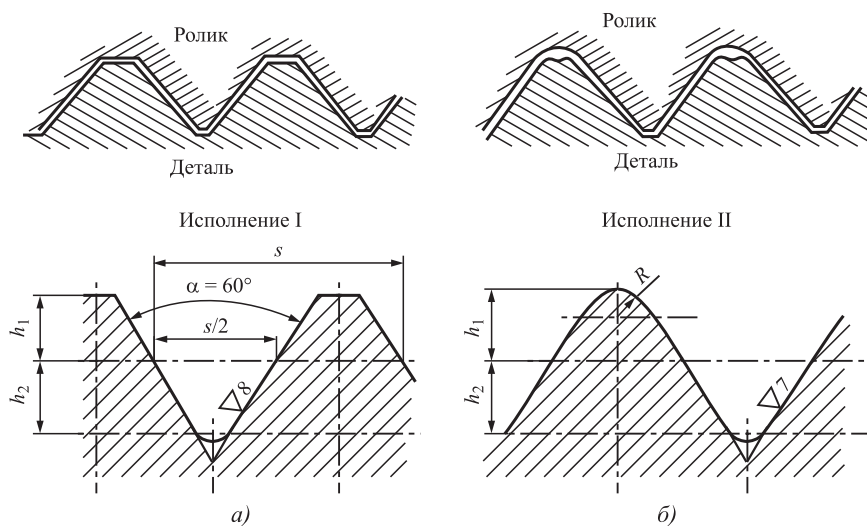


Рис. 5. Профиль резьбы, накатанной роликами с открытым контуром с вершиной:

а — плоскосрезанной; б — закругленной

Поскольку радиус скругления или размер плоского среза вершины очень малы [1], то в обоих случаях в качестве расчетной тепловой модели плазменного нагрева зубчатой поверхности можно принять [11, 12] поперечное обтекание плазменной струей конической поверхности.

Как установлено в работе [10], при плазменной обработке поверхности зубчатой формы с нагревом до температуры, близкой, но не превышающей температуру плавления, образование нанокристаллической структуры не связано с процессом скоростной кристаллизации расплава, а обусловлено фазовыми и структурными превращениями

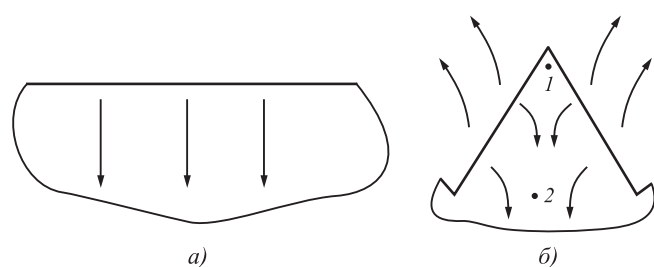


Рис. 6. Направление движения тепловых потоков при скоростном охлаждении в процессе плазменной обработки поверхности гладкой (а) и зубчатой (б) форм: 1, 2 — точки исследования микроструктуры и замеров твердости

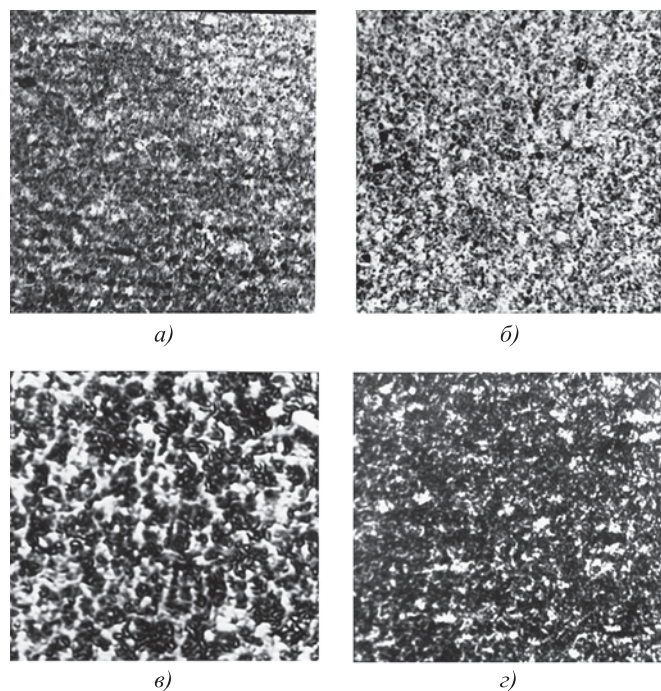


Рис. 7. Микроструктуры ($\times 2000$) в отдельных точках (см. рис. 6) модифицированной зоны на резбонакатных роликах из стали X12M после плазменной обработки (а, в) и последующего отпуска при 200 °С (б, г): точка 1 — а, б; точка 2 — в, г

в твердой фазе при увеличении скорости охлаждения объемов металла, прилегающих к режущей кромке (рис. 6). Возможность прямого лазерного наноструктурирования поверхности аналогичной формы (рис. 6, б) показана в работе [13].

Микроструктура в отдельных точках рабочей части резбонакатанных роликов из стали X12M приведена на рис. 7. При металлографических исследованиях с большим увеличением в точках, прилегающих к вершине зубчиков (точка 1 на рис. 6, б) четко наблюдается формирование нанокристаллической структуры со средним размером частиц карбидов и пластинчатого двойникованного мартенсита порядка 50...150 мкм (см. рис. 7, а), образовавшегося в результате распада ультрадисперсного аустенита в процессе сверхскоростной закалки. В процессе последующего отпуска металл модифицированной зоны в этих объемах дополнительно упрочняется за счет дисперсионного твердения, вызванного выделением вторичных наночастиц карбидов (см. рис. 7, б). Твердость в точке 1 после плазменного модифицирования составляет 945...965 НВ, а после последующего отпуска — 995...1015 НВ, что почти соответствует значениям, достигнутым для стали Р6М5 при плазменном наноструктурировании (микроплавление + отпуск) [8]. В точке 2, удаленной от вершины зубчика, охлаждение после плазменного воздействия происходит в основном за счет теплоотвода в материал ролика по схеме, приведенной на рис. 6, а. Структура в этой точке (см. рис. 7, в, г) и твердость (840...855 НВ, после отпуска — 870...915 НВ) аналогичны рассмотренным выше случаям плазменного модифицирования без оплавления массивных образцов из стали X12M.

Таким образом, на основании выполненных исследований в сопоставлении с результатами, полученными для стали Р6М5 в работе [8], можно сделать заключение, что при определенных вариантах плазменного модифицирования инструмента из быстрорежущих или высокохромистых сталей создаются возможности дополнительного повышения твердости (и теплостойкости для стали Р6М5 [8]) за счет образования в модифицированной зоне после финишного отпуска нанокристаллической мартенситно-карбидной структуры. Это может быть обработка массивного инструмента из быстрорежущей стали с микроплавлением [8], когда нанокристаллическая структура матрицы формируется в процессе сверхбыстрой кристаллизации оплавленного слоя. Другим случаем является плазменная обработка поверхности сложной (зубчатой) формы (см. рис. 6, б), когда нанокристаллическая структура матрицы форми-

руется в процессе сверхскоростной ($10^6 \dots 10^7$ °C/c) закалки в твердой фазе. Выделяющиеся в обоих случаях чрезвычайно дисперсные частицы карбидов играют роль барьеров (см. рис. 4) и препятствуют росту аустенитного зерна и, следовательно, кристаллов мартенсита при скоростной закалке как из жидкой, так и в твердой фазе.

Выводы

1. Для массивного холоднодеформирующего инструмента из стали X12M наиболее дисперсная (субмикроструктурная) структура и сочетание наиболее высоких значений твердости и ударной вязкости достигаются в случае плазменного модифицирования после объемной закалки без оплавления поверхности с последующим (после плазменной обработки) объемным отпуском.

2. Для инструмента из стали X12M с режущей поверхностью зубчатой формы прямое плазменное наноструктурирование возможно при обработке без оплавления — за счет образования в структуре в зонах у вершин режущих зубчиков частиц карбидов и наномартенсита размером до 50...150 мкм. Частицы карбидов играют роль барьеров, препятствующих росту аустенитного зерна, и, следовательно, пластин мартенсита. В процессе последующего отпуска металл модифицированной зоны дополнительно упрочняется за счет выделения вторичных наночастиц карбидов.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Родин П.Р.** Металлорежущие инструменты. М.: Высшая школа, 1974. 400 с.
2. **Гуляев А.П.** Металловедение. М.: Металлургия, 1986. 544 с.

3. **Самотугин С.С., Лещинский Л.К.** Плазменное упрочнение инструментальных материалов. Донецк: Новый мир, 2002. 338 с.

4. **Самотугин С.С., Пирч И.И., Мазур В.А.** Оптимизация конструкции плазматрона для поверхностного упрочнения материалов // Сварочное производство. 2002. № 12. С. 32—35.

5. **Молотилев Б.В.** Нанотехнологии — новое направление в прецизионной металлургии // Сталь. 2005. № 1. С. 97—100.

6. **Мирошниченко И.О.** Закалка из жидкого состояния. М.: Металлургия, 1982, 167 с.

7. **Влияние** дополнительного легирования никелем на структуру и свойства высокохромистых инструментальных сталей после закалки от различных температур / В.В. Горбатенко, В.П. Горбатенко, В.В. Пашинский, В.Г. Конарев // Научные труды ДНТУ. Металлургия. 2011. Вып. 12. С. 251—259.

8. **Самотугин С.С., Мазур В.А.** Плазменное микро- и наноструктурирование поверхности инструментальных сталей // Упрочняющие технологии и покрытия. 2013. № 4. С. 29—37.

9. **Плазменное** упрочнение дисковых ножей / С.С. Самотугин, В.А. Мазур, В.А. Гагарин, Д.С. Литвиненко // Инновационные технологии размерной обработки с применением инструментов из сверхтвердых материалов и упрочнения изделий. Магнитогорск: МГТУ им. Г.И. Носова, 2011. С. 78—87.

10. **Самотугин С.С., Христенко О.А.** Нанотехнологии в машиностроении: плазменное модифицирование резбонарезного инструмента // Вісник Приазов. держ. техн. ун. 2018. Вип. 37. С. 105—114.

11. **Шорин С.Н.** Теплопередача. М.: Высшая школа, 1964. 490 с.

12. **Неумоина Н.Г., Белов А.В.** Тепловые процессы в технологической системе резания. Волгоград: ВолгГТУ, 2006. 84 с.

13. **Возможность** прямого лазерного наноструктурирования поверхности без оплавления материала / В.Н. Токарев, В.Ю. Хомич, В.А. Шмаков, В.А. Ямщиков // Физика и химия обработки материалов. 2008. № 4. С. 15—25.



Указатель статей, опубликованных в журнале в 2020 г.

ОБЩИЕ ВОПРОСЫ УПРОЧНЕНИЯ

- Анкудимов Ю.П., Садовая И.В.** Теоретико-вероятностная оценка энергетических возможностей вибрационной отделочно-упрочняющей обработки в металлических обрабатываемых средах№ 9
- Безъязычный В.Ф., Тимофеев М.В., Любимов Р.В., Киселев Э.В.** Теоретическое обоснование применения комбинированных методов упрочнения поверхностей деталей машин в целях обеспечения их фреттингостойкости№ 8
- Берберов С.А., Лебедев В.А., Кочетов А.Н., Тороп Ю.А.** Повышение эффективности процесса дорнования шлицевых отверстий в условиях воздействия ультразвукового поля№ 9
- Бутенко В.И.** Влияние начального состояния поверхностей деталей на технологическую совместимость создаваемых на них функциональных слоев и покрытий№ 9
- Дмитриев А.М., Коробова Н.В.** Выбор технологического процесса производства деталей из порошков на железной основе, обеспечивающего их прочность№ 11
- Еремин Е.Н., Лосев А.С., Пономарев И.А., Бородихин С.А.** Структура, свойства и фазовый состав металла покрытий, полученных наплавкой порошковой проволокой Г7МЗС2АФТЮ№ 2
- Красильников В.В., Аль-Бдейри М.Ш., Сергеев С.В., Дубровина Н.А.** Анализ температуры оксидного покрытия поршня из алюминиевого сплава, используемого в дизельном двигателе№ 10
- Машков Ю.К., Полещенко К.Н., Еремин Е.Н., Теплоухов А.А., Несов С.Н., Семенюк Н.А., Серопян Г.М., Шубенкова Е.Г.** Получение слоисто-армированного нанокompозита на основе политетрафторэтилена методами лазерной абляции и ионно-плазменного модифицирования№ 12

- Мокрицкий Б.Я., Ситамов Э.С.** Выбор упрочняющих покрытий по результатам имитационного моделирования№ 4
- Мокрицкий Б.Я., Ситамов Э.С., Шелковников В.Ю.** Покрытия твердого сплава для точения стали 09Х17Н7Ю№ 12
- Никонова А.М., Баранникова С.А.** Оценки деформируемости металлов№ 6
- Потапов В.В., Ильин В.А.** Диагностика состояния гермообъема защитной оболочки АЭС по результатам контроля геометрии и механических свойств гермооблицовки№ 5
- Семенова Ю.С., Самуль А.Г., Мажуга С.В.** Применение ультразвукового поверхностного пластического деформирования при модификации поверхностного слоя№ 5
- Смоленцев В.П., Грицок В.Г., Смоленцева Я.С.** Отработка технологичности магистралей высокого давления при селективной сборке№ 8
- Стручков Н.Ф., Винокуров Г.Г.** Особенности формирования макроструктуры модифицированных износостойких покрытий из порошковых проволок№ 5
- Сухоруков С.И., Хрульков В.Н.** Обеспечение упрочнения сварных швов авиационных трубопроводов№ 2
- Табакон В.П., Аль Кадхими М.Ф.Д., Сагитов Д.И.** Исследование влияния износостойких покрытий на тепловое состояние спиральных сверл№ 10
- Томашевич А.М., Ширваньянц Г.Г., Теряев Д.А.** Повышение ресурса и надежности елочных пазов диска ТНД с помощью ультразвукового поверхностного упрочнения шариками№ 11
- Федорова М.О., Ильинкова Т.А., Балдаев Л.Х., Балдаев С.Л.** Износостойкие твердосмазывающиеся покрытия в газотурбинных двигателях№ 2
- Чаава М.М., Серга Г.В., Аль Обайди Луаи Мохаммед Раджаб.** Технологическая схема

- отделочно-упрочняющей обработки деталей в станках с винтовыми рабочими органами и обоснование мощности их привода.....№ 9
- Щедрин А.В., Алешин В.Ф., Игнаткин И.Ю., Чихачёва Н.Ю.** Исследование влияния угла наклона воздействующих поверхностей деформирующего элемента на характеристики силовой динамики метода комбинированного дорнования отверстий№ 5
- Щедрин А.В., Бекаев А.А., Краснова С.И.** Комбинированные инструменты для протягивания тел вращения.....№ 7
- Щедрин А.В., Игнаткин И.Ю., Чихачёва Н.Ю.** Исследование влияния типа технологической смазки и параметров поверхностного слоя инструмента на характеристики методов многозубого дорнования отверстий.....№ 6
- Щедрин А.В., Игнаткин И.Ю., Чихачёва Н.Ю.** Исследование закономерностей изменения коэффициента трения скольжения в инновационных методах комбинированного дорнования отверстий№ 4

МЕХАНИЧЕСКАЯ УПРОЧНЯЮЩАЯ ОБРАБОТКА

- Акулович Л.М., Ворошуха О.Н.** Упрочняющая магнитно-абразивная обработка поверхностей с управлением процессом резания№ 1
- Бараз В.Р., Эстемирова С.Х., Ишина Е.А., Копичникова П.И.** Влияние фрикционной обработки на структуру и упрочнение бериллиевой бронзы№ 4
- Безъязычный В.Ф.** К вопросу расчетного определения степени наклепа в поверхностном слое материала детали при механической обработке№ 4
- Безъязычный В.Ф., Тимофеев М.В.** Расчетное определение модуля упругости материала поверхностного слоя детали в случае упрочнения при механической обработке№ 11
- Блюменштейн В.Ю., Митрофанова К.С.** Исследование влияния технологических факторов процесса поверхностного пластического деформирования сложнопрофильным инструментом на качество поверхностного слоя№ 2
- Болобов В.И., Бочков В.С., Ахмеров Э.В., Плащинский В.А., Кривокрисенко Е.А.** О влиянии поверхностного упрочнения на ударно-абразивную износостойкость стали Гадфильда№ 6

- Гурьянов Г.Н.** Характер взаимосвязи простых и комплексных показателей напряженного состояния, запаса прочности и эффективности формоизменения проволоки№ 8
- Зайдес С.А., Машуков А.Н., Дружинина Т.Я.** Повышение качества контактных поверхностей затворного узла арматуры высокого давления алмазным выглаживанием№ 3
- Иванов В.В., Попов С.И., Донцов Н.С., Курская И.А.** Нанесение вибрационного двухкомпонентного твердосмазочного механохимического покрытия на различные детали из титанового сплава№ 9
- Кокорин В.Н., Подмарев Д.Р., Храмов М.А., Мишов Н.В., Шиллер Н.В.** Исследование напряженно-деформированного состояния материала заготовки при нагружении клиновидным инструментом.....№ 7
- Колганова Е.Н.** Теоретические и экспериментальные исследования процесса удаления заусенца свободными абразивами.....№ 7
- Кречетов А.А., Блюменштейн В.Ю., Петренко К.П.** Особенности напряженно-деформированного состояния металла поверхностного слоя при свободном ортогональном резании.....№ 11
- Крупеня Е.Ю., Шишкина А.П.** Технологические возможности виброотделки деталей гранулированными органическими средами из природных материалов№ 9
- Лебедев В.А., Отений Я.Н., Аль Обайди Луаи Мохамед Раджаб.** Методы отделочно-упрочняющей обработки длинных валов резанием и поверхностным пластическим деформированием.....№ 4
- Леонтьев Л.Б., Леонтьев А.Л., Шапкин Н.П., Макаров В.Н., Никифоров П.А.** Особенности трибомодифицирования поверхностного слоя стали и формирования износостойкого металлокерамического покрытия на поверхности трения№ 5
- Макаров В.Ф., Белобородов В.С.** Повышение надежности и долговечности деталей ГТД методами упрочняющей обработки.....№ 1
- Морозов А.В., Федотов Г.Д., Мушаратов Д.Р., Шамуков Н.И., Горшков А.Ю.** Повышение износостойкости подвижных прямобочных шлицевых соединений электро-механической обработкой№ 1
- Морозов А.В., Хабиева Л.Л., Кнуров А.А.** Моделирование тепловых процессов при электромеханическом дорновании отверстий в стальных заготовках№ 12

- Попов М.Е., Попов А.М., Корольков Ю.В., Сухоруков К.А.** Исследование процесса центробежно-ротационной обработки деталей в гранулированных средах.....№ 9
- Рахимьянов Х.М., Гилета В.П., Самуль А.Г.** Обеспечение микрогеометрического состояния поверхности деталей, выполненных из пластичных материалов, ультразвуковой обработкой.....№ 6
- Семенченко И.Ю., Васильев В.Б., Мордовцев А.А.** Выведение поправочного коэффициента для расчета установившейся шероховатости при вибрационной упрочняющей обработке с высокими амплитудами№ 4
- Тамаркин М.А., Тищенко Э.Э., Сосницкая Т.С., Новокрещенов С.А.** Обеспечение надежности технологических процессов обработки деталей динамическими методами ППД№ 9
- Тамаркин М.А., Тищенко Э.Э., Сосницкая Т.С., Рожненко О.А.** Проектирование технологических процессов обработки шарико-стержневым упрочнителем с учетом обеспечения их надежности.....№ 2
- Тамаркин М.А., Тищенко Э.Э., Троицкий В.М., Мордовцев А.А.** Подготовка деталей под покрытие обработкой в гранулированных абразивных средах.....№ 9
- Щедрин А.В., Бекаев А.А., Игнаткин И.Ю., Онищенко Д.О., Чихачёва Н.Ю.** Влияние состава металлоплакирующей смазки и технологии ее применения на контактные характеристики методов комбинированного дорнования отверстий.....№ 11
- Щедрин А.В., Игнаткин И.Ю., Бугаев А.М., Чихачёва Н.Ю.** Исследование характеристик силовой динамики методов комбинированного дорнования отверстий инструментом с регулярной микрогеометрией поверхности№ 8
- Щедрин А.В., Игнаткин И.Ю., Чихачёва Н.Ю.** Системное формирование информационных баз данных характеристик методов обработки для реализации алгоритмических процедур искусственного технологического интеллекта....№ 10

ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА

- Бочков В.С.** Повышение износостойкости рабочих органов экскаваторов№ 7
- Еремин Е.Н., Лосев А.С., Пономарев И.А., Бородихин С.А.** Жаростойкость металла покрытий наплавленных никельмарганце-молибденовой порошковой проволокой.....№ 11

- Жуковский Е.А., Артамонов А.В., Балдаев Л.Х., Неуймин В.М.** Моделирование горения и течения продуктов сгорания по тракту горелки К-2 для газотермического напыления защитных покрытий.....№ 11
- Ковтунов А.И., Семистенова Т.В., Бочкарев А.Г., Гущин А.А.** Исследование структуры и свойств наплавленных на медь сплавов системы Cu—Ti.....№ 8
- Кукареко В.А., Белоцерковский М.А., Григорчик А.Н., Астрашаб Е.В.** Износостойкость газотермических покрытий из сталей и псевдосплавов различных составов.....№ 8

ОБРАБОТКА КОНЦЕНТРИРОВАННЫМИ ПОТОКАМИ ЭНЕРГИИ

- Архипов В.Е., Муравьёва Т.И., Пугачев М.С., Щербакова О.О.** Структура и свойства газодинамических покрытий и оценка использования их в парах трения скольжения.....№ 6
- Безбородов И.А.** Детонационно-газовое напыление покрытий как управляемая система направленного формирования адгезии покрытий при восстановлении элементов механических систем автотракторных ДВС.....№ 11
- Гадалов В.Н., Филонович А.В., Ворначева И.В., Муратов М.А.** Исследование влияния режимов электроискрового легирования на кинетику массопереноса материала легирующего электрода на титановые сплавы для лопаток паровых турбин.....№ 10
- Злоказов М.В., Коротков В.А.** О практическом применении плазменной и лазерной закалки.....№ 6
- Иванов В.И.** Этапы развития и перспективы метода электроискрового легирования в России№ 3
- Ким В.А., Аунг Нгве Тэйн, Белова И.В.** Лазерное упрочнение металлических материалов.....№ 12
- Проскураков В.И., Родионов И.В.** Лазерное импульсное легирование коррозионно-стойкой хромоникелевой стали 12X18H10T с использованием графитовой пасты.....№ 5
- Фоминский Д.В., Неволин В.Н., Грицкевич М.Д.** Сравнительные исследования антифрикционных свойств тонкопленочных покрытий MoS_x , $MoSe_x$ и WSe_x , формируемых импульсным лазерным осаждением.....№ 1
- Харламов Ю.А.** Технологические системы получения газотермических покрытий№ 2
- Чудина О.В.** Принципы создания высокопрочных покрытий для трибосопряжений№ 6

**ХИМИЧЕСКАЯ,
ХИМИКО-ТЕРМИЧЕСКАЯ И
ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА**

- Абрашов А.А., Винокуров Е.Г., Егупова М.А., Скопинцев В.Д.** Химическое осаждение твердых композиционных покрытий Ni—Cu—P—Cr₂O₃№ 4
- Архипов В.Е., Муравьева Т.И., Пугачев М.С., Шкалей И.В.** Влияние технологических параметров газодинамического напыления на структурно-фазовые превращения в покрытии типа "латуни"№ 12
- Волосова М.А., Федоров С.В., Мосянов М.А.** Влияние архитектуры DLC-покрытий, полученных плазмохимическим осаждением, на износостойкость концевых фрез при обработке алюминиевого сплава и конструкционной стали.....№ 12
- Громов В.И., Курпякова Н.А., Коробова Е.Н., Дорошенко А.В., Кузнецов А.С.** Особенности образования диффузионных слоев при вакуумной цементации сталей 12Х2Н4А-Ш и 20Х3МВФ-Ш№ 5
- Ковтунов А.И., Хохлов Ю.Ю., Мямин С.В.** Влияние никеля на процессы формирования переходного слоя при жидкофазном алюминировании титана№ 7
- Овчаренко П.Г., Терешкина С.А., Лещев А.Ю., Тарасов В.В.** Влияние борирования на стойкость к абразивному изнашиванию хромсодержащих железоуглеродистых сплавов№ 10
- Панков В.П., Арустамова И.С., Степанова М.В., Фурсина А.Б., Арутюнян М.М.** Исследование закономерностей формирования диффузионных покрытий, нанесенных хромоалитированием в вакууме№ 10
- Панков В.П., Ковалев В.Д.** Исследование диффузионных покрытий, нанесенных методом хромоалитирования в вакууме№ 2
- Слезко М.Ю., Овчинников В.В., Учеваткина Н.В.** Влияние имплантации ионов серебра на закономерности изнашивания титана ВТ1-00№ 4
- Стрельников И.А., Пестряев Д.А., Садетдинов Ш.В.** Коррозионные характеристики углеродистой стали в растворах синтетических моющих средств.....№ 3
- Хусаинов Ю.Г., Агзамов Р.Д., Николаев А.А., Тагиров А.Ф.** Повышение эффективности процесса ионного азотирования титанового сплава ВТ6 с крупно- и ультрамелкозернистыми структурами.....№ 1

- Цих С.Г., Красуля А.А., Помельникова А.С.** Исследование структуры и свойств стали 38ХНЗМФА после низкотемпературного жидкостного борирования№ 7
- Цих С.Г., Красуля А.А., Помельникова А.С., Филимонов А.В.** Низкотемпературное жидкостное борирование чугуна нирезист.....№ 10

**ОБРАБОТКА
КОМБИНИРОВАННЫМИ МЕТОДАМИ**

- Григорьев С.Н.** Инновационные принципы создания монолитных керамических концевых фрез с антифрикционными износостойкими покрытиями для фрезерования труднообрабатываемых никелевых сплавов..№ 12
- Иванова Ю.С., Зарипов В.Н., Нго Ван Туен, Мьят Со Лвин, Йе Чжо У.** Исследование структуры среднеуглеродистых сталей после электромеханической обработки№ 10
- Копылов Ю.Р., Толчеев А.В., Горожанкина О.В.** Электрогальваномеханическое восстановление изношенных шеек крупнобаритных коленчатых валов толстым слоем железа с послойным упрочнением№ 6
- Паничев Е.В., Смоленцев В.П., Иванов В.В.** Технология чистовой комбинированной обработки минералокерамических покрытий№ 7
- Силаев Д.В., Сухочев Г.А., Гореликов Д.В., Гореликов В.Н.** Технологические особенности регулирования процесса комбинированной обработки поверхности сложного профиля№ 7
- Сухочев Г.А., Грымзин А.Ю., Подгорнов В.Н., Коденцев С.Н., Грицюк В.Г.** Повышение производственной технологичности рабочих поверхностей нагруженных деталей применением упрочняющей комбинированной обработки.....№ 4
- Усов С.В., Точилин И.П., Некрылов А.М., Родионов А.О.** Повышение эксплуатационного ресурса деталей машин с помощью комбинированных физико-технических методов.....№ 1
- Эдигаров В.Р.** Технологическое обеспечение закономерно изменяющихся параметров качества обрабатываемого поверхностного слоя детали№ 3
- Яковлев С.А., Замальдинов М.М., Глушенко А.А., Салахутдинов И.Р.** Влияние повышенных температур на упрочненные электромеханической обработкой структуры титанового сплава ВТ22.....№ 8

ПЕРСПЕКТИВНОЕ ОБОРУДОВАНИЕ И СИСТЕМЫ АВТОМАТИЗАЦИИ

Афонин С.М. Механические и регулировочные характеристики многослойного пьезоактюатора для наномехатроники№ 7

КОНТРОЛЬ КАЧЕСТВА УПРОЧНЯЮЩЕЙ ОБРАБОТКИ

Лебедев В.А., Кочубей А.А., Давыдова И.В., Дёмин Г.В. Технологические особенности упрочнения деталей в устройствах с вращающимся электромагнитным полем№ 9

Мельникова Е.П., Проконец Г.А., Проконец А.А. Обеспечение качества изделий на основе обоснования метода финишной обработки и ее надежности.....№ 9

УПРОЧНЯЮЩИЕ НАНОТЕХНОЛОГИИ

Атлуханова Л.Б., Козлов Г.В. Зависимость степени усиления нанокмполитов полимер/углеродные нанотрубки от структуры нанонаполнителя и молекулярных характеристик полимерной матрицы.....№ 6

Верещака А.А., Табаков В.П. Процессы трещинообразования в многослойных покрытиях с наноструктурными функциональными слоями в процессе резания№ 1

Копылов В.И., Пашенко В.Н., Свиточ И.О. Активация формирования структуры и управление свойствами хромоникелевых плазменных покрытий с наносоставляющими№ 3

Магомедов Гас.М., Магомедов Гус.М., Долбин И.В. Влияние агрегации исходного нанонаполнителя на степень усиления нанокмполитов полипропилен/глобулярный нанокмполит№ 8

Сенють В.Т., Витязь П.А., Валькович И.В., Хейфец М.Л., Колмаков А.Г. Влияние наноструктурного кубического нитрида бора на структуру и микротвердость термобарически обработанного самофлюсующего сплава ПГ-СР4.....№ 1

МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ НАНОСТРУКТУР

Коротаев Д.Н., Полещенко К.Н., Еремин Е.Н., Орлов П.В., Вершинин Г.А., Тарасов Е.Е. Эффект дальнего действия при формировании наноструктурных топокомполитов под воздействием комбинированных ионно-плазменных потоков№ 4

Коротаев Д.Н., Полещенко К.Н., Еремин Е.Н., Тарасов Е.Е. Влияние кластерно градиентной архитектуры наноструктурных топокомполитов на особенности трибозаимодействия с гетерофазным материалом№ 3

Ляховицкий М.М., Рошупкин В.В., Покрасин М.А., Минина Н.А. Размерные эффекты при непрерывном наноиндентировании.....№ 2

Шмермбекк Ю., Мигас Д.Б., Гутковский А.И., Гречихин Л.И. Эмиссионный портрет поверхности упрочняющего конструкционного материала.....№ 3

ИНФОРМАЦИЯ. ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ ОПЫТ

Левченко В.А., Панфилов Ю.В. Упрочняющие покрытия на инструменте (аналитический обзор материалов международной конференции).....№ 5

Указатель статей, опубликованных в журнале в 2019 г.№ 1

ООО "Издательство "Иновационное машиностроение", 107076, Москва, Колодезный пер., 2а, стр. 2.
Учредитель ООО "Издательство "Иновационное машиностроение".

Е-mail: utp@mashin.ru

Web-site: www.mashin.ru

Телефоны редакции журнала: (499) 268-47-19, 269-54-96.

Технический редактор *Копова Е.В.* Корректор *Сажина Л.И.*

Сдано в набор 11.11.2020 г. Подписано в печать 28.12.2020 г. Формат 60×88 1/8.

Бумага офсетная. Усл. печ. л. 5,88. Свободная цена.

Отпечатано в ООО "Канцлер", 150008, г. Ярославль, ул. Клубная, д. 4, кв. 49

Оригинал-макет: ООО "Авансед солюшнз". 119071, г. Москва, Ленинский пр-т, д. 19, стр. 1

Сайт: www.aov.ru