

УПРОЧНЯЮЩИЕ ТЕХНОЛОГИИ И ПОКРЫТИЯ

Том 16
2020
№ 8 (188)
август

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.
Ю.Р. КОПЫЛОВ, 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

- 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 339
- Смоленцев В.П., Грицюк В.Г., Смоленцева Я.С.** Оработка технологичности магистралей высокого давления при селективной сборке 343



МЕХАНИЧЕСКАЯ УПРОЧНЯЮЩАЯ ОБРАБОТКА

- Гурьянов Г.Н.** Характер взаимосвязи простых и комплексных показателей напряженного состояния, запаса прочности и эффективности формоизменения проволоки 348
- 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 360



ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА

- Ковтунов А.И., Семистенова Т.В., Бочкарев А.Г., Гушин А.А.** Исследование структуры и свойств наплавленных на медь сплавов системы Cu—Ti 366
- Кукареко В.А., Белоцерковский М.А., Григорчик А.Н., Астрашаб Е.В.** Износостойкость газотермических покрытий из сталей и псевдосплавов различных составов 371



ОБРАБОТКА КОМБИНИРОВАННЫМИ МЕТОДАМИ

- Яковлев С.А., Замальдинов М.М., Глущенко А.А., Салахутдинов И.Р.** Влияние повышенных температур на упрочненные электрохимической обработкой структуры титанового сплава VT22 376



УПРОЧНЯЮЩИЕ НАНОТЕХНОЛОГИИ

- Магомедов Гас.М., Магомедов Гус.М., Долбин И.В.** Влияние агрегации исходного нанонаполнителя на степень усиления нанокompозитов полипропилен/глобулярный нанополлимер 380

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. 16
2020
№ 8 (188)
August

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
Yu.R. KOPYLOV
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

- Bez'yazychny V.F., Timofeev M.V., Lyubimov R.V., Kiselev E.V.** Theoretical justification for use of combined methods for hardening of surfaces of machine parts in order to control their fretting resistance 339
- Smolentsev V.P., Gritsyuk V.G., Smolentseva Ya.S.** Testing of manufacturability of high-pressure pipelines for selective assembly 343

MECHANICAL STRENGTHENING PROCESSING

- Gur'yanov G.N.** Nature of relationship between simple and integrated indicators of stressed state, safety margin and efficiency of wire forming 348
- Shchedrin A.V., Ignatkin I.Yu., Bugaev A.M., Chikhacheva N.Yu.** Study of power dynamics characteristics of combined mandrelling methods of holes by regular surface microgeometry tool 360

THERMAL PROCESSING

- Kovtunov A.I., Semistenova T.V., Bochkarev A.G., Gushchin A.A.** Study of structure and properties of Cu—Ti alloys surfaced on copper 366
- Kukareko V.A., Belotserkovsky M.A., Grigorichik A.N., Astrashab E.V.** Wear resistance of gas-thermal coatings from steels and pseudoalloys of various compositions 371

PROCESSING BY COMBINED METHODS

- Yakovlev S.A., Zamal'dinov M.M., Glushchenko A.A., Salakhutdinov I.R.** Effect of increased temperatures on structures of titanium VT22 alloy strengthened by electromechanical processing 376

STRENGTHENING NANOTECHNOLOGY

- Magomedov Gas.M., Magomedov Gus.M., Dolbin I.V.** Effect of aggregation of initial nanofiller on reinforcement degree of polypropylene/globular nanocarbon nanocomposites 380

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



¹В.Ф. Безъязычный, ¹М.В. Тимофеев, ²Р.В. Любимов, ¹Э.В. Киселев
(¹Рыбинский государственный авиационный технический университет имени П.А. Соловьева,
²НПО ОДК — "Сатурн", Рыбинск)
E-mail: technology@rgatu.ru

Теоретическое обоснование применения комбинированных методов упрочнения поверхностей деталей машин в целях обеспечения их фреттингостойкости

Изложено теоретическое обоснование процесса упрочнения поверхностного слоя деталей машин при комбинированных методах упрочнения поверхностей с последующим нанесением упрочняющих покрытий, а также снижение или повышение предела выносливости вследствие фреттинг-процесса.

Ключевые слова: фреттинг-процесс, предел выносливости, модуль упругости материала, механическая обработка, упрочняющие методы обработки.

The theoretical justification for the hardening process of the surface layer of machine parts for combined methods of surface hardening with subsequent application of strengthening coatings, as well as reducing or increasing the fatigue limit due to the fretting process is presented.

Keywords: fretting process, fatigue limit, elasticity modulus of material, mechanical processing, hardening methods of processing.

Основным механизмом разрушения металлических поверхностей при установившемся фреттинг-процессе является малоцикловая усталость поверхностных слоев материала детали вследствие формирования и развития дислокационной структуры в ходе пластической деформации контактирующих микрообъемов. В то же время изменение плотности дислокаций — дефектов кристаллической решетки под воздействием различных внешних силовых факторов существенно влияет на физико-механические свойства поверхности материалов, в частности на модуль нормальной упругости и внутреннее трение [1].

Кроме того, в условиях абразивно-силового воздействия установлена периодическая зависимость модуля упругости поверхностного слоя материала от продолжительности обработки, а также корреляционная взаимосвязь контактной жесткости материалов с модулем упругости. Вместе с тем исследований влияния фреттинг-коррозии как одного из видов внешнего силового

воздействия на внутреннее трение и модуль упругости поверхностного слоя металлов не проводилось на достаточном уровне.

Для обеспечения заданного предела выносливости материала детали необходимы определенные сочетания значений параметров качества поверхностного слоя, получить которые можно при управлении процессом резания. В этих целях целесообразно найти зависимость между пределом выносливости материала обрабатываемой детали и режимами обработки, а следовательно, и параметрами качества поверхностного слоя, через энергетический критерий процесса резания, характеризующий работу, затрачиваемую на снятие припуска. В качестве характеристик сопротивления усталости используются предел выносливости и критерий степени поврежденности материала. Предел выносливости определяется в процессе усталостных испытаний, проведение которых требует значительных временных и материальных затрат. В этом смысле выгодно отличается от

предела выносливости критерий поврежденности материала, характеристикой которого является изменение модуля упругости. При повреждении детали происходит изменение характеристик материала: микротвердости, модуля нормальной упругости и др.

Для определения предела выносливости детали после обработки можно воспользоваться следующим соотношением [1]:

$$\frac{\sigma_{-1M}}{\sigma_{-1исх}} = f\left(\frac{E_{обр}}{E_{исх}}\right),$$

где σ_{-1M} и $\sigma_{-1исх}$ — пределы выносливости материала деталей после обработки и в исходном состоянии (до обработки) соответственно;

$E_{обр}$ и $E_{исх}$ — модули упругости материала поверхностного слоя деталей после обработки и в исходном состоянии соответственно.

Соотношение модулей упругости материалов соединенных деталей в исходном состоянии и после обработки на основе выполненных исследований имеет вид [2]:

$$\frac{E_{обр}}{E_{исх}} = \frac{CA^K}{E_{исх}},$$

где C и K — величины, зависящие от свойств обрабатываемого материала;

A — энергетический критерий процесса резания.

Значение энергетического критерия процесса резания A до начала обработки можно рассчитать по формуле профессора С.С. Силина [3]:

$$A = \frac{1}{\frac{2,85E^{0,1}}{B^{0,43} \sin^{0,05} \alpha} + 0,6625 \frac{\Gamma D^{0,3} E^{0,175}}{B \sin^{0,165} \alpha}},$$

где $B = \frac{va_1}{a}$ — критерий процесса резания, характеризующий степень влияния режимных условий процесса резания по сравнению с влиянием теплофизических свойств обрабатываемого материала;

v — скорость резания, м/с;

a_1 — толщина сечения среза, м;

a — температуропроводность обрабатываемого материала, м/с²;

$\Gamma = \frac{\lambda_p}{\lambda} \beta \varepsilon$ — безразмерный комплекс, отражающий влияние геометрии инструмента и отношения теплопроводностей инструментального и обрабатываемого материалов;

λ и λ_p — коэффициенты теплопроводности соответственно обрабатываемого и инструментального материалов;

β и ε — угол заострения и угол при вершине резца в плане, рад;

$D = \frac{a_1}{b_1}$ — безразмерный комплекс, характеризующий геометрию сечения среза;

b_1 — ширина среза, м;

$E = \frac{\rho_1}{a_1}$ — безразмерный комплекс, характеризующий влияние на процесс резания геометрической формы режущей кромки резца;

ρ_1 — радиус округления режущей кромки резца, м;

α — задний угол резца, °.

Таким образом, модуль упругости материала поверхностного слоя не соответствует исходному значению (до обработки) и после обработки он определяется по зависимости

$$E_{обр} = CA^K.$$

Тогда можно принять

$$\sigma_{-1} = \frac{CA^K}{E_{исх}} \sigma_{-1исх}.$$

В дальнейшем он изменяется и в процессе эксплуатации, в том числе при работе детали в условиях фреттинг-износа.

При комплексном обеспечении требуемых эксплуатационных свойств ответственных деталей газотурбинных двигателей (ГТД), работающих в условиях фреттинг-коррозии, целесообразно применять комбинированные технологические методы повышения фреттингостойкости рабочих поверхностей (нанесение покрытий после механической обработки).

Как показывает опыт, наибольшее сопротивление фреттинг-износу оказывают твердосплавные покрытия, полученные методами детонационного напыления и индукционной наплавки. Проведенные авторами сравнительные испытания фреттингостойкости образцов (пластинок) из твердосплавных композиций ВК15 и ВН20 с использованием ударного метода определения модуля упругости материала поверхностного слоя детали $E_{пов}$ показали значительное повышение износостойкости последних по отношению к обычным конструкционным материалам при прочих равных условиях. Результаты представлены на рис. 1.

Установлено, что фреттинг-изнашивание одноименных пар образцов из ВК15 и ВН20 не приводит к существенному изменению структурного состояния поверхностного слоя, поскольку зависимости $\Delta E/E = f(N)$ представлены практически горизонтальными линиями. При этом суммарный линейный фреттинг-износ образцов на базе $N = 2,5 \cdot 10^5$ циклов испытаний составил

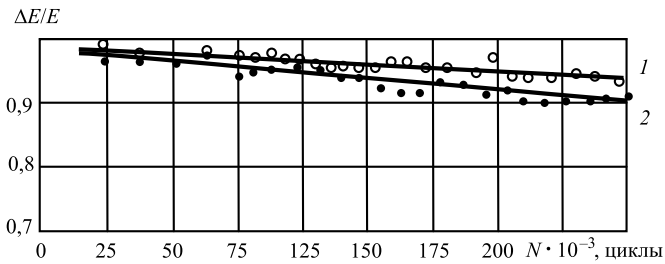


Рис. 1. Зависимости относительного изменения $E_{пов}$ от продолжительности фреттинг-изнашивания одноименных пар образцов:

E — исходное значение модуля упругости материала детали до обработки; ΔE — разность между значением модуля упругости до циклического нагружения и его значения после определяемого значения циклов нагружения; 1 — VN20; 2 — VK15

$h_{и} = 5...10$ мкм. Это объясняется благоприятным сочетанием физико-механических свойств данных материалов: высокой твердости (87...92 HRA) и модуля нормальной упругости ($E = (6,0...6,5) \cdot 10^5$ МПа).

Одновременное использование поверхностного пластического деформирования (ППД) и твердых покрытий связано с проблемой совместимости различных технологических методов и зависит от физико-механических и химических свойств материала деталей. Так, применение ППД после нанесения покрытия может повредить его, а нанесение покрытия после ППД — снизить эффект упрочнения. В то же время в отечественной авиационной промышленности имеется положительный опыт применения комбинированных технологических методов повышения эксплуатационных свойств деталей из титановых сплавов VT3-1 и VT [4, 5].

В работе [4] предложен комбинированный метод упрочнения, заключающийся в обработке поверхности деталей из сплава VT3-1 стальными шариками из стали ШХ15 в дробеструйной установке с последующим импульсным анодированием в водном растворе серной и фосфорной кислот. Результаты испытаний показывают, что фреттинг-усталость образцов по предлагаемому методу на 30 % больше, чем у неупрочненных. Повышение сопротивления усталости объясняется высокой микротвердостью и низким коэффициентом трения поверхностной пленки, что уменьшает вероятность возникновения фреттинга, а также наличием сжимающих остаточных напряжений, способствующих увеличению сопротивления циклическим нагрузкам.

В работе [5] исследована эффективность использования детонационного покрытия из смеси порошков карбида вольфрама с кобальтом (VK15)

с предварительной подготовкой поверхности в виде поверхностного пластического деформирования стальными микрошариками $d = 30...250$ мкм и электрокорундом № 016-80 для повышения сопротивления усталости сплава VT8 в условиях фреттинг-изнашивания. Покрытие напыляли на автоматической детонационной установке при соотношении ацетилена и кислорода в рабочей смеси 1:1,4. После напыления покрытие подвергали алмазному шлифованию. Толщина напыленного слоя после обработки составляла 0,15...0,25 мм, параметр шероховатости поверхности $Ra = 0,368$ мкм.

Испытания на фреттинг-усталость проводили на электродинамическом вибростенде при нормальной температуре и колебаниях по первой изгибной форме с частотой $f = 150$ Гц. Эскиз образцов представлен на рис. 2. База испытаний $N_0 = 1 \cdot 10^7$ циклов. Для оценки влияния способов подготовки поверхности основного материала на сопротивление усталости образцы подвергали различной обработке и испытывали на многоцикловую усталость методом ступенчатого увеличения нагрузки начиная с амплитуды $\sigma_a = 150...200$ МПа со ступенькой нагружения $\Delta\sigma = 50$ МПа. Результаты испытаний приведены в таблице.

Из приведенных в таблице данных видно, что пределы выносливости материала образцов в условиях фреттинг-усталости при вероятности разрушения $P = 50$ % у образцов с подготовкой поверхности ФР и ФР + ШЛ практически одинаковы — 120 МПа. Таким образом, при механической обработке без упрочняющих методов обработки предел выносливости не изменится, что связано с изменением модуля упругости материала поверхностного слоя детали, т.е. в этом случае покрытие нецелесообразно.

Предварительное упрочнение поверхности основы пневмодинамическим методом (ПДУ) (варианты 3—6) способствует повышению предела выносливости до 170 МПа. При этом существен-

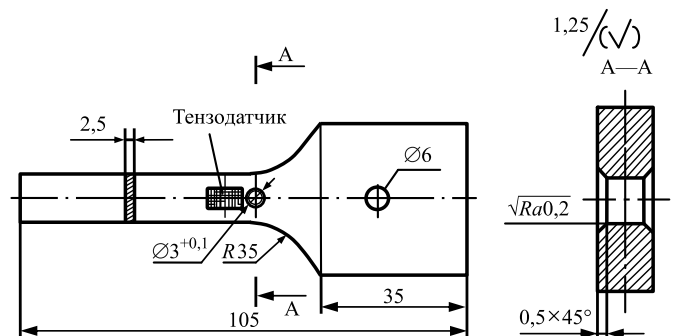


Рис. 2. Эскиз специального образца для проведения сравнительных испытаний на многоцикловую усталость

Результаты сравнительных испытаний образцов на сопротивление усталости

Вариант	Способ подготовки поверхности основы	Предел выносливости, МПа	
		после обработки σ_{-1}	с покрытием в условиях фреттинга σ_{-1}^{Φ}
1	ФР	120	120
2	ФР + ШЛ		
3	ФР + ПДУ		170
4	ФР + ШЛ + ПДУ		
5	ФР + ШЛ + ПДУ + ПО		
6	ФР + ПДУ + ПО		
7	ФР + УМШ	150	200
8	ФР + ШЛ + УМШ		
9	Исходный (без покрытия)	370	120

Примечание: ФР — фрезерование; ШЛ — шлифование; ПО — пескоструйная обработка; ПДУ — пневмодинамическое упрочнение; УМШ — упрочнение микрошариками.

ного влияния промежуточных операций (шлифование, пескоструйная обработка) на сопротивление усталости сплавов ВТ3-1, ВТ8 не обнаружено.

Предварительное упрочнение поверхности материала микрошариками (УМШ) (варианты 7 и 8) увеличивает предел выносливости образцов в условиях фреттинг-усталости до 200 МПа. Дополнительная операция шлифования перед упроч-

нением на сопротивление фреттинг-усталости не оказывает влияния. Для образцов, упрочненных микрошариками без покрытия и испытанных на многоцикловую усталость, предел выносливости составил 150 МПа.

Таким образом, упрочнение (пневмодинамическое и микрошариками) поверхности материала детали перед детонационным напылением повышает сопротивление фреттинг-усталости сплавов ВТ3-1, ВТ8 с покрытием ВК15 по сравнению с образцами без упрочнения на 30...40 %. Это обусловлено существенным изменением модуля упругости материала поверхностного слоя детали.

Обобщая изложенные выше результаты теоретических и экспериментальных исследований эффективности применения различных технологических методов повышения циклической долговечности деталей ГТД, можно рекомендовать комбинированные методы, предложенные в работах [1, 5] для обеспечения требуемой циклической долговечности деталей.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Драпкин Б.М., Кононенко В.К., Безъязычный В.Ф. Свойства сплавов в экстремальном состоянии. М.: Машиностроение, 2004. 256 с.
2. Безъязычный В.Ф. Метод подбора в технологии машиностроения. М.: Машиностроение, 2012. 320 с.
3. Силин С.С. Метод подбора при резании материалов. М.: Машиностроение, 1979. 152 с.
4. Серебряков В.И., Рузин В.П. Повышение сопротивления фреттинг-усталости титанового сплава ВТ3-1 // Авиационная промышленность. 1985. № 8. С. 51.
5. Кулешов Н.М. и др. Сопротивление усталости сплава ВТ8 с детонационным покрытием в условиях фреттинг-коррозии // Авиационная промышленность. 1986. № 10. С. 52—53.



В.П. Смоленцев, В.Г. Грицок, Я.С. Смоленцева
(Воронежский государственный технический университет)
E-mail: vsmolen@inbox.ru

Отработка технологичности магистралей высокого давления при селективной сборке

Приведены технические характеристики установок для испытания труб, эксплуатируемых при высоких давлениях протекающих через них рабочих сред. Показано, что проведение испытаний дает возможность до начала сборки магистрали выбрать те трубы, которые обеспечивают их высокую надежность эксплуатации при любых предельных напорах и перепадах температур. Разработанное оборудование защищено патентами и имеет ряд эксплуатационных достоинств: научно обоснованный уровень автоматизации, длительный срок службы. Это позволило сократить количество обслуживающего персонала, что особенно важно в условиях транспортировки топлива через северные регионы. Созданы новые конструкции устройств, обеспечивающих надежную эксплуатацию уплотнений в магистралах, работающих при больших перепадах температур в диапазонах от криогенных сред до высокого нагрева в зоне горения.

Ключевые слова: технологичность, магистраль, высокое давление, сборка, установки, испытания.

Technical characteristics of installations for testing pipes operating at high pressures of working media flowing through them are presented. It is shown that testing allows one to choose those pipes that provide their high reliability of operation at any maximum pressure and temperature differences before the start of the main line assembly. The created equipment is protected by patents and has operational advantages: scientific-based level of automation, long service life. This allowed to reduce the number of maintenance personnel, which is especially important in the conditions of fuel transportation through the Northern regions. New designs of devices to ensure reliable operation of seals in pipelines operating at large temperature differences in the ranges from cryogenic media to high heating in the combustion zone is created.

Keyword: manufacturability, main line, high pressure, assembly, installation, testing.

Введение

В изделиях двигателестроения, при транспортировке нефтегазовых продуктов, в бытовой технике широко применяют магистрали, работающие при высоких давлениях. Давление по длине магистрали может существенно изменяться, что следует учитывать при подборе элементов для сборки трассы. Использование селективного подхода — необходимое условие обеспечения надежности технологичности магистралей [1–4]. Мировой опыт бурения скважин показывает [1] прямую зависимость роста давления в трубах от увеличения глубины газовых скважин (в настоящее время давление в трубах может превышать 70...80 МПа). Поскольку трубы находятся под высоким давлением, необходимо проводить их комплексные испытания до сборки магистрали [4, 5]. Еще большие ограничения существуют для трубопроводов летательных аппаратов, где необоснованный запас прочности ведет к повышению массы изделий и ухудшает весовые характеристики.

Цель работы — создание магистралей из труб, имеющих установленную в процессе предварительных испытаний предельную прочность, обеспечивающую при рабочем давлении на каждом

участке заданный ресурс магистрали по всей длине трассы прокачки жидких и газовых сред под высоким давлением.

Анализ эксплуатационных показателей, влияющих на технологичность изделий

В работе [6] показано влияние перепадов температур на детали техники, эксплуатируемой в северных районах. Ожидаемый ресурс деталей машин, работающих на северных территориях, может снижаться до 50...80 % от заявленного изготовителем по сравнению со средними широтами. В процессе отработки технологичности предлагаются различные мероприятия, например, заменять уже использующиеся в изделиях материалы на более дорогие, но позволяющие осуществить закалку на большую твердость.

Вторым направлением исследований при отработке технологичности является корректировка конструктивных параметров труб (увеличение толщины стенок), установленных ГОСТами, и повышение механических свойств материала труб. Однако это приводит к увеличению затрат.

Третьим направлением работ при отработке технологичности является нанесение покрытий,

Таблица 1

Сравнительная оценка различных методов нанесения покрытий

Вид покрытия	Стоимость	Повышение ресурса
	относительно осталивания	
Гальваническое осталивание	1,0	1,0
Хромирование	3...5	1,3...1,6
Металлизация	2...3	1,2...1,3
Вибронаплавка	1,8...2,5	1,5...1,6

существенно изменяющих эксплуатационные свойства магистралей (долговечность, поддержание работоспособности и др. [7]). В табл. 1 приведена сравнительная оценка технологичности стальных труб с различными покрытиями. В ряде случаев нанесение покрытий технологично, особенно с учетом эксплуатационных издержек, связанных с использованием и ремонтом магистралей длительного применения.

Кроме того, при отработке производственной технологичности следует включать в технологический процесс упрочняющие операции [6] (например, получение оптимального ресурса за счет управления режимами раскатки труб при их изготовлении, виброударное упрочнение и т.д.).

На окончательную оценку уровня технологичности могут влиять не только перечисленные факторы, но и их взаимодействие в процессе эксплуатации при различных внешних воздействиях. При сборке магистралей требуется подобрать сочетание труб, при котором вся трасса будет иметь одинаковый ресурс, а в случае летательных аппаратов, еще и минимальную массу. Для объективного выбора труб магистралей предложен способ [5] и созданы установки [1–3] для испытания под давлением конкретных труб и определения их места в магистрали.

Напорные трубы в магистралях для добычи и транспортировки жидкостей и газов проходят испытания при давлениях, превышающих в 1,2–1,5 раза рабочие значения. Необходимость подобных испытаний диктуется, в частности, условиями бурения скважин: давление внутри трубы при глубине скважин 8000 м достигает 80 МПа. В настоящее время основное количество труб для газовых скважин проходит испытания под давлением не более 70 МПа, но прогнозируется повышение давления до 90...100 МПа. Проблемы на добывающих промыслах связаны с разрывом труб при высоких давлениях, причем это относится как к поставкам труб металлургическими заводами России, так и из других государств.

Обоснование схемы установки для испытания труб при селективной сборке магистралей

Ранее используемые схемы испытательных установок не давали возможности получения объективных данных о допустимых давлениях прокачиваемых сред для конкретных труб из-за возможности изгиба их оси, что вызывало дополнительные усилия и приводило к разрушению труб при давлениях, даже меньших, чем предельно допустимые. Применение повышенных давлений для всех испытываемых труб вызывало их остаточную деформацию — браковочный признак. Автоматизированные контрольные устройства, предусмотренные в разработанных испытательных установках [2, 3], не допускают пластической деформации труб, поддерживают совмещение их осей с осью самой установки. Это обеспечивается применением способа [5] селективного отбора труб по их возможности выдерживать предельные внутренние давления, что оценивается по уменьшению длины трубы за счет ее расширения ниже значения, после которого происходит разрыв стенки и утрата изделия.

В зависимости от значений импульсных нагрузок внутри трубы, ее материала и размеров, радиальное предельное напряжение, которое способна выдерживать труба, должно быть меньше предела прочности на разрыв материала трубы [8, 9]:

$$\sigma_r < \sigma_B, \quad (1)$$

С учетом того, что наружное давление по сравнению с внутренним пренебрежимо мало, значение σ_r можно рассчитать по формуле Эйлера

$$\frac{p_n r_1^2}{t(2r_1 + t)} - \frac{p_n r_1^2 (r_1 + t)^2}{t(2r_1 + t)\rho^2} \geq -\sigma_B, \quad (2)$$

где p_n — предельное давление внутри трубы;
 r_1 — внутренний радиус трубы;
 t — толщина стенки трубы;
 ρ — координаты рассматриваемой точки.

В процессе испытаний возможно возникновение напряжений внутри трубы, не превышающих σ_B , но больше предела текучести σ_T , что ведет к деформации труб. Поэтому целесообразно вместо σ_r использовать σ_T .

В результате воздействия давления внутри трубы ее длина уменьшается, а диаметр увеличивается. Изменение радиуса Δr_1 согласно [5] рассчитывают по зависимости

$$\Delta r_1 = \frac{p_n r_1^2 (r_1 + t)}{t(2r_1 + t) E}, \quad (3)$$

где E — модуль продольной упругости, для сталей $E = 2 \cdot 10^7$ МПа [9].

Изменение радиуса Δr_1 трубы из стали 40ХНМА, полученной сваркой из листа, с гальваническим оставлением поверхности, имеющей внутренний диаметр 200 мм и толщину стенки 4 мм при давлении 70 МПа составляет порядка 0,9 мм. При этом длина трубы уменьшается [5]

$$\Delta l \approx n \sqrt{\frac{16}{3}} \Delta r_1^2 = \frac{4\sqrt{3}}{3} \Delta r_1 n, \quad (4)$$

где n — число участков трубы между опорами. Для труб, применяемых при бурении скважин, согласно [4, 5] шаг между опорами ограничен 4 м. При стандартной длине трубы 12 м требуется три промежуточных опоры, тогда $n = 4$.

Для рассматриваемого случая $\Delta l = 8,31$ мм. Из этого следует, что в конструкциях, создаваемых по патентам [2, 3] установок, необходимо предусматривать подвижные опоры, которые могут менять свое положение по мере удлинения или укорачивания испытываемой трубы. Для трубы без опор с внутренним диаметром $d = 200$ мм, наружным диаметром 208 мм и длиной $L = 12\,000$ мм, выполненной из стали 40ХНМА, предельное давление, используемое при испытаниях, ограничено 17,3 МПа, а при наличии промежуточных опор оно достигает 24,7 МПа. Последнее позволяет уменьшить количество дорогостоящих испытательных установок в размерном ряду оборудования для испытания.

При предельных давлениях в разработанной испытательной установке (рис. 1) с неподвижной опорой, ось трубы смещается до 4 мм, что может привести к появлению большого изгиба и возможному разрушению трубы. Учитывая это, опоры

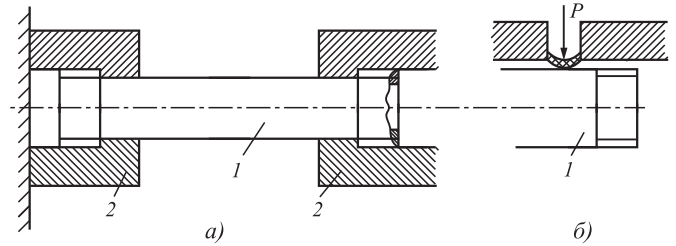


Рис. 1. Схемы закрепления испытываемых труб в установке (а) и герметизации (б) силой P : 1 — труба; 2 — захваты

в создаваемых испытательных установках выполнены подвижными. Для поддержания герметичности при перемещениях концов труб в процессе испытаний потребовались новые [11, 12] технические решения, разработанные для установок, схема которых приведена на рис. 1, а. За счет давления жидкости на торцы создаются большие продольные сжимающие силы, превышающие $5 \cdot 10^6$ Н. Они обеспечивают герметичность магистрали при укорачивании испытываемой трубы, но могут привести к потере ее продольной устойчивости, вырыву трубы из захвата 2 и повреждению резьбы на концевых участках. Устранить такое нежелательное явление позволяет установка дополнительных опор с прижимами по длине трубы [10] и упругими уплотнениями (рис. 1, б) новой конструкции [11, 12], определяющими технические характеристики испытательных установок.

Принципиально значимое решение проблемы при создании оборудования было достигнуто (рис. 2) применением выполненного из упругого

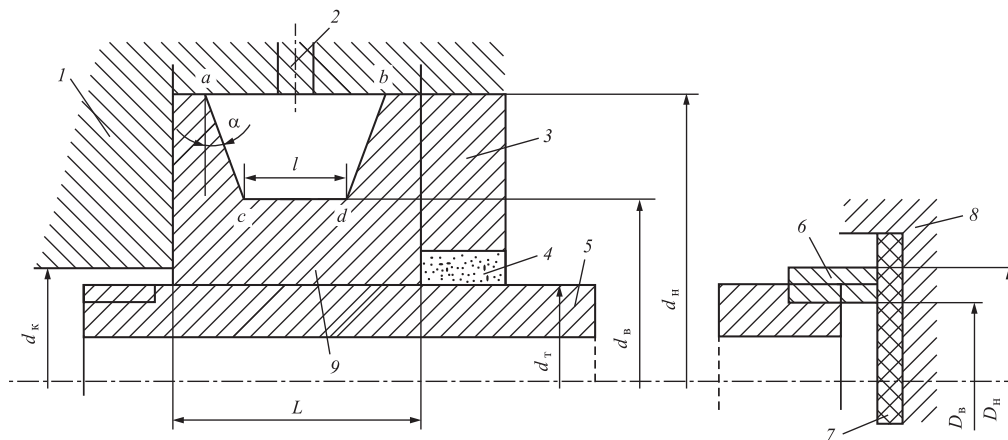


Рис. 2. Схема уплотнений испытательной установки:

1 — корпус установки; 2 — канал для подвода жидкости в уплотнение; 3 — подвижная уплотнительная головка; 4 — уплотнение подвижной головки; 5 — испытываемая труба; 6 — муфта трубы; 7 — уплотнение неподвижной головки; 8 — неподвижная уплотнительная головка; 9 — уплотнение; L — длина контактной поверхности уплотнения с трубой; l — длина кольцевой поверхности полости уплотнения; α — угол уклона боковых стенок полости; d_m — наружный диаметр трубы; d_b , d_n — внутренний и наружный диаметры полости уплотнения; d_k — диаметр отверстия в корпусе; D_b , D_n — внутренний и наружный диаметры муфты

материала (чаще всего — полиуретана) с возможностью одновременного расширения в радиальном и осевом направлениях уплотнения трубы 7. Уплотнения 4 и 7 подвижной 3 и неподвижной 8 уплотнительных головок размещены в корпусе 1 испытательной установки, в котором выполнен канал 2 для подвода прокачиваемой под давлением жидкости в уплотнение 9 с испытываемой трубой 5. В процессе испытаний труба перемещается к уплотнению 7 неподвижной головки 8. Чтобы получить надежное уплотнение, требуется обеспечить соотношение площадей цилиндрической части полости и одной из боковых сторон, которые пропорциональны соотношению площадей контактной поверхности уплотнения с трубой и торца соединительной муфты 6 со стороны неподвижной головки. За счет этого удается создать давление прижима трубы к уплотнению, которое не меньше силы отжима под действием давления внутри трубы при испытании.

В работе [4] приведена методика испытаний, позволяющая установить давление, подаваемое в полость уплотнения, которое должно обеспечить герметичность по всему наружному контуру при перемещении трубы в диапазоне изменений, рассчитанных по зависимостям (1)—(4).

Размерный ряд установок для испытания труб при отработке технологичности при селективной сборке магистралей

Разработаны [1—3] конструкции установок для испытания бурильных и обсадных труб при давлениях до 125 МПа. Типоразмерный ряд и конструктивные особенности испытательных установок для труб выбираются при отработке технологичности с учетом длины применяемых труб, их диаметра, числа испытаний за смену, максимального давления опрессовки. Для уменьшения количества обслуживающего персонала испытательный комплекс автоматизируют.

Размерный ряд разработанных и проектируемых установок приведен в табл. 2.

На установке ИУ-1 был отработан технологический процесс [4] испытания труб. Это позволило создать автоматическую систему управления и контроля на других установках, используемых для отработки технологичности труб для их установки при селективной сборке магистралей. Технические характеристики установки приведены ниже.

Рабочее давление, МПа (кгс/см ²)	10...32 (100...320)
Наружный диаметр испытуемых труб, мм . . .	127...324
Длина испытуемых труб, мм	8500...12 500
Рабочая среда для гидроиспытаний труб . .	Жидкость
Время цикла испытания, с	1500
Время выдержки испытуемой трубы под давлением, с	10...30
Режим работы установки	Ручной
Установленная мощность, кВт	150
Габаритные размеры установки, мм, не менее:	
длина	18 000
ширина	9000
высота	4000
Общая масса установки, кг	~51 000

На установке ИУ-1 [4] труба подается на трубоукладчик по входным рольгангам. Захват трубы осуществляется с помощью гидроцилиндров, также с их помощью происходит перекладка трубы на опоры, расположенные в водосборнике. После укладки трубы на опоры включается гидропривод каретки, которая перемещает трубу до неподвижного упора. Отключение привода происходит по показанию манометра, расположенного на приводе каретки, манометр показывает силу прижима уплотнений (см. рис. 2) к торцам трубы за счет чего происходят фиксация трубы и уплотнение ее по торцам. После включения насоса труба наполняется водой из водяного бака. При этом воз-

Таблица 2

Характеристики установок для испытания труб при селективной сборке магистралей

Модель установки	Диаметр трубы, мм	Предельное давление испытаний, МПа	Автоматизация управления установкой	Габаритные размеры, мм	Масса, т
ИУ-1	127...324	32	Нет	18 000 × 9000 × 4000	51
ИУ-2	127...245	70	Есть	23 000 × 9000 × 5500	96
ИУ-3	299...426	35		23 000 × 11 000 × 4500	160
ИУ-4	127...299	125		23 000 × 9000 × 5500	100

дух удаляется через электроклапан и выходит из верхней точки уплотнения неподвижного упора.

Труба остается под давлением и измеряют изменение ее размеров. После этого ее маркируют и определяют место ее монтажа в магистрали при селективной сборке. По окончании испытания открывается задвижка, каретка отъезжает назад, вода самотеком уходит из трубы в водосборник и перекачивается в водяной бак. С помощью второго трубоукладчика трубу перекладывают в выходной рольганг.

В течение всего цикла испытаний осуществляется визуальный контроль утечек.

В установке успешно применена конструкция уплотнений по патентам [11, 12], которая в течение последующих лет эксплуатации показала надежное качество уплотнения, доказала работоспособность, износостойкость системы при работе в автоматическом режиме, подтвердила обоснованность создания всего размерного ряда таких установок. Отработанная система управления и контроля позволяет осуществлять ручное и полуавтоматическое управление, а также работать в режиме "Наладка", выполнять контроль параметров технологического процесса с автоматической регистрацией и с возможностью вывести результаты на бумажный носитель. Система защищает установку и трубы от повреждений как при ошибочных действиях оператора, так и при запредельных отклонениях параметров в процессе испытаний.

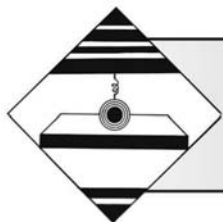
Заключение

Созданное испытательное оборудование для высоконапорных магистралей обеспечивает возможность ускоренного выполнения селективной сборки по результатам отработки технологичности. Оно обладает рядом технико-экономических достоинств. В частности впервые разработана отработка технологичности для серийной технологии селективной сборки с учетом требований эргономики и промышленной эстетики, что повышает технологическую дисциплину при испытаниях, стимулирует соблюдение правил природопользования при эксплуатации магистральных трубопроводов, особенно в условиях их размещения на северных территориях.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Установки** для испытаний труб при высоких давлениях / А.В. Бондарь, В.П. Смоленцев, А.И. Шелякин и др. // Нетрадиционные технологии машиностроения и приборостроения: межвуз. сб. науч. тр. Вып. 5. Воронеж: Изд-во ВГУ, 2002. С. 71–80.
2. **Пат. 2182700 РФ.** Устройство для испытания труб на герметичность / А.В. Бондарь, В.Л. Серов, В.П. Смоленцев. 2002. Бюл. № 14.
3. **Пат. 2184946 РФ.** Устройство для испытания труб на герметичность / А.В. Бондарь, А.Г. Молчанов, А.Н. Некрасов, В.П. Смоленцев. 2002. Бюл. № 19.
4. **Шелякин А.И.** Технология испытания гидросистемы высокого давления // Нетрадиционные методы обработки: сб. науч. тр. Вып. 6. Воронеж: Изд-во ВГТУ, 2003. С. 27–31.
5. **Изменение** радиальных и осевых размеров труб при испытании под высоким давлением / А.И. Часовских, В.П. Смоленцев А.В. Бондарь и др. // Нетрадиционные технологии машиностроения и приборостроения: межвуз. сб. науч. тр. Вып. 5. Воронеж: Изд-во ВГУ, 2002. С. 67–71.
6. **Ефанов Л.А.** Разрушительные процессы и технологические способы повышения ресурса деталей машин, эксплуатируемых в условиях Севера. Иркутск: Изд-во Иркутского ун-та, 1988. 167 с.
7. **Смоленцев В.П., Сафонов С.В., Грицюк В.Г.** Проектирование технологического процесса электроискрового легирования и покрытия металлических изделий // Упрочняющие технологии и покрытия. 2014. № 11. С. 36–41.
8. **Щипанов М.В., Смоленцев В.П., Шелякин А.И.** Изменение размеров труб при испытаниях высоким давлением // Нетрадиционные методы обработки: сб. науч. тр. Вып. 8. М.: Машиностроение, 2006. С. 233–237.
9. **Справочник** металлста. В 5 т. Т. 1 / под ред. С.А. Чернавского, В.Ф. Решикова. М.: Машиностроение, 1976. 768 с.
10. **Бондарь А.В., Смоленцев В.П., Некрасов А.Н.** Расчет уплотнительного соединения трубы в испытательной установке // Нетрадиционные технологии машиностроения и приборостроения: межвуз. сб. науч. тр. Вып. 5. Воронеж: Изд-во ВГУ, 2002. С. 63–66.
11. **Пат. 2183825 РФ.** Уплотнительная головка / А.Н. Некрасов, В.П. Смоленцев, А.И. Шелякин и др. 2002. Бюл. № 17.
12. **Пат. 2218498 РФ.** Уплотнительная головка / А.В. Бондарь, И.Т. Коптев, Ю.А. Карпов и др. 2003. Бюл. № 34.





Г.Н. Гурьянов
(ОАО "НИИМетиз", г. Магнитогорск)
E-mail: ggnbelorhome@rambler.ru

Характер взаимосвязи простых и комплексных показателей напряженного состояния, запаса прочности и эффективности формоизменения проволоки

Предложен комбинированный критерий, который включает показатель эффективности формоизменения и коэффициент запаса прочности И.Л. Перлина. Даны взаимозависимости для различных критериев формы очага деформации. Предложенные показатели для оценки формы очага пластической деформации проще дельта-критерия, используемого в зарубежной теории волочения. При разных моделях упрочнения приведены результаты расчета осевого напряжения, абсолютного запаса прочности, коэффициента запаса прочности проволоки по И.Л. Перлину, показателя напряженного состояния по В.Л. Колмогорову и предложенных критериев для оценки эффективности формоизменения при волочении круглого сплошного профиля в зависимости от коэффициента вытяжки, угла волочения и критериев формы очага пластической деформации. При равном среднем пределе текучести в очаге пластической деформации не обеспечивается равенство показателей деформации проволоки, если кривые упрочнения материала разные. В частности, при коэффициенте вытяжки, обеспечивающем равенство предела текучести при разных кривых упрочнения и равном исходном пределе текучести, напряжение волочения больше в случае более выпуклой формы кривой упрочнения. При оптимальном угле волочения, когда осевое напряжение минимальное, наблюдаются максимальные значения показателя запаса прочности и предложенных критериев эффективности формоизменения и минимальный показатель напряженного состояния. При варьировании угла волочения, длины очага пластической деформации или других критериев формы очага деформации имеем равные минимальные значения напряжения волочения. Показан характер связи между показателями напряженного состояния, запаса прочности и эффективности формоизменения. При разных моделях упрочнения линии для взаимосвязей коэффициента запаса прочности И.Л. Перлина и показателя напряженного состояния В.Л. Колмогорова расположены вдоль одной кривой, как и линии для взаимосвязи безразмерного осевого напряжения и показателя напряженного состояния. При параметрах деформации, когда напряжение волочения при действии противонапряжения меньше этого напряжения в отсутствие противонапряжения, коэффициент запаса прочности и новый комбинированный показатель эффективности формоизменения больше при действии противонапряжения. Такое возможно при интенсивном упрочнении материала проволоки в проходе волочения, пониженных углах волочения и повышенных значениях коэффициентов вытяжки и трения. Показаны разные значения показателей деформации проволоки из стали 12Х18Н10Т после закалки и отжига.

Ключевые слова: волочение, проволока, осевое напряжение, модель упрочнения, противонапряжение, коэффициенты вытяжки и трения, угол волочения, запас прочности, безразмерные критерии оптимизации, экономия энергии.

The combined criterion, which includes forming effectiveness indicator and the I.L. Perlin's safety margin is proposed. Interdependencies for different criteria for the shape of the deformation zone are given. Suggested indicators for assessing of the shape of plastic deformation zone are simpler than delta criterion used in the foreign theory of drawing. For different hardening models, the results for the calculation of the axial stress, the absolute safety margin, the I.L. Perlin's wire safety margin, V.L. Kolmogorov's stress state indicator stress state indicator and the proposed criteria for assessing of the forming effectiveness when drawing round solid profile depending on the drawing coefficient, drawing angle and criteria for the shape of the plastic deformation zone. In the plastic deformation zone with equal average yield strength, the equality of the strain indicators of the wire is not ensured if hardening curves of material are different. In particular, when the drawing coefficient ensures equal yield strength for different hardening curves and is equal to the initial yield strength, the drawing stress is more at more convex shape of the hardening curve. At the optimum drawing angle, when the minimum axial stress, the maximum values of the safety margin

indicators and the proposed criteria for the forming effectiveness and the minimum stress state indicator are observed. Equal minimum values of the drawing stress when varying the drawing angle, the length of the plastic deformation zone or other criteria. The nature of the relationship between the stress state indicators, the safety margin and the forming effectiveness is shown. With different hardening models of lines for the relationship of the I.L. Perlin's safety margin and V.L. Kolmogorov's stress state indicator are located along one curve, as are the lines for the relationship between the dimensionless axial stress and the stress state indicator. With the strain parameters, when the drawing stress under the action of back tension is less than this stress in the absence of back tension, the safety margin and the new combined forming effectiveness indicator are more under the action of back tension. This is possible with intensive hardening of the wire material in the draft of drawing, reduced drawing angles and increased values of drawing and friction coefficients. Different values of strain indicators of steel 12Kh18N10T wire after quenching and annealing are shown.

Keywords: drawing, wire, axial stress, hardening model, back tension, drawing and friction coefficients, drawing angle, safety margin, dimensionless optimization criteria, energy saving.

При производстве проволоки малого сечения применяют несколько волочильных переделов, что требует высоких затрат электроэнергии. Энергия расходуется не только на формоизменение исходной заготовки волочильного производства — канатки до готового размера проволоки, но и на преодоление силы контактного трения в рабочем канале волоки, на осуществление сдвига металла на входе и выходе очага пластической деформации и уравнивание силы противонапряжения [1—5].

Рассмотрены следующие модели упрочнения материала проволоочной заготовки:

$$\sigma_s = \sigma_{s0} \mu^k; \quad (1)$$

$$\sigma_s = \sigma_{s0} + m \varepsilon^n = \sigma_{s0} + m (\ln \mu)^n, \quad (2)$$

где σ_{s0} — предел текучести металла на входе рабочего конуса волоки;

k — коэффициент упрочнения;

$\mu = (d_0/d_k)^2$ — коэффициент вытяжки;

d_0, d_k — диаметр заготовки до и после деформации;

m, n — эмпирические коэффициенты модели (2);

$\varepsilon = \ln \mu$ — степень деформации.

Зависимость (2) позволяет представлять более сложные формы кривых упрочнения, чем степенная функция (1), так как включает в себя три постоянных коэффициента, а первая эмпирическая формула (1) — два.

На выходе рабочего конуса осевое напряжение σ_k рассчитывали по формуле

$$\sigma_k = \sigma_{Z1} + \sigma_{Z2} + \sigma_{Z3}, \quad (3)$$

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

σ_{Z2} — прирост от действия напряжения противонапряжения σ_q ;

σ_{Z3} — прирост напряжения на деформацию сдвига металла.

Для модели упрочнения (1) известны следующие составляющие напряжения σ_k [6, 7]:

$$\sigma_{Z1} = \sigma_{s0} (\mu^k - 1) (1 + f \operatorname{ctg} \alpha) / k; \quad (4)$$

$$\sigma_{Z2} = \sigma_q \left[1 - \frac{f}{\operatorname{tg} \alpha} \left(\frac{\mu^k - 1}{k} \right) \right]; \quad (5)$$

$$\sigma_{Z3} = \frac{2 \sigma_{s0} \operatorname{tg} \alpha (1 + \mu^k)}{3 \sqrt{3}}, \quad (6)$$

где f — коэффициент контактного трения;

α — угол наклона образующей рабочего конуса волоки к оси волочения;

σ_q — напряжение противонапряжения.

Для модели (2) получены аналогичные зависимости [8, 9]:

$$\sigma_{Z1} = (\sigma_{s0} \ln \mu + m (\ln \mu)^{n+1} / (n+1)) (1 + f \operatorname{ctg} \alpha); \quad (7)$$

$$\sigma_{Z2} = \sigma_q \left[1 - \frac{f}{\operatorname{tg} \alpha} \left(\ln \mu - \frac{m (\ln \mu)^{n+1}}{\sigma_{s0} (n+1)} \right) \right]; \quad (8)$$

$$\sigma_{Z3} = \frac{2 \operatorname{tg} \alpha (2 \sigma_{s0} + m (\ln \mu)^n)}{3 \sqrt{3}}. \quad (9)$$

Прирост осевого напряжения в пояске длиной L и диаметром d_k определили по формуле [10]

$$\begin{aligned} \sigma_{Z4} &= 4 f L (\sigma_{sk} - \sigma_k) / d_k = \\ &= 4 \sigma_{sk} f L (1 - \sigma_k / \sigma_{sk}) / d_k, \end{aligned} \quad (10)$$

где σ_{sk} — предел текучести металла на выходе рабочего конуса волоки.

Осевое напряжение на выходе волоки равно

$$\sigma_Z = \sigma_k + \sigma_{Z4}. \quad (11)$$

Абсолютный запас прочности рассчитывали как

$$Zap = \sigma_{sk} - \sigma_Z. \quad (12)$$

Коэффициент запаса прочности И.Л. Перлина равен [4]

$$\gamma = \sigma_{sk} / \sigma_Z. \quad (13)$$

Показатель напряженного состояния определяли по формуле В.Л. Колмогорова [1]:

$$k_\sigma = \sigma / T, \quad (14)$$

где σ — среднее нормальное напряжение;

T — интенсивность касательных напряжений.

Значения $Zap = 0$, $\gamma = 1$ и $k_\sigma = 1/\sqrt{3} \approx 0,58$ [1] соответствуют развитию внеконтактной пластической деформации переднего конца проволоки, что приводит к его обрыву, поэтому указанные выше значения параметров можно рассматривать как предельно допустимые, критериальные значения.

В работах [4, 8] приведены уравнения для определения прироста осевого напряжения, идущего на пластическое формоизменение заготовки с учетом деформационного упрочнения металла при моделях упрочнения (1) и (2) соответственно:

$$\sigma_{Z0} = \sigma_{s0}(\mu^k - 1)/k; \quad (15)$$

$$\sigma_{Z0} = \sigma_{s0} \ln \mu + m(\ln \mu)^{n+1}/(n+1). \quad (16)$$

Относительная величина прироста осевого напряжения на осуществление изменения формы проволоочной заготовки использована для оценки эффективности формоизменения в проходе волочения [8]:

$$\eta = \sigma_{Z0}/\sigma_Z. \quad (17)$$

Увеличение критерия эффективности формоизменения η характеризует уменьшение затрат энергии и повышение производительности волоочильных станков. Однако с ростом показателя η снижается запас прочности, характеризуемый, например, абсолютным запасом прочности Zap или коэффициентом запаса прочности γ [8]. Эффективность формоизменения в проходе волочения оценивали с учетом запаса прочности. Для оценки использовали произведение двух безразмерных показателей

$$G = \eta\gamma. \quad (18)$$

Наиболее часто строят зависимости энергосиловых показателей процесса волочения от параметров деформации (μ , $\ln \mu$, α , f) или критериев формы очага деформации. Например, в работах [11, 12] для задания формы конического канала волокна использовано отношение L/d_{cp} (L , d_{cp} — соответственно длина и средний диаметр конического канала волокна), а при исследованиях [2, 3, 13] неоднородности деформации форму очага деформации оценивали дельта-критерием:

$$\Delta = \frac{\alpha}{r} (1 + \sqrt{1-r})^2, \quad (19)$$

где $r = (d_0^2 - d_k^2)/d_0^2 = (\mu - 1)/\mu$ — относительное обжатие поперечного сечения;

α — угол волочения, рад.

В отечественной литературе относительное обжатие обозначают как δ . Критерий Δ (19) очевидно не характеризует размеры и форму очага дефор-

мации. При расчете осевого напряжения форму очага канала оценивали безразмерными критериями: α/μ ; μ/α ; $\alpha/\ln \mu$ и $\ln \mu/\alpha$ [12]. Математические преобразования позволили установить равенство для конического канала очага деформации [12]

$$\frac{(1 + \sqrt{1-r})^2}{r} = \frac{d_0 + d_k}{d_0 - d_k}. \quad (20)$$

Левая часть равенства (20) входит в критерий Δ (19). Если принять равенство значений α и $\text{tg} \alpha$, то $\Delta = d_{cp}/L = (L/d_{cp})^{-1}$ и имеем:

$$\frac{4\alpha}{\ln \mu} = \alpha \frac{d_0 + d_k}{d_0 - d_k} = \frac{d_{cp}}{L} = \Delta \quad \text{или} \quad \frac{\ln \mu}{\alpha} = \frac{4L}{d_{cp}} = \frac{4}{\Delta}. \quad (21)$$

Цель работы — выполнить сравнение безразмерных показателей напряженного состояния, запаса прочности и эффективности формоизменения при моделях упрочнения (1) и (2) и разных значениях простых параметров деформации и комплексных критериев формы очага деформации, а также показать характер взаимосвязи безразмерных показателей.

Расчеты проводили при моделях упрочнения:

$$\sigma_s = 1000\mu^{0,25}; \quad (22)$$

$$\sigma_s = 1000\mu^{1,37}; \quad (23)$$

$$\sigma_s = 1000 + 500(\ln \mu)^{0,10}; \quad (24)$$

$$\sigma_s = 340 + 950(\ln \mu)^{0,37}; \quad (25)$$

$$\sigma_s = 282 + 1218(\ln \mu)^{0,45}; \quad (26)$$

$$\sigma_s = 520 + 1000(\ln \mu)^{0,47}. \quad (27)$$

Кривая 2 (рис. 1) при модели упрочнения (23) и кривая 3 при модели (24) пересекаются при коэффициенте вытяжки 1,3. А кривые 4 и 5 для стали 12Х18Н10Т соответственно при моделях упрочнения (25) и (26) пересекаются при $\mu = 1,19$. При коэффициенте $\mu = 1,33$ точка пересечения кривых упрочнения 1 и 6, соответственно, при моделях упрочнения (22) и (27). Характер изменения предела текучести значительно отличается при моделях упрочнения (23)

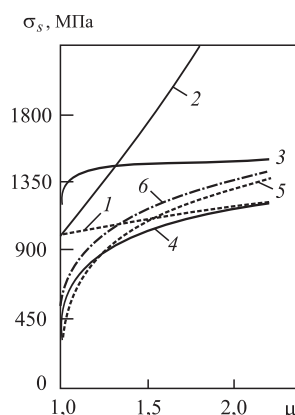


Рис. 1. Предел текучести σ_s в зависимости от коэффициента вытяжки μ :
1 — модель упрочнения (22); 2 — (23); 3 — (24); 4 — (25); 5 — (26); 6 — (27)

и (24), хотя исходный предел текучести одинаковый (1000 МПа) (см. кривые 2 и 3 на рис. 1). Интенсивность упрочнения при кривой упрочнения 3 существенно снижается при росте степени деформации от 1,0 до 1,2 в отличие от интенсивности у кривой 3 при модели (24).

Если выполнить расчет осевого напряжения по формулам, содержащим усредненное значение предела текучести, то при коэффициенте $\mu = 1,3$ получили бы одно значение напряжения при моделях упрочнения (23) и (24). Эти модели взяты для расчета, чтобы показать зависимость напряжения волочения от формы кривой упрочнения.

Для теории и практики волочения представляет интерес также оценка влияния формы кривой упрочнения на другие показатели процесса волочения. Поэтому рассчитывали при $\mu = 1,3$ и моделях упрочнения (23) и (24) коэффициент запаса прочности, показатели напряженного состояния, эффективности формоизменения η и G . Кривые упрочнения 4 для стали 12X18H10T и 6 для дисперсионно-твердеющего сплава на никелевой основе ХН40МДТЮ построены на основе данных исследования [4]. Термическую обработку проволоки из этих материалов проводили по общепринятому заводскому режиму, используемому при производстве проволоки из коррозионно-стойких сталей: охлаждение в воде после выдержки при 1050°C. Для построения кривой 5 на рис. 1 использована эмпирическая зависимость для стали 12X18H10T после отжига при температуре 900°C в течение 4 ч с последующим охлаждением на воздухе [14]. Интенсивность упрочнения, представленная кривыми 3–6, значительно снижается при коэффициенте вытяжки $\mu > 1,3$. Для сплава больше исходный предел текучести (кривая 6) и менее интенсивное упрочнение, чем у стали 12X18H10T (кривые 4 и 5). Эмпирические зависимости (25) и (26) для стали 12X18H10T определяют близкие значения предела текучести. При этом у стали после отжига (26) более интенсивное упрочнение при несколько меньшем исходном пределе текучести (кривая 5). Поскольку коэффициенты упрочнения и исходный предел текучести отличаются при моделях упрочнения (25) и (26), то кривые 4 и 5 пересекаются.

На рис. 2 приведены зависимости при моделях упрочнения (22)–(27) для осевого напряжения σ_z (а–з), коэффициента γ запаса прочности (д–з), абсолютного запаса прочности Z_{ap} (и–м) и показателя η эффективности формоизменения (н–р) от коэффициента вытяжки при коэффициенте трения $f = 0,10$ и $\alpha = 8^\circ$. Коэффициент вытяжки варьировали в интервале 1,10...1,75. Напряжение

противонапряжения $\sigma_q = 0$ и $\sigma_q = 0,25\sigma_{s0}$. Расчеты выполнили при отсутствии калибрующего пояса и при пояске длиной $L = 1$ мм и диаметром $d_k = 2$ мм. На одном графике построены зависимости для трех моделей упрочнения при двух уровнях напряжения σ_q противонапряжения.

Для осевого напряжения σ_z пары кривых 1 и 4 при модели упрочнения (22), 2 и 5 при модели (23), 3 и 6 при модели (24) соответственно при отсутствии и действии противонапряжения сближаются с увеличением коэффициента вытяжки μ и не пересекаются в заданном интервале варьирования коэффициента μ как при отсутствии калибрующего пояса (см. рис. 2, а), так и при его наличии (см. рис. 2, в). Зависимости на рис. 2, а, в построены при исходном пределе текучести 1000 МПа и разной интенсивности упрочнения. Поэтому меньше разница значений в начале кривых 1–3 при отсутствии противонапряжения и кривых 4–6 при действии противонапряжения, чем в конце этих линий при коэффициенте вытяжки 1,75 соответственно при $\sigma_q = 0$ и $\sigma_q = 250$ МПа. При отсутствии и наличии противонапряжения для каждой модели упрочнения кривые пересекаются на рис. 2, б, г: кривые 7 и 10 при коэффициенте $\mu = 1,529$; кривые 8 и 11 при $\mu = 1,44$, кривые 9 и 12 при $\mu = 1,69$. Таким образом, подтверждаются данные экспериментов и расчетов [15–17] о возможности уменьшения силы волочения от действия противонапряжения.

Необходимо обратить внимание на пересечение кривых при разных моделях упрочнения, например, для моделей (23) и (24) соответственно кривых 2 и 3 при $\sigma_q = 0$ (см. рис. 2, а), кривых 5 и 6 при $\sigma_q = 250$ МПа (см. рис. 2, в). Кривые упрочнения 2 и 3 для моделей (23) и (24) на рис. 1 пересекаются при коэффициенте вытяжки $\mu_0 = 1,30$, а кривые 2 и 3 для осевого напряжения при отсутствии пояса и противонапряжения пересекаются при коэффициенте $\mu = 1,60$ (см. рис. 2, а). Кривые 5 и 6 при отсутствии пояса и действии противонапряжения пересекаются при коэффициенте $\mu = 1,60$ (см. рис. 2, а). При наличии пояса и отсутствии противонапряжения точка пересечения кривых 2 и 3 при коэффициенте $\mu = 1,47$, а кривых 5 и 6 при $\mu = 1,46$. От действия пояса и противонапряжения при моделях упрочнения (23) и (24) абсцисса точки пересечения сдвигается в сторону уменьшения коэффициента μ . При моделях упрочнения (22) и (27), для которых кривые упрочнения 1 и 6 пересекаются при коэффициенте $\mu_0 = 1,33$ (см. рис. 1), кривые 1 и 6 для осевого напряжения σ_z при отсутствии пояса и противонапряжения не пересекаются при коэффициенте

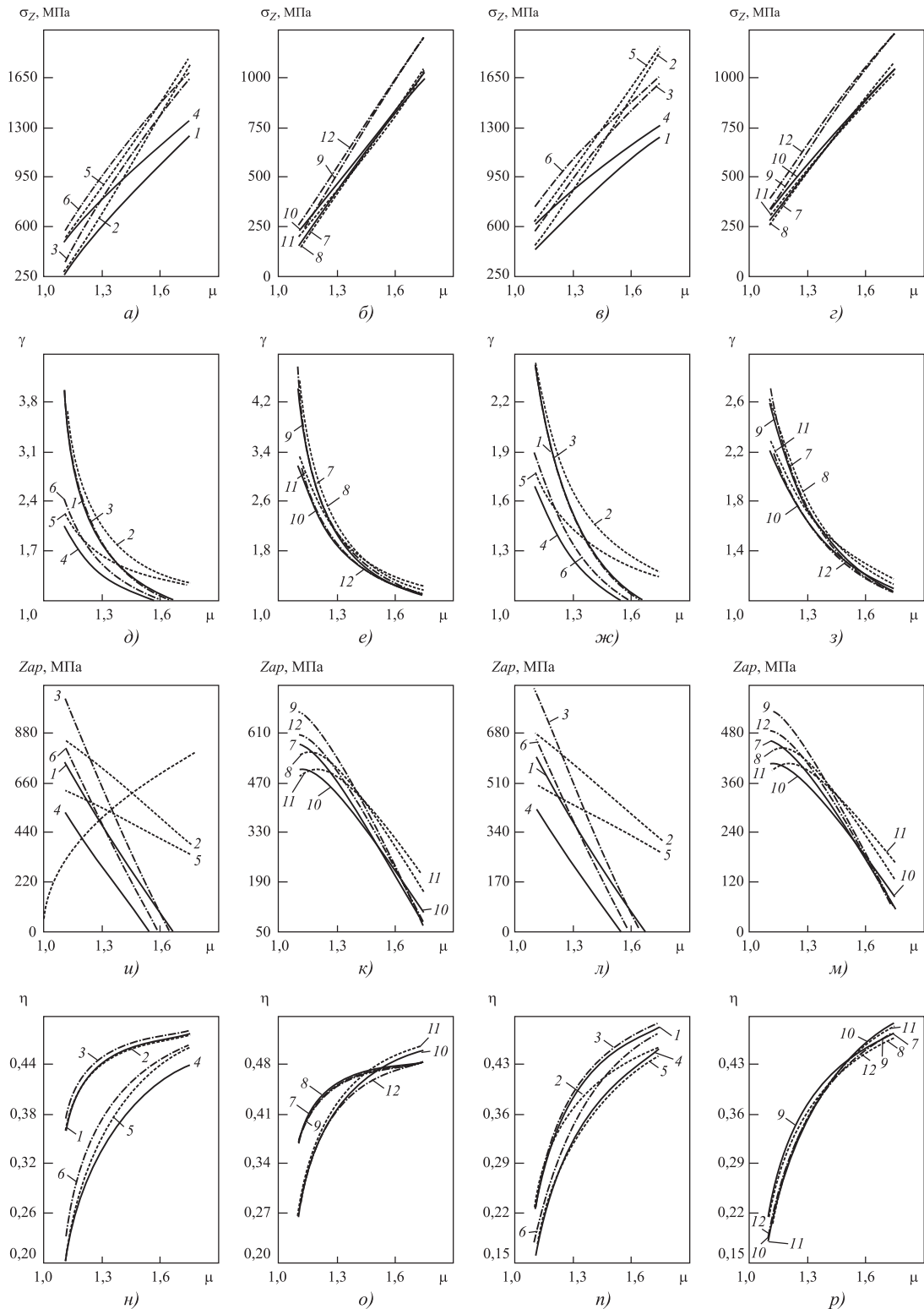


Рис. 2. Осевое напряжение σ_z (а–з), коэффициент запаса прочности γ (д–з), абсолютный запас прочности Zap (и–м), показатель эффективности формоизменения η (н–р) в зависимости от коэффициента вытяжки μ при коэффициенте трения $f = 0,10$ и $\alpha = 8^\circ$:

а, б, д, е, и, к, н, о – нет пояска ($L = 0$); в, г, ж, з, л, м, п – $L = 1$ мм; 1, 4 – модель упрочнения (22) (сплошные линии); 2, 5 – (23) (штриховые линии); 3, 6 – (24) (штрихпунктирные линии); 7, 10 – (25) (сплошные линии); 8, 11 – (26) (штриховые линии); 9, 12 – (27) (штрихпунктирные линии); 1, 2, 3, 7, 8, 9 – $\sigma_q = 0$; 4, 5, 6, 10, 11, 12 – $\sigma_q = 0,25\sigma_{s0}$

$\mu < 2$. Таким образом, равенство напряжения σ_Z при моделях (23) и (24), моделях (22) и (27) наблюдается при значениях коэффициента вытяжки, которые превышают значение μ_0 .

Сравнение расположения соответствующих кривых на рис. 2, а и в, на рис. 2, б и г показывает заметный прирост осевого напряжения от наличия пояска при незначительных степенях деформации ($\mu < 1,3$).

Две соответствующие кривые 1 и 4, 2 и 5, 3 и 6 для коэффициента запаса прочности γ (см. рис. 2, д, ж), для абсолютного запаса прочности Zap (см. рис. 2, и, л) и показателя η эффективности формоизменения (см. рис. 2, н, п), как и соответствующие кривые для осевого напряжения σ_Z (см. рис. 2, а, в) при отсутствии и наличии противонапряжения не пересекаются. Для моделей упрочнения (25)–(27) соответствующие кривые 7 и 10, 8 и 11, 9 и 12 пересекаются для коэффициента γ (см. рис. 2, е, з), для запаса Zap (см. рис. 2, к, м) и показателя эффективности формоизменения η (см. рис. 2, о, р) при тех же значениях коэффициента вытяжки, которые приведены при анализе расположения для соответствующих линий для осевого напряжения σ_Z на рис. 2, б, г. Для коэффициента запаса прочности γ кривые 2 и 3 при отсутствии противонапряжения и пояска пересекаются при $\mu = 1,10$ (см. рис. 2, д). При этих моделях (23) и (24), отсутствии пояска и действии противонапряжения кривые 5 и 6 пересекаются при $\mu = 1,19$ (см. рис. 2, д). При наличии пояска и отсутствии противонапряжения кривые 2 и 3 для коэффициента γ пересекаются при том же значении коэффициента вытяжки 1,10, а точка пересечения кривых 5 и 6 при $\mu = 1,19$.

Для абсолютного запаса прочности Zap кривые 2 и 3, 5 и 6 пересекаются при коэффициенте $\mu < \mu_0$. Для показателя η эффективности формоизменения при моделях (23) и (24) кривые 2 и 3 при отсутствии противонапряжения и кривые 5 и 6 при действии противонапряжения не пересекаются (см. рис. 2, н, п). Таким образом, для двух материалов проволоки с пересекающимися кривыми упрочнения при коэффициенте вытяжки μ_0 имеем разные значения коэффициента μ , при которых пересекаются линии для показателей деформации при этих моделях упрочнения. В частности, для моделей (23) и (24) имеем: абсцисса μ точки пересечения линий для осевого напряжения σ_Z при разных параметрах деформации удовлетворяет неравенству $\mu > \mu_0$; для коэффициента γ и запаса прочности Zap имеем $\mu < \mu_0 = 1,3$. Кривые 2 и 3, 5 и 6 для показателя эффективности η при этих моделях упрочнения (23) и (24) и заданных пара-

метрах деформации не пересекаются в заданном интервале варьирования коэффициента вытяжки.

Две кривые при отсутствии и наличии противонапряжения для каждой модели упрочнения (25), (26) и (27) пересекаются при высоких степенях деформации в проходе волочения (см. рис. 2, б, г), при которых наблюдается некоторый запас прочности ($\gamma > 1$ на рис. 2, е, з, $Zap > 0$ на рис. 2, к, м). В точке пересечения кривых 7 и 10, 8 и 11, 9 и 12 прирост осевого напряжения от действия противонапряжения равен нулю при обеспечении запаса прочности. Правее точки пересечения уменьшается сила волочения от действия противонапряжения.

Для коэффициента γ (см. рис. 2, д, ж) и запаса прочности Zap (см. рис. 2, и, л) кривые 1 и 4 для модели (22) и кривые 3 и 6 для модели (24) пересекают ось абсцисс при четырех значениях коэффициента вытяжки, которые не зависят от вида показателя (γ и Zap) и наличия (отсутствия) калибрующего пояска. Кривые 2 и 5 при модели (23) для этих показателей (см. рис. 2, д, ж, и, л) не пересекают ось абсцисс, как и кривые 7–12 при моделях (25)–(27) на рис. 2, е, з, к, м. В этом случае во всем интервале 1,10...1,75 варьирования коэффициента вытяжки на выходе рабочего конуса волокна осевое напряжение меньше конечного предела текучести ($\sigma_k < \sigma_{sk}$) и наблюдается прирост осевого напряжения σ_{Z4} в пояске (10). Пересечение кривых 1 и 4, 3 и 6 с осью абсцисс объясняется менее интенсивным деформационным упрочнением при моделях упрочнения (22) и (24), чем при моделях (23) и (25)–(27). При всех моделях упрочнения наблюдается непрерывное уменьшение коэффициента запаса прочности γ при росте коэффициента вытяжки (см. рис. 2, д–з). При этом запас прочности Zap несколько повышается с увеличением степени деформации при малых ее значениях (см. рис. 2, к, м). Рост Zap с повышением коэффициента вытяжки указывает на увеличение радиального напряжения в направлении волочения, что возможно при интенсивном деформационном упрочнении [10, 18].

Показатель эффективности формоизменения η (см. рис. 2, н–р) непрерывно увеличивается с ростом коэффициента вытяжки при принятых моделях упрочнения. Причем при моделях упрочнения (25)–(27) соответствующие кривые при отсутствии и наличии противонапряжения 7 и 10, 8 и 11, 9 и 12 пересекаются (см. рис. 2, о, р). Кривые для показателя η при разных моделях упрочнения находятся ближе друг к другу при наличии калибрующего пояска (см. рис. 2, н, р). От наличия пояска снижаются показатели γ , Zap и η особенно при малых степенях деформации ($\mu < 1,25$).

На рис. 3 приведены зависимости от угла волочения α для осевого напряжения σ_Z (рис. 3, а), абсолютного запаса прочности Zap (рис. 3, б), коэффициента запаса прочности γ (рис. 3, в), показателя напряженного состояния k_σ (рис. 3, з), показателя эффективности формоизменения η (рис. 3, д), комбинированного показателя G (рис. 3, е). Зависимости осевого напряжения σ_Z от критериев формы очага деформации даны на рис. 3, ж–к. Данные рис. 3 получены при моделях упрочнения (23) и (24), отсутствии противонапряжения ($\sigma_q = 0$) и калибрующего пояска волокна ($L_n = 0$). Коэффициент трения 0,10, значения коэффициента вытяжки

μ : 1,15; 1,30 и 1,50. Значения угла α варьировали в интервале 3...18°. Диаметр проволоки d_k после деформации 2 мм. Длину L очага деформации рассчитывали по формуле

$$L = \frac{d_k(\sqrt{\mu} - 1)}{2\text{tg}\alpha}$$

Поскольку заданы три значения коэффициента вытяжки μ , то при варьировании угла волочения имеем для каждого коэффициента μ свой интервал изменения длины очага деформации L (см. рис. 3, ж), критериев формы очага деформации Δ (см. рис. 3, з), L/d_{cp} (см. рис. 3, и) и $L\mu/\alpha$

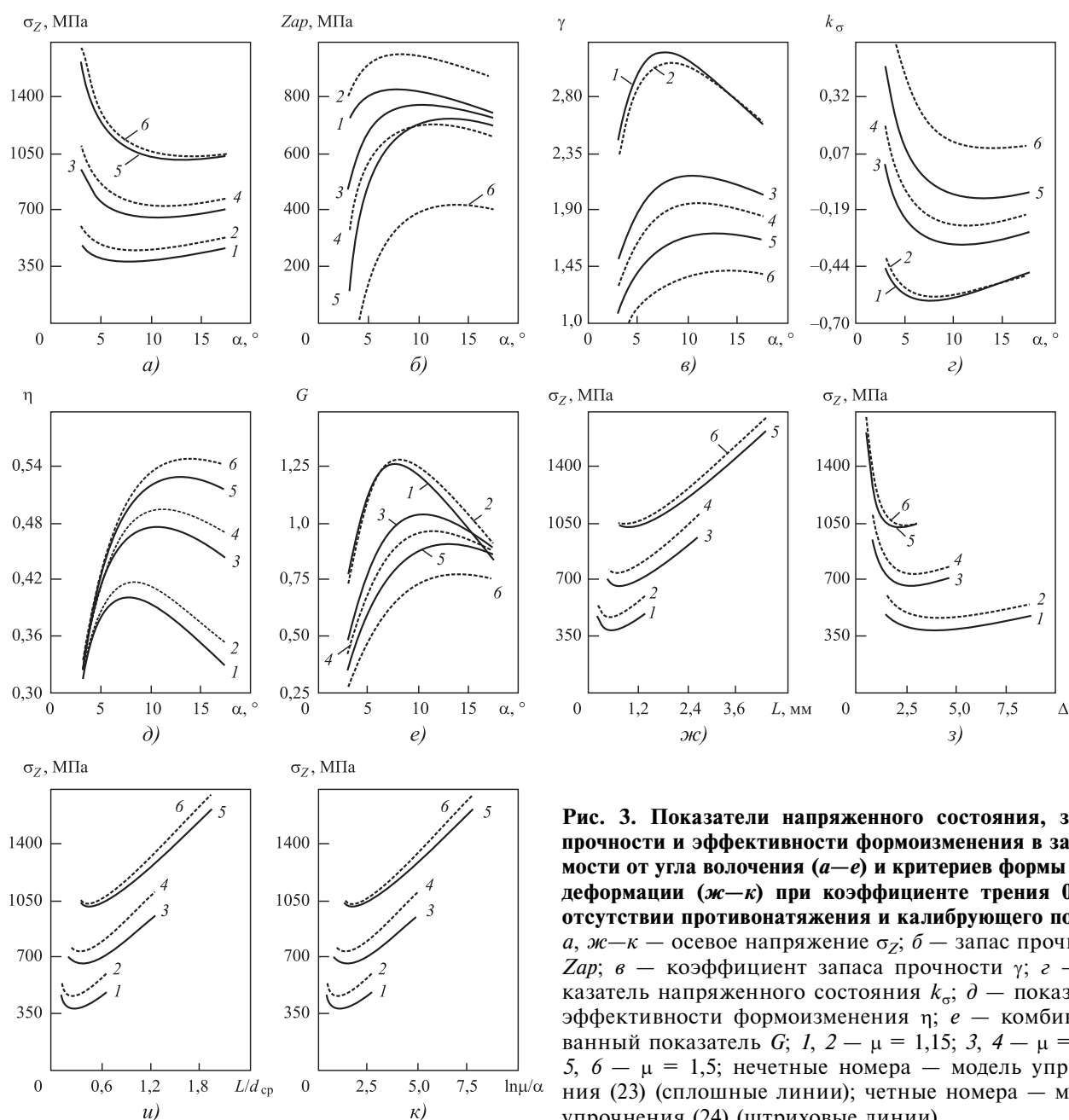


Рис. 3. Показатели напряженного состояния, запаса прочности и эффективности формоизменения в зависимости от угла волочения (а–е) и критериев формы очага деформации (ж–к) при коэффициенте трения 0,10 и отсутствии противонапряжения и калибрующего пояска: а, ж–к — осевое напряжение σ_Z ; б — запас прочности Zap ; в — коэффициент запаса прочности γ ; з — показатель напряженного состояния k_σ ; д — показатель эффективности формоизменения η ; е — комбинированный показатель G ; 1, 2 — $\mu = 1,15$; 3, 4 — $\mu = 1,30$; 5, 6 — $\mu = 1,5$; нечетные номера — модель упрочнения (23) (сплошные линии); четные номера — модель упрочнения (24) (штриховые линии)

(см. рис. 3, *к*). Для расчета критериев формы использовали зависимости (19) и (21).

Кривые для зависимостей осевого напряжения (см. рис. 3, *а, ж—к*), показателя напряженного состояния k_{σ} (см. рис. 3, *з*) имеют минимум, а зависимости для запаса прочности Zap (см. рис. 3, *б*), коэффициента запаса прочности γ (см. рис. 3, *б*), комплексных показателей эффективности формоизменения η (см. рис. 3, *д*) и G (см. рис. 3, *е*) имеют максимум. Степень влияния модели упрочнения на значения исследуемых показателей характеризуется расстоянием между кривыми 1 и 2 при $\mu = 1,15$; 3 и 4 при $\mu = 1,3$; 5 и 6 при $\mu = 1,5$. При принятых значениях коэффициента вытяжки осевое напряжение (см. рис. 3, *а*) и показатель напряженного состояния (см. рис. 3, *з*) больше при кривой упрочнения (24) во всем интервале изменения угла α , что показывают штриховые линии с четными числами. Запас прочности Zap при этой модели упрочнения (24) больше при $\mu = 1,15$ (кривая 2), но при коэффициенте $\mu = 1,3$ и $1,5$ меньше (соответственно кривые 4 и 6), чем при модели (24). Коэффициент запаса прочности γ заметно меньше при модели (24) и коэффициенте вытяжки 1,3 и 1,5 (кривые 4 и 6 на рис. 2, *в*). Только при $\mu = 1,15$ и $\alpha > 15^\circ$ значение γ больше при модели (23). Таким образом, показатели Zap и γ неоднозначно характеризуют уровень запаса прочности, что было отмечено в работах [4, 10]. При равном значении среднего предела текучести в очаге деформации, что наблюдается при разных моделях упрочнения (23) и (24) и коэффициенте вытяжки 1,3, имеем неравенство значений для всех показателей деформации на рис. 3, что показывают кривые 3 и 4.

Кривые для зависимостей показателя эффективности формоизменения η имеют максимум, который смещается вправо, в сторону увеличения угла α с повышением коэффициента вытяжки (кривая 6 на рис. 2, *д*). Показатель η больше при модели (13) и коэффициенте вытяжки $\mu = 1,5$ (кривая 6 на рис. 3, *д*). Однако комбинированный критерий G меньше при этой модели упрочнения и $\mu = 1,5$ (кривая 6 на рис. 3, *е*) из-за малого коэффициента запаса прочности γ , входящего в критерий G . Максимум для линий критерия G также смещается в сторону увеличения угла α с ростом обжатия.

Кривые для зависимостей осевого напряжения от показателей формы очага деформации (см. рис. 3, *ж—к*), как и от угла α (см. рис. 3, *а*), имеют минимум при соответствующих значениях этих показателей. Если зафиксирована степень деформации в проходе волочения, диаметр проволоки после обжатия, то, например, имеется длина очага деформации в рабочем конусе волокна L , при

которой обеспечивается минимальное напряжение (сила) волочения (см. рис. 3, *ж*). Из этого графика следует уменьшение напряжения волочения с увеличением длины очага деформации до определенной величины, а затем рост напряжения при дальнейшем увеличении длины относительно ее оптимального значения. При изготовлении волок с коническим каналом можно контролировать не угол рабочего конуса α , а его длину. С ростом степени деформации минимум напряжения волочения смещается в сторону увеличения показателей L (см. рис. 3, *ж*), L/d_{cp} (см. рис. 3, *и*) и $L\mu/\alpha$ (см. рис. 3, *к*), как смещение минимума у линий для осевого напряжения в зависимости от угла α (см. рис. 3, *а*). Минимум для напряжения при коэффициенте вытяжки 1,5 находится в области меньших значений критерия Δ формы очага деформации (см. рис. 3, *з*).

Зависимости рис. 4, *а—г* построены при наличии калибрующего пояска диаметром 2 мм и длиной 1 мм и отсутствии противонапряжения, а зависимости рис. 4, *д—з* — при том же размере пояска и действии напряжения противонапряжения 250 МПа. Остальные параметры деформации оставили без изменения, как при построении зависимостей на рис. 3.

При модели упрочнения (24) напряжение волочения больше, чем при модели (23) при коэффициенте вытяжки 1,15 и 1,30, если имеется поясок и отсутствует противонапряжение (см. рис. 4, *а*). Однако при коэффициенте $\mu = 1,5$ напряжение больше при модели (23). При отсутствии пояска (см. рис. 3, *а*) и $\mu = 1,5$ напряжение больше при модели (24). Сплошные линии находятся ниже соответствующих штриховых линий показателя напряженного состояния k_{σ} во всем интервале изменения угла α (см. рис. 4, *б*). То есть, при модели упрочнения (23) более благоприятное напряженное состояние для деформации без разрушения, так как меньше показатель k_{σ} [1, 14]. При $\mu = 1,15$ и наличии пояска (кривые 1 и 2 рис. 4, *з*) кривые для комбинированного показателя G стали заметно ниже, чем при его отсутствии (см. рис. 3, *е*), что обусловлено приростом осевого напряжения в пояске и, как следствие, снижением коэффициента запаса прочности γ . Напряжение и показатель напряженного состояния больше, а критерий эффективности η и G меньше при наличии пояска, чем при его отсутствии. Это показывает сопоставление расположения соответствующих кривых на рис. 3, *а, з—е* и рис. 4, *а—г*.

От приложения противонапряжения повысились напряжение волочения и показатель напряженного состояния при снижении показателей η

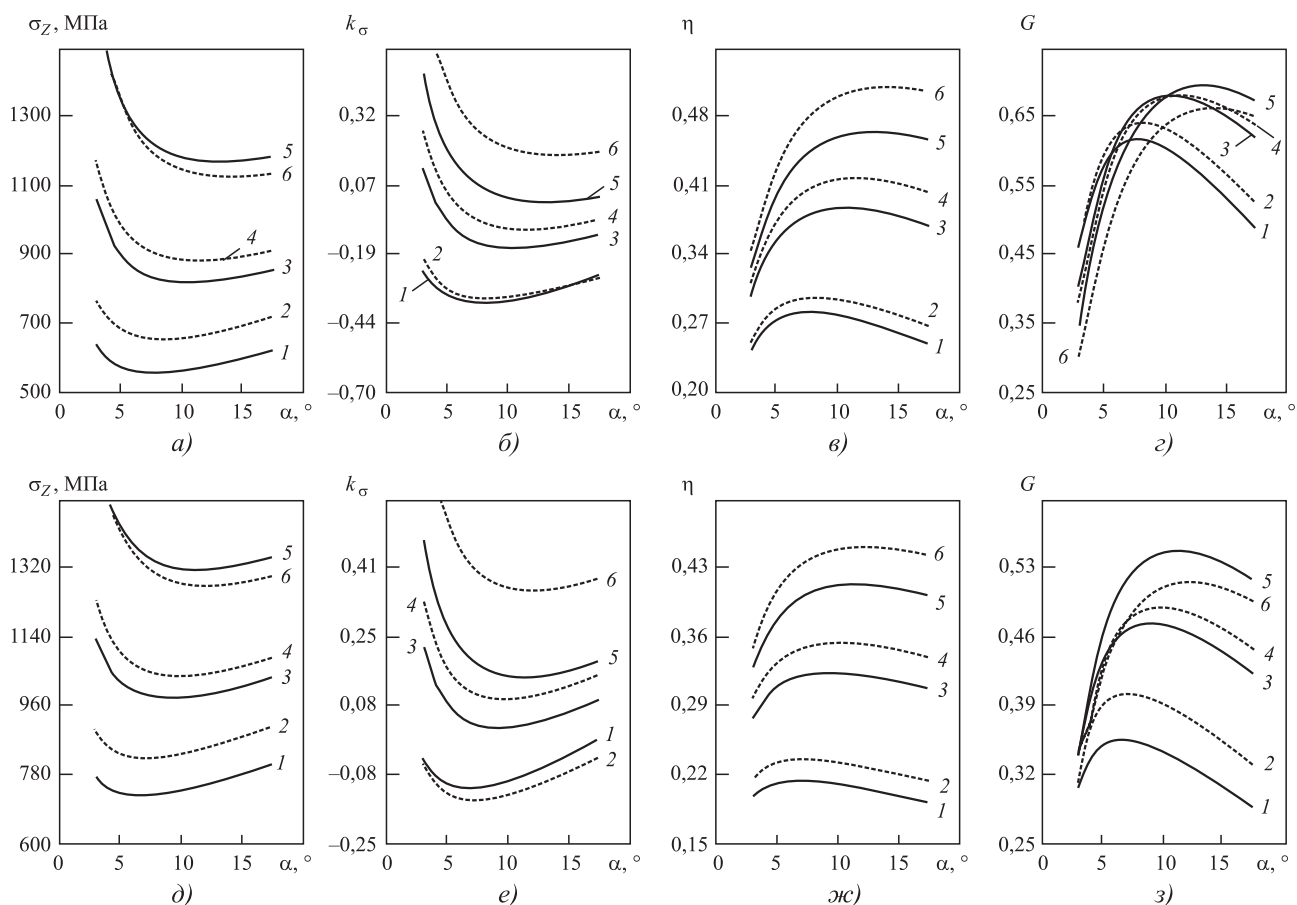


Рис. 4. Показатели напряженного состояния, запаса прочности и эффективности формоизменения в зависимости от угла волочения при наличии калибрующего пояска длиной 1 мм и коэффициенте трения 0,10:

a–г — $\sigma_q = 0$; *д–з* — $\sigma_q = 250$ МПа; остальные обозначения на рис. 3

и G эффективности формоизменения. Показатель напряженного состояния при отсутствии противонапряжения (см. рис. 3, *г* и рис. 4, *б*) выше при трех степенях деформации и модели упрочнения (24). При действии противонапряжения, наличии пояска и коэффициенте $\mu = 1,15$ показатель k_σ стал больше при модели (23), что показывает расположение кривой 1 относительно кривой 2 (см. рис. 4, *е*). При наличии пояска и действии противонапряжения линии для комбинированного показателя G при коэффициенте вытяжки 1,5 выше (см. рис. 4, *з*), чем при $\mu = 1,15$ и 1,30. Форма кривых для критерия G при наличии пояска и действии противонапряжения отражает существенную его зависимость от коэффициента вытяжки и угла α (см. рис. 4, *з*): при повышенных значениях угла α критерий G существенно больше при $\mu = 1,5$ (кривые 5 и 6), чем при $\mu = 1,15$ (кривые 1 и 2). При повышенной степени деформации (кривые 5 и 6) и малых значениях угла волочения ($\alpha < 5^\circ$) близкие значения показателей при отсутствии и наличии противонапряжения. Это объяс-

няется меньшим приростом осевого напряжения от действия противонапряжения при повышенных степенях деформации и малых углах волочения [17]. При $\alpha > 10^\circ$ напряжение σ_z и показатель k_σ больше, а критерии η и G меньше при действии противонапряжения.

Показатель напряженного состояния определяет пластичность материалов в процессах ОМД. Этот показатель используют при определении рациональных режимов деформирования с прогнозированием возможности разрушения обрабатываемого материала [1, 14, 19]. В работах [4, 19] предложено использовать значение 0,58 показателя напряженного состояния по В.Л. Колмогорову для расчета предельной степени деформации в проходе волочения. При этом значении показателя k_σ коэффициент запаса прочности по И.Л. Перлину $\gamma = 1$, а абсолютный запас прочности $Zap = 0$. При значениях коэффициента запаса прочности 1,4 и 1,8, определяющих границы удовлетворительного запаса прочности при волочении проволоки, показатель k_σ соответственно

равен $-0,192$ и $0,082$ [19]. Это следует из формул для связи показателей γ и k_σ [19]:

$$k_\sigma = \frac{3 - 2\gamma}{\sqrt{3}\gamma}; \quad (28)$$

$$\gamma = \frac{3}{\sqrt{3}k_\sigma + 2}. \quad (29)$$

Представляет интерес установить характер связи показателя напряженного состояния с осевым напряжением, абсолютным запасом прочности Zap , коэффициентом запаса прочности γ , показателями эффективности формоизменения η и G .

Зависимости рис. 5 построены при коэффициенте трения $0,05$, величине угла $\alpha = 8^\circ$ и моделях упрочнения (25)–(27). Противонапряжение отсутствует и напряжение противонапряжения составляет четверть исходного предела текучести ($\sigma_q = 0,25 \sigma_{s0}$). Различное значение исследуемым показателям задавали варьированием коэффициента вытяжки в интервале от $1,1$ до $1,6$, т. е. левый конец линии графиков определен по значению

показателя k_σ при $\mu = 1,1$, а правый конец линии — при $\mu = 1,6$.

На рис. 5, *а* приведены зависимости относительного напряжения по отношению к исходному пределу текучести σ_{s0} ($\bar{\sigma}_Z = \sigma_Z / \sigma_{s0}$), а на рис. 5, *б* по отношению к текущему пределу текучести σ_{si} ($\bar{\sigma}_Z = \sigma_Z / \sigma_{si}$). Наибольшее значение показателя k_σ на оси абсцисс графиков определяет правый конец кривой *б* для сплава ХН40МДТЮ (27) при действии противонапряжения, а наименьшее его значение — начало кривой *2* для стали 12Х18Н10Т после отжига (26) при отсутствии противонапряжения. Значения безразмерного напряжения $\bar{\sigma}_Z$ при соответствующих параметрах деформации на рис. 5, *а* и *б* существенно отличаются при показателе $k_\sigma > -0,6$. Это объясняется постоянным исходным пределом текучести σ_{s0} и ростом предела текучести σ_{si} с увеличением степени деформации.

Зависимости рис. 5, *в* показывают различие форм линий для абсолютного запаса прочности

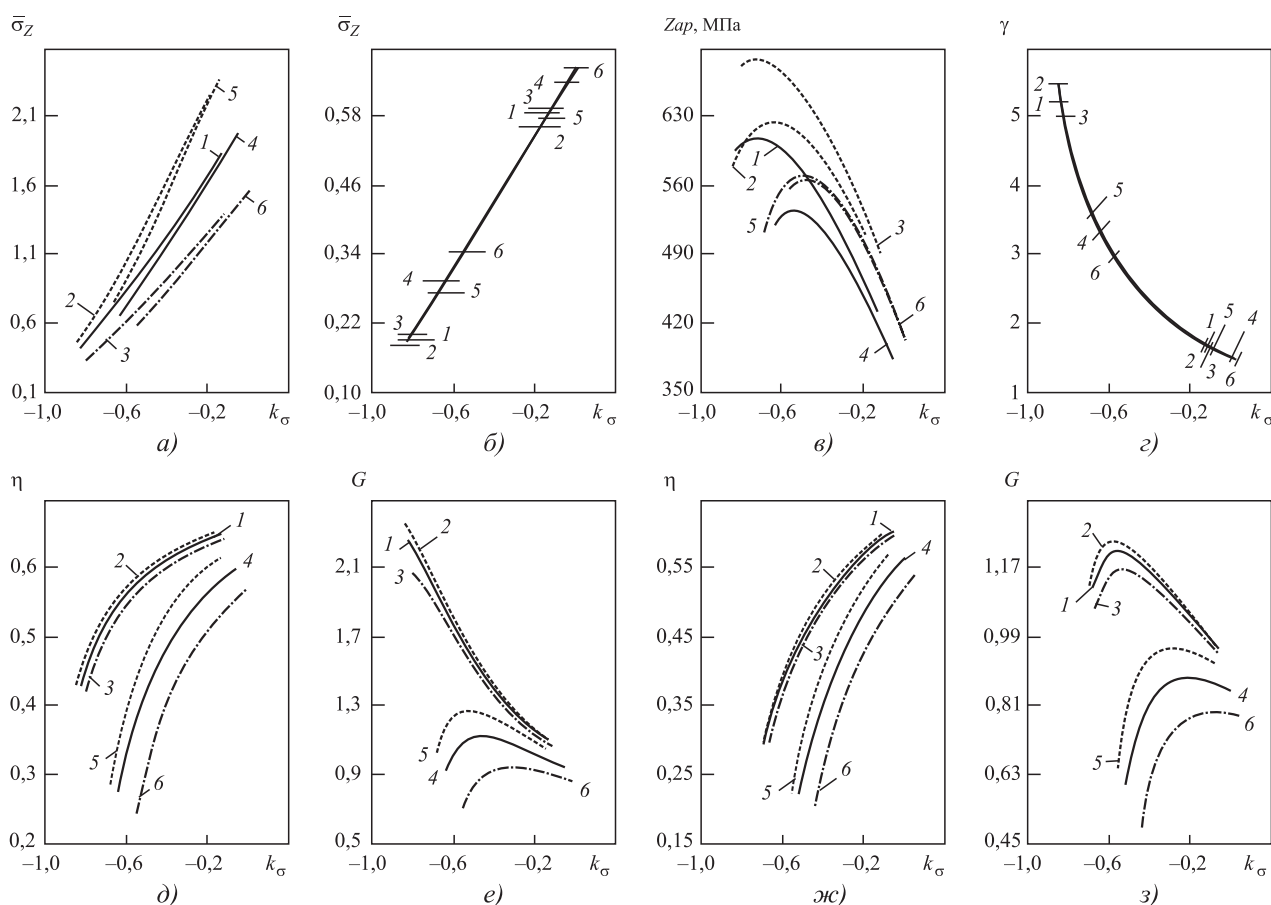


Рис. 5. Зависимости осевого напряжения, запаса прочности и эффективности формоизменения от показателя напряженного состояния k_σ при коэффициенте трения $f = 0,05$ и $\alpha = 8^\circ$:

а–е — отсутствует поясик ($L = 0$); *ж, з* — $L = 1$ мм; *1, 4* — модель упрочнения (25) (сплошные линии); *2, 5* — модель (26) (штриховые линии); *3, 6* — модель (27) (штрихпунктирные линии); *1–3* — $\sigma_q = 0$; *4–6* — $\sigma_q = 0,25\sigma_{s0}$

Z_{ap} при разных моделях упрочнения в отличие от линий для коэффициента запаса прочности (рис. 5, *з*). Кривые для запаса прочности Z_{ap} имеют максимум, и запас Z_{ap} больше для сплава ХН40МДТЮ при отсутствии противонапряжения (кривая 3) и меньше для стали 12Х18Н10Т после закалки при действии противонапряжения (кривая 4). Из рис. 5, *з* следует максимальный коэффициент запаса прочности для стали после отжига при отсутствии противонапряжения (начало кривой 2), а минимальный коэффициент γ у сплава при действии противонапряжения (конец кривой 6 при коэффициенте вытяжки 1,6). С увеличением показателя k_{σ} (осевого напряжения σ_z) коэффициент γ непрерывно снижается независимо от формы кривой упрочнения и уровня напряжения противонапряжения.

От приложения противонапряжения существенно снизились показатели эффективности формоизменения (рис. 5, *д*, *е*) при малых значениях показателя k_{σ} (при малых степенях деформации). Особенно это заметно при рассмотрении расположения кривых 3 и 6 для сплава соответственно при отсутствии и действии противонапряжения. При действии противонапряжения кривые 4–6 для комбинированного критерия G показывают наличие области оптимальных значений показателя k_{σ} (см. рис. 5, *е*). Более высокие значения показателей η и G у стали после отжига (кривые 2 и 5).

При наличии пояска заметно снизились показатели η и G при отсутствии противонапряжения (кривые 1–3) и меньших значениях показателя k_{σ} , что показывает сравнение соответствующих графиков рис. 5, *д* и *ж* для показателя η , графиков рис. 5, *е* и *з* для комбинированного критерия G . При наличии пояска появился выраженный максимум у кривых 1–3 для критерия G (см. рис. 5, *з*).

В заключение следует отметить широкое применение в зарубежной теории волочения круглого сплошного профиля показателей деформации [2, 3, 13, 20–23]: относительного обжатия в проходе волочения r и Δ -критерия формы очага деформации (18). Поэтому выразили связь Δ -критерия с коэффициентом вытяжки μ и относительным обжатием r :

$$\Delta = \frac{\alpha(\sqrt{\mu} + 1)}{\sqrt{\mu} - 1} = \frac{\alpha(\sqrt{1/(1-r)} + 1)}{\sqrt{1/(1-r)} - 1}, \quad (30)$$

$$\mu = \frac{1}{1-r} = \left(\frac{\Delta + \alpha}{\Delta - \alpha} \right)^2, \quad (31)$$

где α — угол волочения, рад.

Поскольку при оптимальном значении $\alpha_{\text{опт}}$ минимальное напряжение σ_z волочения, то при определенном значении критерия $\Delta_{\text{опт}}$ также на-

блюдается минимум напряжения σ_z . Это следует из формулы (30) и рис. 3, *з*. Таким образом, значения $\alpha_{\text{опт}}$ и $\Delta_{\text{опт}}$ способствуют рациональному выбору показателей деформации по критерию напряжения волочения σ_z .

Заключение

Предложен комбинированный критерий G , который включает показатель эффективности формоизменения η и коэффициент запаса прочности γ . Показаны зависимости абсолютного и относительного значения осевого напряжения, абсолютного запаса прочности Z_{ap} , коэффициента запаса прочности γ по И.Л. Перлину, показателя напряженного состояния k_{σ} по В.Л. Колмогорову, показателей η и G эффективности формоизменения от угла волочения и критериев формы очага деформации. Даны взаимозависимости для различных критериев формы очага деформации (20) и (21). Предложенные показатели для оценки формы очага пластической деформации проще Δ -критерия (19). Даны формулы (30) и (31) для взаимосвязи коэффициента вытяжки μ и Δ -критерия (19).

Впервые в теории волочения показана взаимосвязь безразмерных критериев для напряженного состояния, запаса прочности и эффективности формоизменения с учетом формы кривых упрочнения и действия противонапряжения. Форма кривой упрочнения влияет не только на показатели напряженного состояния и запас прочности, но и на эффективность формоизменения. В заданном интервале изменения степени единичной деформации для каждого диаметра проволоки существует область не только для оптимальных углов волочения, но и для длины L рабочего конуса проволоки, безразмерных критериев формы очага деформации ($L/d_{\text{ср}}$, Δ , $\alpha/Ln\mu$ и $Ln\mu/\alpha$), которые обеспечивают минимальное напряжение (силу) волочения. При равенстве среднего значения предела текучести в очаге деформации, но разных формах кривых упрочнения наблюдается существенное различие значений показателей напряженного состояния, запаса прочности и эффективности формоизменения. Что показывают кривые 2 и 3 при $\sigma_q = 0$, 5 и 6 при $\sigma_q = 0,25\sigma_{30}$ для этих показателей на рис. 2 и кривые 3 и 4 при отсутствии противонапряжения на рис. 3 при коэффициенте вытяжки 1,3 и моделях упрочнения (23) и (24).

Более интенсивное упрочнение нержавеющей стали 12Х18Н10Т (15) после отжига обеспечило в целом более благоприятное сочетание различных показателей напряженного состояния, запаса прочности и энергозатрат в сравнении с набором

тех же показателей для стали 12Х18Н10Т после заковки (14) и дисперсионно-твердеющего сплава ХН40МДТЮ (16) в интервале изменения коэффициента вытяжки 1,1...1,6. При разных моделях упрочнения и уровнях напряжения противонапряжения линии для зависимостей безразмерного осевого напряжения $\bar{\sigma}_Z$ по отношению к текущему значению предела текучести от показателя k_σ напряженного состояния (см. рис. 5, б) и коэффициента запаса прочности γ от k_σ (см. рис. 5, в) располагаются вдоль одной кривой. Дано объяснение характера расположения линий графика на рис. 5, в приведенными зависимостями (28) и (29).

Показано, что при интенсивном упрочнении, высоком коэффициенте трения, малых углах волочения и повышенной степени деформации в проходе волочения значения показателей для эффективности формоизменения η и G могут быть больше при действии противонапряжения, чем при его отсутствии (см. рис. 2). Установление характера взаимной связи между комплексными показателями, отражающими запас прочности и энергозатраты, способствует рациональному выбору значений для параметров деформации [3, 19, 24–27].

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Колмогоров В.Л. Механика обработки металлов давлением: учебник для вузов. 2-е изд. Екатеринбург: Изд-во УГТУ–УПИ, 2001. 836 с.
2. Roger N. Wright. Wire Technology Process Engineering and Metallurgy. 2011. 320 p.
3. Hosford W.F., Caddell R.M. Metal Forming. Mechanics and Metallurgy. Cambridge University Press, 2007. 312 p.
4. Гурьянов Г.Н. Расчет, анализ напряжений, деформаций и запаса прочности при холодном волочении проволоки. Магнитогорск: МГТУ, 2008. 358 с.
5. Radionova L., Radionov A. The current situation and perspectives the development of wire-drawing steel wire // Russian Internet Journal of Industrial, 2013. No. 1. P. 3–9.
6. Guryanov G.N. Models for Parameter Assessment in Wire Drawing // Steel in Translation. 2014. Vol. 44. No. 7. P. 536–542.
7. Гурьянов Г.Н. Показатели напряженного состояния и запаса прочности в рабочем конусе и калибрующем пояске волоки в зависимости от параметров деформации и моделей упрочнения материала проволоки // Производство проката. 2016. № 4. С. 26–37.
8. Guryanov G.N., Zhelezkov O.S., Platov S.I., Terentev D.V. Influence of the Drawing Angle on Wire Quality // Steel in Translation. 2015. Vol. 45. No. 1. P. 18–24.
9. Гурьянов Г.Н., Смирнов С.В. Влияние интенсивности упрочнения и угла рабочего конуса волоки на осевое напряжение, запас прочности и прирост средней температуры в проходе волочения проволоки // Упрочняющие технологии и покрытия. 2018. Т. 4. № 3. С. 99–106.
10. Гурьянов Г.Н., Смирнов С.В. Влияние формы кривой деформационного упрочнения на напряжение волочения и запас прочности круглого сплошного профиля // Технология металлов. 2018. № 2. С. 13–24.
11. Должанский А.М. Определение тягового напряжения и оптимального угла волоки с учетом критерия формы очага деформации // Metallurgicheskaya i gornorudnaya promyshlennost'. № 4. 2003. С. 61–63.
12. Гурьянов Г.Н. Критерии для оценки формы очага и неоднородности деформации при волочении сплошного круглого профиля // Механическое оборудование металлургических заводов: междунар. сб. науч. тр. / под ред. А.Г. Корчунова. Вып. 2. Магнитогорск: Изд-во Магнитогорск. гос. техн. ун-та им. Г.И. Носова, 2013. С. 86–96.
13. Бэкофен В. Процессы деформации. Пер. с англ. В.С. Берковского, Ф.И. Рузанова. М.: Металлургия, 1977. 288 с.
14. Богатов А.А., Мижирицкий О.И., Смирнов С.В. Ресурс пластичности металлов при обработке металлов давлением. М.: Металлургия, 1984. 144 с.
15. Производство метизов / Х.С. Шахпазов, И.Н. Недовизий, В.И. Ориничев и др. М.: Металлургия, 1977. 392 с.
16. Николаев В.А. Волочение с противонапряжением // Изв. вузов. Черная металлургия. 2007. № 1. С. 31–34.
17. Гурьянов Г.Н., Смирнов С.В. Условия для волочения круглого сплошного профиля без прироста осевого напряжения от действия противонапряжения // Технология металлов. 2018. № 9. С. 3–12.
18. Контактное трение в процессах обработки металлов давлением / А.Н. Леванов, В.Л. Колмогоров, С.П. Буркин и др. М.: Металлургия, 1976. 412 с.
19. Гурьянов Г.Н., Смирнов С.В. Выбор параметров деформации в проходе волочения проволоки на основе допустимых значений коэффициента запаса прочности И.Л. Перлина и показателя напряженного состояния В.Л. Колмогорова // Проблемы черной металлургии и материаловедения. 2017. № 4. С. 5–12.
20. Avitzur. B. Analysis of central bursting defects in extrusion and wire drawing // Transactions of the ASME Journal of Engineering for Industry. 1968. 90 (1). P. 79–91.
21. Modeling and measurements of mechanical behavior in multi-pass drawing process / NanJing, 2003. J. Luksza, J. Majta, M. Burdek, et al. // Journal of Material Processing Technology, 1998. 80–81. P. 398–405.
22. Kazutake Komori. Effect of ductile fracture criteria on chevron crack formation and evolution in drawing // International Journal of Mechanical Sciences. 2003. 45. P. 141–160.
23. Ko. Dae-Cheol, Kim.Byung-Min. The prediction of central burst defects in extrusion and wire drawing // Journal of Material Processing Technology. 2000. 102. P. 19–24.
24. Production of billets of die-rolled section when vibratory drawing / Shapoval O., Mospan D., Dragobetskii V. et al. // Metallurgical & Mining Industry. 2017. Iss. 3. P. 48–53.
25. Yang S.W. Numerical Simulation of Deep Drawing Process of Drawing Cylinder Based on Dynaform // Advanced Materials Research. 2013. Vol. 816–817. P. 294–297.
26. Calculation of the forward tension in drawing processes / E.M. Rubio, A.M. Camacho, L. Sevilla, M.A. Sebastian // Journal of Materials Processing Technology. 2005. No. 162–163. P. 551–557.
27. Zelin M. Microstructure evolution in pearlitic steels during wire drawing // Acta Materialia. Elsevier, 2002. P. 4431–4447.

А.В. Щедрин, И.Ю. Игнаткин, А.М. Бугаев
 (Московский государственный технический университет имени Н.Э. Баумана),
Н.Ю. Чихачёва
 (МОО "Академия проблем качества", МБОУ СОШ № 1, г. Покров)
 E-mail: ignatkinivan@gmail.com

Исследование характеристик силовой динамики методов комбинированного дорнования отверстий инструментом с регулярной микрогеометрией поверхности

На примере стали 12ХНЗА комплексно исследовано влияние параметров регулярной микрогеометрии воздействующих поверхностей деформирующих элементов на характеристики силовой динамики методов комбинированного деформирующе-режущего дорнования отверстий.

Ключевые слова: регулярный микрорельеф, силы дорнования, технологическая наследственность.

The effect of the parameters of deforming elements acting surfaces regular microgeometry on the characteristics of the power dynamics of the combined deforming and cutting mandrelling methods of holes is comprehensively studied using 12KhN3A steel as example.

Keywords: regular microrelief, mandrelling forces, technological heredity.

Как показывают теоретические исследования и опыт производственной практики [1–4], регуляризация микрогеометрии поверхности деформирующих (выглаживающих) элементов комбинированного инструмента позволяет получить существенный технико-экономический эффект по качеству, производительности и себестоимости методов обработки отверстий дорнованием.

Используя полученные результаты, проведены дополнительные сравнительные экспериментальные исследования комбинированного дорнования цилиндрических отверстий инструментом с иррегулярным (ИМР) и регулярным (РМР) микрорельефом поверхности.

В качестве образцов-заготовок использовали цилиндрические втулки из стали 12ХНЗА (твердость 171...214 НВ) с наружным диаметром $D_{з.н} = 39$ мм и высотой 40 мм. Исходная обработка отверстий образцов-заготовок — растачивание.

Предварительное (опережающее) деформирование отверстий образцов-заготовок осуществляли дорнами-прошивками с одиночными деформирующими элементами диаметром по ка-

либрующей ленточке $D_{л} = 22_{-0,021}$ мм, ширина калибрующей ленточки 10 мм, углы рабочего и обратного конусов составляли $(8 \pm 0,5)^\circ$ (рис. 1).

Последующее режущее воздействие выполняли дорнами-прошивками с двузубыми секциями переменной схемы резания (см. рис. 1): диаметр первого зуба по калибрующей ленточке $D_{р1} = 22...22,05$ мм; диаметр второго зуба $D_{р2} = 21,96...22,01$ мм; главный передний угол 15° ; главный задний угол 3° . Материал деформирующих и режущих элементов — быстрорежущая сталь Р6М5.

РМР поверхности деформирующих элементов выполняли алмазным выглаживателем в виде однозаходных винтовых канавок радиусом 1,5 мм, глубиной $\Gamma_k = 7...17$ мкм и шагом $\Pi_k = 0,5...1,5$ мм (рис. 2). Нулевые параметры РМР условно соответствуют исходному ИМР, полученному шлифованием и полировкой с высотой максимального микровыступа поверхности деформирующего элемента $H_{max} = 0,9$ мкм.

Скорость дорнования 4 м/мин, технологическая смазка — сульфозрезол. Абсолютная деформация отверстия образцов-заготовок i на стадии предварительного (опережающего) пластического деформирования варьировалась на двух уровнях: 0,25 и 1 мм. Число повторных экспериментов — 7.

На рис. 3 представлены некоторые характерные осциллограммы суммарной силы деформирующего дорнования F_d . При этом было установлено, что РМР с глубиной канавок $\Gamma_k = 17$ мкм помимо деформирования оказывает параллельное режущее воздействие в режиме микрорезания, на существо-

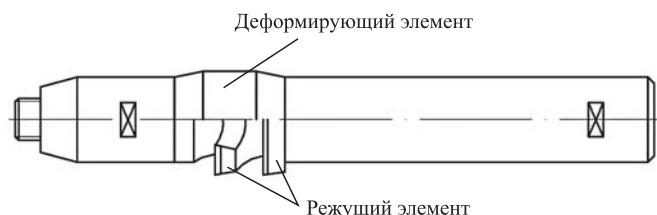


Рис. 1. Конструкция экспериментальных инструментов

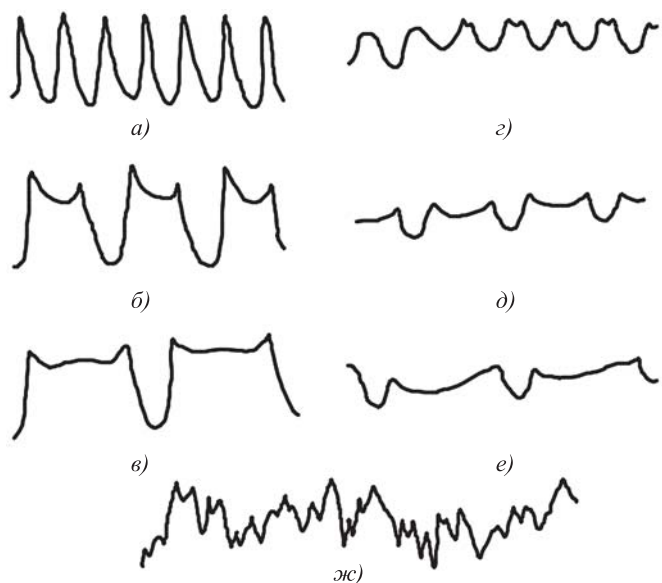


Рис. 2. Продольные профилограммы поверхности калибрующих ленточек деформирующих элементов:
a — $\Gamma_k = 17$ мкм, $\text{Ш}_k = 0,5$ мм; *б* — $\Gamma_k = 17$ мкм, $\text{Ш}_k = 1$ мм; *в* — $\Gamma_k = 17$ мкм, $\text{Ш}_k = 1,5$ мм; *г* — $\Gamma_k = 7$ мкм, $\text{Ш}_k = 0,5$ мм; *д* — $\Gamma_k = 7$ мкм, $\text{Ш}_k = 1$ мм; *е* — $\Gamma_k = 7$ мкм, $\text{Ш}_k = 1,5$ мм; *жс* — $\Gamma_k = \text{Ш}_k = 0$, $H_{\max} = 0,9$ мкм

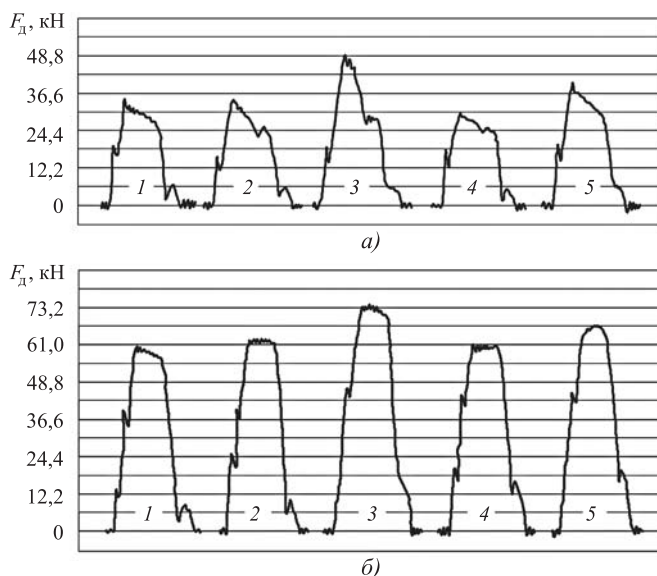


Рис. 3. Характерные осциллограммы суммарной силы деформирующего дорнования отверстий в образцах-заготовках из стали 12ХН3А:
a — $i = 0,25$ мм; *б* — $i = 1$ мм; 1 — $\Gamma_k = \text{Ш}_k = 0$; 2 — $\Gamma_k = 7$ мкм, $\text{Ш}_k = 0,5$ мм; 3 — $\Gamma_k = 17$ мкм, $\text{Ш}_k = 0,5$ мм; 4 — $\Gamma_k = 7$ мкм, $\text{Ш}_k = 1$ мм; 5 — $\Gamma_k = 17$ мкм, $\text{Ш}_k = 1$ мм

Параметры отверстий образцов-деталей после деформирующего дорнования

Параметр отверстий образцов-деталей	$\Gamma_k = 0$; $\text{Ш}_k = 0$; $D_{л} = 21,99$ мм	$\Gamma_k = 7$ мкм; $\text{Ш}_k = 0,5$ мм; $D_{л} = 22$ мм	$\Gamma_k = 17$ мкм; $\text{Ш}_k = 0,5$ мм; $D_{л} = 22,02$ мм	$\Gamma_k = 7$ мкм; $\text{Ш}_k = 1$ мм; $D_{л} = 21,99$ мм	$\Gamma_k = 17$ мкм; $\text{Ш}_k = 1$ мм; $D_{л} = 22,005$ мм	$\Gamma_k = 7$ мкм; $\text{Ш}_k = 1,5$ мм; $D_{л} = 21,995$ мм	$\Gamma_k = 17$ мкм; $\text{Ш}_k = 1,5$ мм; $D_{л} = 22,01$ мм
\bar{D}_d , мм	$\frac{21,911}{21,942}$	$\frac{21,906}{21,944}$	$\frac{21,922}{21,954}$	$\frac{21,902}{21,949}$	$\frac{21,907}{21,941}$	$\frac{21,903}{21,938}$	$\frac{21,907}{21,941}$
$\sigma(D_d)$, мм	$\frac{0,0085}{0,0069}$	$\frac{0,0041}{0,0063}$	$\frac{0,0084}{0,0071}$	$\frac{0,0066}{0,0089}$	$\frac{0,0072}{0,0074}$	$\frac{0,0096}{0,0067}$	$\frac{0,0052}{0,0085}$

Примечания: 1. $\sigma(D_d)$ — среднеквадратическое отклонение диаметра отверстий образцов-деталей.
 2. В числителе приведены данные для $i = 0,25$ мм; в знаменателе — для $i = 1$ мм.

вание которого указывает наличие микростружки, экстремальный средний диаметр отверстий образцов-деталей \bar{D}_d (таблица) и специфический характер осциллограмм № 3 и № 5 (см. рис. 3). Основной причиной микрорезания является малый (12...200 мкм) радиус при вершинах микровыступов РМР с глубиной канавок $\Gamma_k = 17$ мкм [2].

Для объективной оценки характеристик силовой динамики [1] стадии предварительного (опережающего) пластического деформирования была введена удельная (погонная) сила деформирующего дорнования q_d , Н/мм:

$$q_d = \frac{F_d}{\pi D_{л}} \quad (1)$$

После статистической обработки осциллограмм суммарной силы деформирующего дорно-

вания (см. рис. 3) получим следующие частные линейные зависимости:

$$\left\{ \begin{aligned} q_d (\Gamma_k = \text{Ш}_k = 0) &= 257,96 + 668,93i; \\ q_d (\Gamma_k = 7 \text{ мкм}, \text{Ш}_k = 0,5 \text{ мм}) &= 356,83 + 541,98i; \\ q_d (\Gamma_k = 17 \text{ мкм}, \text{Ш}_k = 0,5 \text{ мм}) &= 621 + 443,4i; \\ q_d (\Gamma_k = 7 \text{ мкм}, \text{Ш}_k = 1 \text{ мм}) &= 283,73 + 680,37i; \\ q_d (\Gamma_k = 17 \text{ мкм}, \text{Ш}_k = 1 \text{ мм}) &= 539,22 + 473,21i; \\ q_d (\Gamma_k = 7 \text{ мкм}, \text{Ш}_k = 1,5 \text{ мм}) &= 241 + 719,25i; \\ q_d (\Gamma_k = 17 \text{ мкм}, \text{Ш}_k = 1,5 \text{ мм}) &= 454,21 + 558,5i. \end{aligned} \right. \quad (2)$$

Как следует из анализа общей графической зависимости (рис. 4), построенной по данным системы уравнений (2), РМР позволяет тонко, в широких пределах управлять силовой динами-

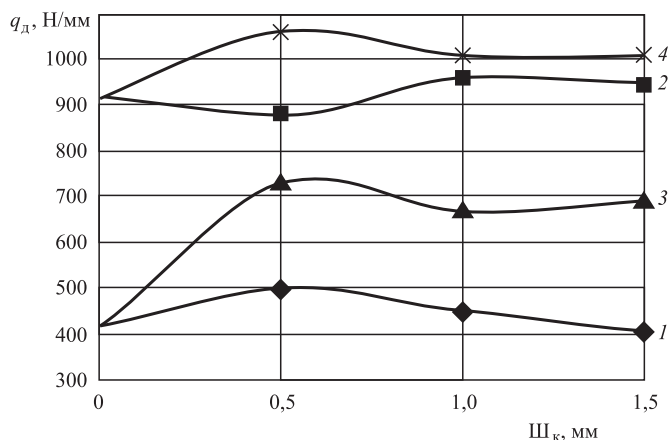


Рис. 4. Общая зависимость удельной силы деформирующего дорнования отверстий в образцах-заготовках из стали 12ХН3А от абсолютной деформации, характера и параметров микрогеометрии воздействующих поверхностей деформирующего элемента:

1 — $\Gamma_k = 7$ мкм, $i = 0,25$ мм; 2 — $\Gamma_k = 7$ мкм, $i = 1$ мм; 3 — $\Gamma_k = 17$ мкм, $i = 0,25$ мм; 4 — $\Gamma_k = 17$ мкм, $i = 1$ мм

кой предварительного перед резанием деформирования или окончательного выглаживания отверстий. Дополнительно, как это следует из фрагментарных данных таблицы, РМР существенно влияет на размерную точность получаемых отверстий, о чем свидетельствуют значения среднеквадратического отклонения диаметра отверстий образцов-деталей $\sigma(D_d)$. Кроме того, используя статистические данные таблицы, можно достоверно оценить значение остаточной деформации отверстия образцов-деталей после деформирующего дорнования, мм:

$$\Delta = [(\tilde{D}_d \pm 3\sigma(D_d) - D_d)]. \quad (3)$$

Достоверное значение остаточной деформации отверстия позволяет обоснованно назначать припуск под последующее режущее дорнование в виде фактической толщины срезаемого слоя A_p :

$$A_p = 0,5[D_{p1} - (D_d + \Delta)]. \quad (4)$$

Более объективная оценка характеристик силовой динамики стадии предварительного (опережающего) деформирующего дорнования может быть сделана с позиций технологического наследования (исправления) исходных погрешностей отверстия образцов-заготовок. В этих целях используем коэффициент уточнения по параметру шероховатости поверхности отверстия:

$$K_y(Ra) = \left(\frac{Ra_3}{Ra_d} \right). \quad (5)$$

где Ra_3 и Ra_d — значение параметра шероховатости поверхности соответственно образца-заготов-

ки после растачивания и образца-детали после деформирующего дорнования, мкм.

Более высокое качество по параметру шероховатости (рис. 5) объясняется тем, что каждый выступ РМР в отличие от ИМР (см. рис. 2) является инден-

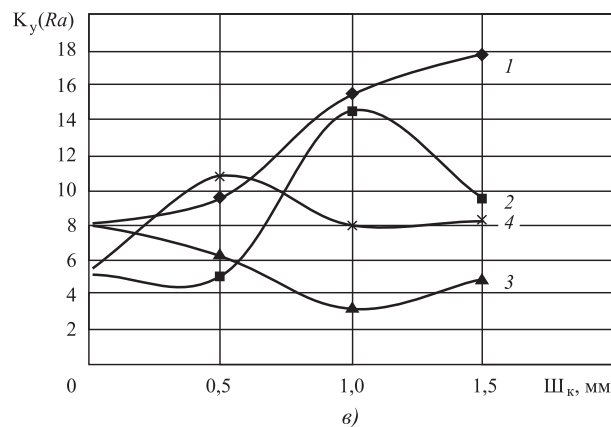
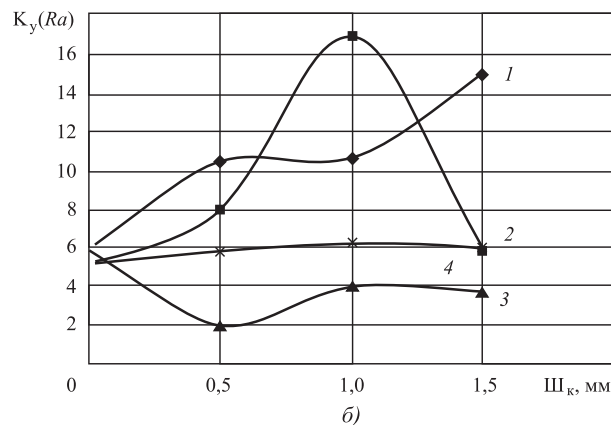
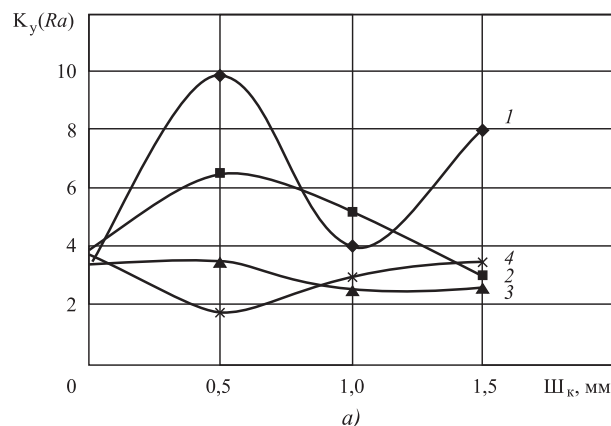


Рис. 5. Общие зависимости коэффициента уточнения по параметру шероховатости поверхности отверстия образцов деталей из стали 12ХН3А от параметров РМР, абсолютной деформации и исходной шероховатости поверхности отверстия образцов-заготовок:

а — $Ra_3 = 1$ мкм; б — $Ra_3 = 2$ мкм; в — $Ra_3 = 3$ мкм; 1 — $\Gamma_k = 7$ мкм, $i = 0,25$ мм; 2 — $\Gamma_k = 7$ мкм, $i = 1$ мм; 3 — $\Gamma_k = 17$ мкм, $i = 0,25$ мм; 4 — $\Gamma_k = 17$ мкм, $i = 1$ мм

тором, оказывающим дополнительный цикл соответствующей деформации поверхностного слоя отверстия образцов-заготовок на микроуровне.

Далее образцы-заготовки подвергали режущему воздействию — режущему дорнованию по предварительно деформированному слою.

На рис. 6, 7 представлены частные графические зависимости удельной (погонной) силы, Н/мм, режущего дорнования отверстий q_p , которые аналитически могут быть представлены в аналогичном (2) виде:

$$\begin{cases}
 q_p(\Gamma_k = \text{Ш}_k = 0, i = 0,25 \text{ мм}) = 338,88 + 733,56A_p; \\
 q_p(\Gamma_k = \text{Ш}_k = 0, i = 1 \text{ мм}) = 394,68 - 1064,74A_p; \\
 q_p(\Gamma_k = 7 \text{ мкм}, \text{Ш}_k = 0,5 \text{ мм}, i = 0,25 \text{ мм}) = 252,37 + 2864,52A_p; \\
 q_p(\Gamma_k = 7 \text{ мкм}, \text{Ш}_k = 0,5 \text{ мм}, i = 1 \text{ мм}) = 299,43 + 577,61A_p; \\
 q_p(\Gamma_k = 17 \text{ мкм}, \text{Ш}_k = 0,5 \text{ мм}, i = 0,25 \text{ мм}) = 223,1 + 2294,92A_p; \\
 q_p(\Gamma_k = 17 \text{ мкм}, \text{Ш}_k = 0,5 \text{ мм}, i = 1 \text{ мм}) = 196,29 + 2272,22A_p; \\
 q_p(\Gamma_k = 7 \text{ мкм}, \text{Ш}_k = 1 \text{ мм}, i = 0,25 \text{ мм}) = 341,18 + 1578,38A_p; \\
 q_p(\Gamma_k = 7 \text{ мкм}, \text{Ш}_k = 1 \text{ мм}, i = 1 \text{ мм}) = 353,35 + 1042,68A_p; \\
 q_p(\Gamma_k = 17 \text{ мкм}, \text{Ш}_k = 1 \text{ мм}, i = 0,25 \text{ мм}) = 199,39 + 2260,97A_p; \\
 q_p(\Gamma_k = 17 \text{ мкм}, \text{Ш}_k = 1 \text{ мм}, i = 1 \text{ мм}) = 296,25 + 708,01A_p; \\
 q_p(\Gamma_k = 7 \text{ мкм}, \text{Ш}_k = 1,5 \text{ мм}, i = 0,25 \text{ мм}) = 349,54 + 70,91A_p; \\
 q_p(\Gamma_k = 7 \text{ мкм}, \text{Ш}_k = 1,5 \text{ мм}, i = 1 \text{ мм}) = 332,29 + 1437,2A_p; \\
 q_p(\Gamma_k = 17 \text{ мкм}, \text{Ш}_k = 1,5 \text{ мм}, i = 0,25 \text{ мм}) = 284,29 + 559,91A_p; \\
 q_p(\Gamma_k = 17 \text{ мкм}, \text{Ш}_k = 1,5 \text{ мм}, i = 1 \text{ мм}) = 349,84 + 1168,45A_p.
 \end{cases} \quad (6)$$

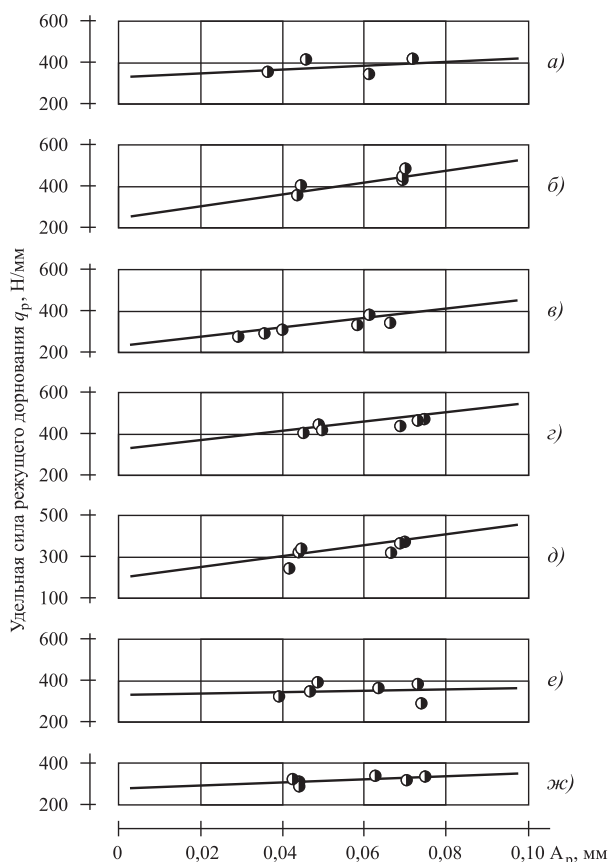


Рис. 6. Частные зависимости удельной силы режущего дорнования отверстий в образцах-заготовках из стали 12ХН3А по предварительно деформированному слою от фактической толщины срезаемого слоя:

a — $\Gamma_k = \text{Ш}_k = 0, i = 0,25 \text{ мм}$; *б* — $\Gamma_k = 7 \text{ мкм}, \text{Ш}_k = 0,5 \text{ мм}, i = 0,25 \text{ мм}$; *в* — $\Gamma_k = 17 \text{ мкм}, \text{Ш}_k = 0,5 \text{ мм}, i = 0,25 \text{ мм}$; *г* — $\Gamma_k = 7 \text{ мкм}, \text{Ш}_k = 1 \text{ мм}, i = 0,25 \text{ мм}$; *д* — $\Gamma_k = 17 \text{ мкм}, \text{Ш}_k = 1 \text{ мм}, i = 0,25 \text{ мм}$; *е* — $\Gamma_k = 7 \text{ мкм}, \text{Ш}_k = 1,5 \text{ мм}, i = 0,25 \text{ мм}$; *ж* — $\Gamma_k = 17 \text{ мкм}, \text{Ш}_k = 1,5 \text{ мм}, i = 0,25 \text{ мм}$

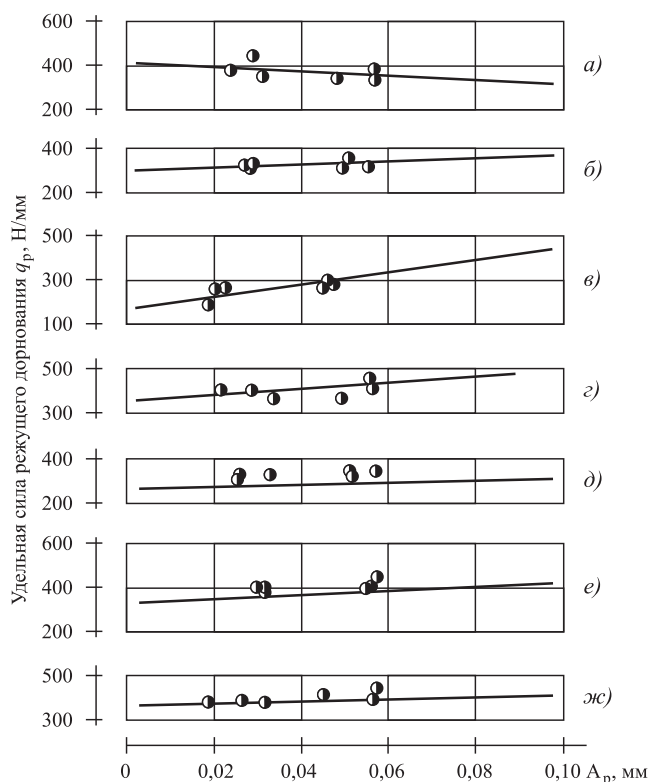


Рис. 7. Частные зависимости удельной силы режущего дорнования отверстий в образцах-заготовках из стали 12ХН3А по предварительно деформированному слою от фактической толщины срезаемого слоя:

a — $\Gamma_k = \text{Ш}_k = 0, i = 1 \text{ мм}$; *б* — $\Gamma_k = 7 \text{ мкм}, \text{Ш}_k = 0,5 \text{ мм}, i = 1 \text{ мм}$; *в* — $\Gamma_k = 17 \text{ мкм}, \text{Ш}_k = 0,5 \text{ мм}, i = 1 \text{ мм}$; *г* — $\Gamma_k = 7 \text{ мкм}, \text{Ш}_k = 1 \text{ мм}, i = 1 \text{ мм}$; *д* — $\Gamma_k = 17 \text{ мкм}, \text{Ш}_k = 1 \text{ мм}, i = 1 \text{ мм}$; *е* — $\Gamma_k = 7 \text{ мкм}, \text{Ш}_k = 1,5 \text{ мм}, i = 1 \text{ мм}$; *ж* — $\Gamma_k = 17 \text{ мкм}, \text{Ш}_k = 1,5 \text{ мм}, i = 1 \text{ мм}$

Для более комплексной оценки [1, 2] силовой динамики режущего дорнования по предварительно деформированному слою введен дополнительный параметр — давление режущего дорнования p_p , МПа:

$$p_p = \frac{q_p}{A_p} \quad (7)$$

Как показал анализ общих графических зависимостей (рис. 8, 9), характер и параметры микрогеометрии воздействующих поверхностей деформирующих элементов, осуществляющих предварительное (опережающее) пластическое деформирование отверстий, позволяет существенно уменьшить энергозатраты режущей стадии комбинированного воздействия на обрабатываемый материал, а также управлять размерной точностью обработки [5, 6].

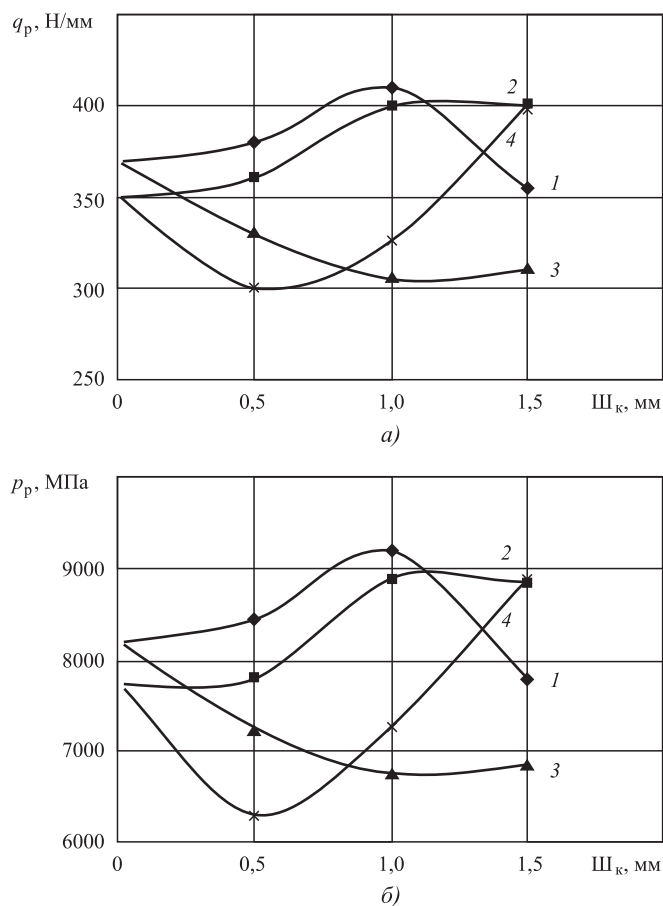


Рис. 8. Общие зависимости удельной силы (а) и давления режущего дорнования отверстий (б) в образцах-заготовках из стали 12ХН3А по предварительно деформированному слою от абсолютной деформации, характера и параметров микрогеометрии воздействующей поверхности деформирующего элемента ($A_p = 0,045$ мм): 1 — $\Gamma_k = 7$ мкм, $i = 0,25$ мм; 2 — $\Gamma_k = 7$ мкм, $i = 1$ мм; 3 — $\Gamma_k = 17$ мкм, $i = 0,25$ мм; 4 — $\Gamma_k = 17$ мкм, $i = 1$ мм

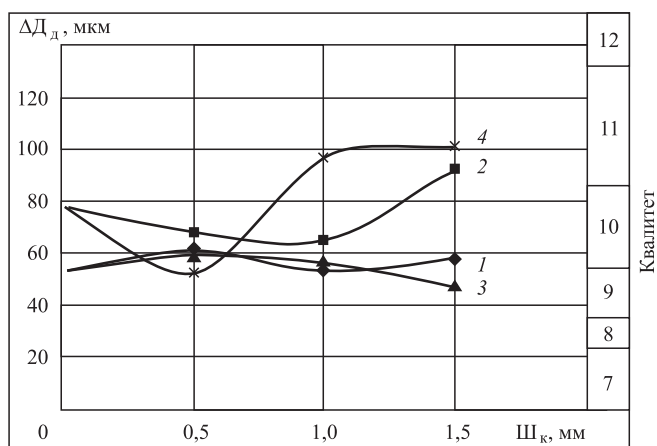


Рис. 9. Общая зависимость поля рассеяния диаметра отверстий образцов-деталей из стали 12ХН3А после режущего дорнования по предварительно деформированному слою от абсолютной деформации, характера и параметров воздействующих поверхностей деформирующего элемента ($A_p = 0,045$ мм):

1 — $\Gamma_k = 7$ мкм, $i = 0,25$ мм; 2 — $\Gamma_k = 7$ мкм, $i = 1$ мм; 3 — $\Gamma_k = 17$ мкм, $i = 0,25$ мм; 4 — $\Gamma_k = 17$ мкм, $i = 1$ мм

Выполненные исследования расширяют информационную базу алгоритмических процедур "искусственного технологического интеллекта" [1, 2, 7] для системного синтеза инновационных методов комбинированного дорнования отверстий и комбинированной охватывающей обработки [8–16].

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Щедрин А.В., Кострюков А.А., Чихачёва Н.Ю. Искусственный технологический интеллект как идеологическая основа всеобщей системы методов обработки материалов // Упрочняющие технологии и покрытия. 2015. № 6. С. 20–26.
2. Трибология как фундаментальная основа системного проектирования конкурентоспособных технологических объектов / А.В. Щедрин и др. // Ремонт, восстановление, модернизация. 2009. № 4. С. 15–20.
3. Щедрин А.В., Таненгольц А.Б. Совершенствование характеристик инструмента для деформирующе-выглаживающего прошивания отверстий // Машиностроитель. 2002. № 11. С. 20–23.
4. Щедрин А.В., Агапов В.А., Морозова Н.В. Прошивание прецизионных отверстий в неравножестких заготовках // СТИН. 1996. № 10. С. 28–30.
5. Щедрин А.В. Исследование обрабатываемости вязких сталей комбинированным прошиванием // СТИН. 1998. № 12. С. 27–30.
6. Ярославцев В.М. Резание с опережающим пластическим деформированием. М.: МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2010. 46 с.
7. Ярославцев В.М. Разработка методологии поиска новых методов обработки и ее практическая реализация // Вестник МГТУ им. Н.Э. Баумана. Серия "Машиностроение". 2007. № 2. С. 56–70.

8. **Влияние** угла наклона воздействующих поверхностей деформирующего элемента на характеристики методов комбинированного прошивания (протягивания) отверстий / А.В. Щедрин и др. // Упрочняющие технологии и покрытия. 2015. № 3. С. 20—24.

9. **Технологические** возможности метода комбинированного дорнования отверстий инструментом с винтовой геометрией воздействующих поверхностей / А.В. Щедрин, В.Ф. Алешин, А.М. Бугаев и др. // Упрочняющие технологии и покрытия. 2019. Т. 15. № 8. С. 342—347.

10. **Теоретико-экспериментальное** исследование и совершенствование методов дорнования отверстий инструментом с регулярной микрогеометрией поверхности в условиях противодавления технологических смазок / А.В. Щедрин, В.Ф. Алешин, А.М. Бугаев и др. // Упрочняющие технологии и покрытия. 2019. Т. 15. № 11. С. 501—505.

11. **Повышение** эффективности комбинированного дорнования за счет регуляризации микрогеометрии поверхности отверстия обрабатываемой заготовки /

А.В. Щедрин и др. // Упрочняющие технологии и покрытия. 2017. Т. 13. № 7. С. 314—317.

12. **Патент 2647057 РФ.** Способ холодного пластического деформирования металлов / А.В. Щедрин, Э.Л. Мельников, М.А. Сережкин и др.

13. **Щедрин А.В., Кострюков А.А.** Применение триботехнологий на основе самоорганизации для системного совершенствования процессов холодного пластического деформирования // Упрочняющие технологии и покрытия. 2017. Т. 13. № 11. С. 495—499.

14. **Инновационные** способы воздействия на обрабатываемый материал в методах охватывающей обработки длинномерных заготовок волочением / А.В. Щедрин, А.А. Кострюков, Э.Л. Мельников и др. // Упрочняющие технологии и покрытия. 2018. Т. 14. № 10. С. 467—470.

15. **Патент 2560475 РФ.** Устройство для комбинированного волочения сплошных и полых профилей / Д.Н. Гаркунов, Э.Л. Мельников, А.В. Щедрин и др.

16. **Новое** научное открытие в трибологии на основе самоорганизации / А.В. Щедрин и др. // Ремонт, восстановление, модернизация. 2019. № 6. С. 18—25.



ИЗДАТЕЛЬСТВО «ИННОВАЦИОННОЕ МАШИНОСТРОЕНИЕ»



МЕДЬ И МЕДНЫЕ СПЛАВЫ ОТЕЧЕСТВЕННЫЕ И ЗАРУБЕЖНЫЕ МАРКИ

СПРАВОЧНИК

Осинцев О.Е., Федоров В.Н.

2-е изд., перераб. и доп. 2016. 360 с.

Цена 1300 руб.

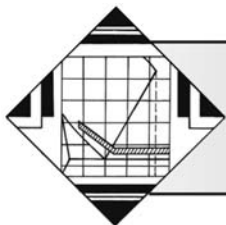
В справочнике впервые систематизированы и обобщены сведения о физических, механических и технологических свойствах почти всех марок меди и сплавов на ее основе: латуней, бронз, медно-никелевых сплавов, а также специальных медных сплавов: микролегированных, дисперсно-упрочненных, с эффектом памяти и др. Показано влияние легирующих элементов и примесей на свойства сплавов. Изложены сведения о составе и структуре, особенностях термической обработки, даны двойные и многокомпонентные диаграммы состояния, определяющие фазовый состав. Приведены также сведения о свойствах зарубежных аналогов отечественных медных сплавов. 2-е издание (1-е издание 2004 г.) переработано в соответствии с новыми стандартами, а также дополнено сведениями по припоям на основе меди.

Для инженерно-технических работников машиностроительных, металлургических и металлообрабатывающих предприятий, научно-исследовательских и проектно-конструкторских организаций, а также для студентов, аспирантов и преподавателей высших учебных заведений и университетов.

Приобрести книгу в издательстве можно, прислав заявку:

по почте: 107076, г. Москва, Колодезный пер., 2а, стр. 2; по e-mail: realiz@mashin.ru.

Дополнительная информация по телефону: (495) 785-60-69 и на сайте www.mashin.ru



А.И. Ковтунов, Т.В. Семистенова, А.Г. Бочкарев, А.А. Гушин
(Тольяттинский государственный университет)
E-mail: tatyana_717@mail.ru

Исследование структуры и свойств наплавленных на медь сплавов системы Cu—Ti*

Куприды титана, благодаря повышенной износостойкости и жаростойкости, находят применение в качестве термобарьерных и защитных покрытий для деталей из меди и медных сплавов. Для снижения себестоимости и расширения области применения покрытий предложено формировать поверхностные слои на меди из купридов титана аргонодуговой наплавкой с применением присадочной проволоки из титана. Приведены результаты исследования процессов формирования наплавленных сплавов на основе купридов титана. Установлено влияние режимов наплавки на химический и фазовый составы наплавленного металла. Определено влияние химического и фазового составов на механические и эксплуатационные свойства наплавленных слоев.

Ключевые слова: титан, медь, куприды титана, аргонодуговая наплавка, наплавленный валик, металл шва, интерметаллидная фаза, жаростойкость, износостойкость.

Due to the high wear resistance and heat resistance titanium cuprides are used as thermal barrier and protective coatings for copper and copper alloys parts. To reduce the cost and expand the application of coatings, it is proposed to form surface facial layers on copper from titanium cooprudes upon argon-arc surfacing using a filler wire of titanium. The results of the formation processes of surfaced alloys based on titanium cooprudes are presented. The effect of surfacing modes on the chemical and phase composition of the surfaced metal is established. The effect of the chemical and phase composition on the mechanical and operational properties of the surfaced layers is determined.

Keywords: titanium, copper, titanium cooprudes, argon-arc surfacing, weld bead, weld metal, intermetallic phase, heat resistance, wear resistance.

Введение

Сплавы системы медь—титан (куприды титана) отличаются повышенной износостойкостью и жаростойкостью [1] и находят применение в качестве термобарьерных и защитных покрытий для деталей из меди и медных сплавов.

Для получения покрытий на основе купридов титана предложены и реализованы следующие способы: диффузионная металлизация [2, 3], самораспространяющийся высокотемпературный синтез [4, 5], лазерная обработка [6], контактное эвтектическое плавление [7, 8] и комбинированные способы — электролитическое осаждение с после-

дующей термической обработкой [9, 10] и электроискровое осаждение с лазерной обработкой [11].

Успешные работы по получению покрытий высокотемпературным нагревом соединений Cu—Ti, полученных сваркой взрывом, были проведены под руководством В.Г. Шморгуна [12—14]. Коллективом авторов были проведены исследования и разработаны технологии формирования покрытий медных стенок кристаллизаторов [15], конструкций плоских и трубчатых теплообменных элементов [16, 17] и теплозащитных экранов [18, 19].

Однако предложенные способы сложные, энергоемкие, требуют применения дорогостоящего оборудования и имеют ограниченные возможности при формообразовании в пределах готового изделия [1]. Поэтому было предложено получать поверхностные слои из купридов титана на меди аргонодуговой наплавкой с применением титановой присадочной проволоки [20, 21].

*Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 19-38-90097.

Цель работы — исследование состава, структуры и свойств сплавов системы Cu—Ti, формируемых при аргонодуговой наплавке титановой присадочной проволоки на медь.

Методика и материалы экспериментов

Исследования процессов формирования слоев на основе купридов титана осуществляли при автоматической аргонодуговой наплавке на образцы из меди М1 размерами 120×120 мм, толщиной 5 мм с применением присадочной проволоки из титана ВТ1-0 диаметром 1,2 мм.

Присадочную проволоку вводили в хвостовую часть жидкометаллической ванны, что обеспечивало стабильное формирование наплавленного валика [22]. Скорость подачи присадочной проволоки $v_{п/пр} = 1...3$ м/мин при скорости наплавки $v_n = 0,1$ м/мин. Сила тока составляла $I = 312$ А. Варьирование скорости подачи присадочной проволоки позволяет формировать наплавленные валики с различным содержанием титана.

Геометрические параметры наплавленных валиков измеряли по поперечному сечению на вырезанных образцах. Для измерения применяли программу Universal Desktop Ruler с заданием масштаба на фотографии образцов.

Химический состав наплавленного металла исследовали методами растровой электронной микроскопии на комплексе сканирующего электронного микроскопа LEO 1455 VP (ZEISS, Германия) с блоками рентгеновского энергетического спектрометра INCA Energy-300 и рентгеновского волнового спектрометра INCA Wave-500. Образцы для исследований — шлифованные поверхности поперечного сечения наплавки. Исследования

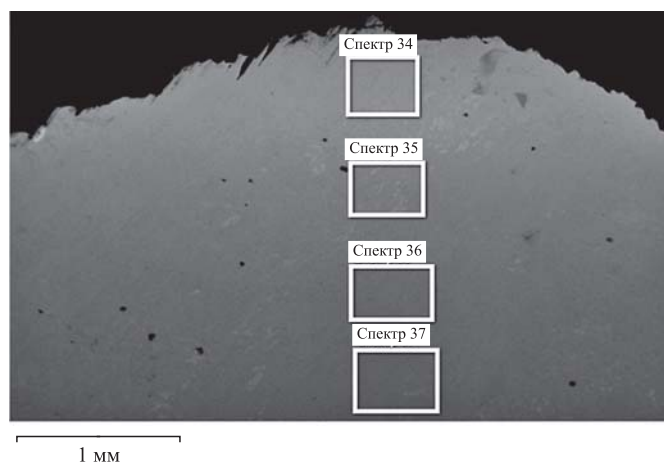


Рис. 1. Схема выбора точек для исследования химического состава наплавленного металла

химического состава проводили по высоте наплавленного валика (рис. 1).

Относительную износостойкость наплавленного металла при абразивном изнашивании определяли способностью его поверхностных слоев противостоять внедрению абразивных частиц и оценивали относительной износостойкостью при трении образцов о закрепленные абразивные частицы:

$$\varepsilon = \frac{\Delta I_{\text{э}}}{\Delta I_{\text{м}}},$$

где $\Delta I_{\text{э}}$, $\Delta I_{\text{м}}$ — линейный износ соответственно эталона из стали 45 и наплавленного металла.

Жаростойкость наплавленных покрытий оценивали в соответствии с ГОСТ 6130—71 "Металлы. Методы определения жаростойкости". Жаростойкость оценивали весовым методом, сущность которого заключается в выдержке образцов при определенной температуре с последующим взвешиванием через равные промежутки времени. Выдержку проводили при температуре 800 °С. Взвешивали через каждые 50 ч выдержки после удаления металлической щеткой следов высокотемпературной коррозии. Результаты исследования жаростойкости наплавленных сплавов сравнивали с потерей массы эталонных образцов из меди М1, выдерживаемых при тех же условиях.

Результаты исследований и их обсуждение

Проведенные исследования показали, что при наплавке формируются валики со стабильными геометрическими параметрами. Трещины на поверхности наплавленного металла не наблюдались.

Химический состав наплавленного металла изменяется в широких пределах в зависимости от скорости подачи присадочной проволоки. Среднее содержание титана в зависимости от скорости подачи титановой проволоки изменяется от 13 до 70 % (рис. 2). При скоростях подачи присадочной

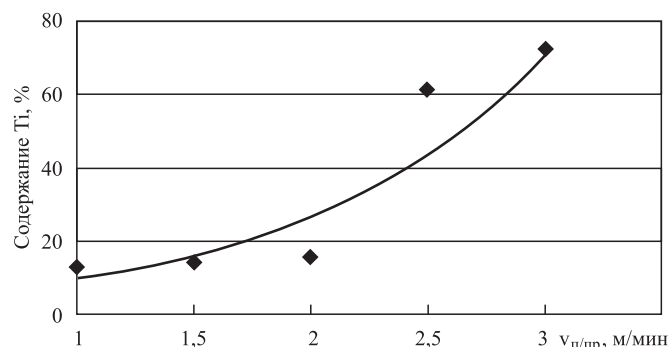


Рис. 2. Зависимость содержания титана в наплавленном металле от скорости подачи присадочной проволоки

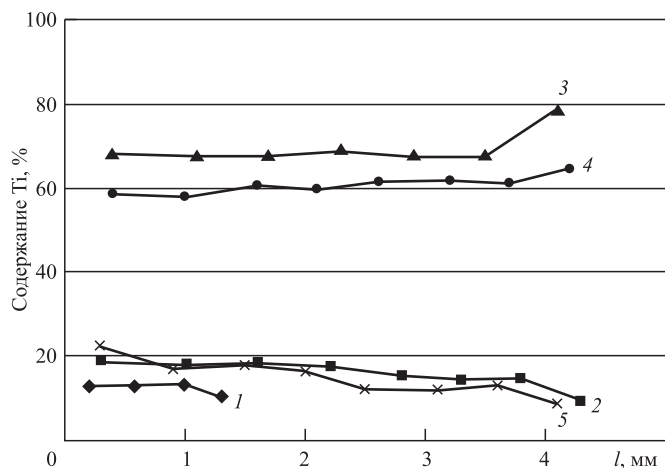


Рис. 3. Распределение титана по сечению валиков, наплавленных с различными скоростями подачи присадочной проволоки:

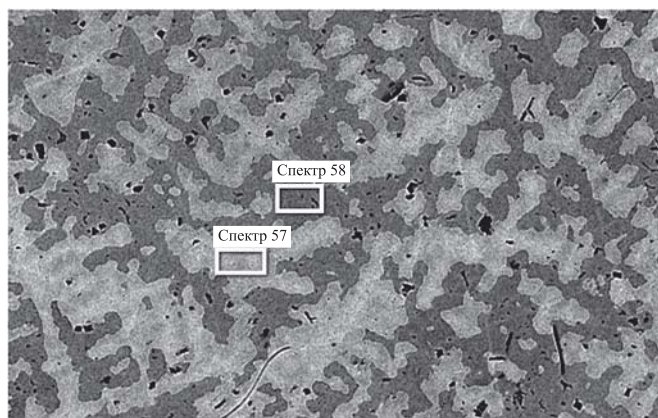
1 — 1 м/мин; 2 — 2 м/мин; 3 — 3 м/мин; 4 — 2,5 м/мин; 5 — 1,5 м/мин; *l* — глубина проплавления; 0 — верхняя точка шва

проволоки больше 2 м/мин содержание титана резко увеличивается, что связано, с одной стороны, с увеличением расхода титановой проволоки, а с другой — с уменьшением глубины проплавления и, как следствие, уменьшением доли основного металла в наплавленном валике.

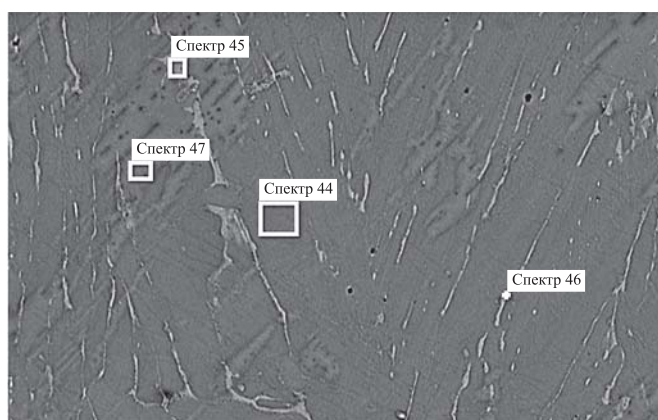
Содержание титана по сечению наплавленного валика изменяется незначительно. У линии сплавления отклонение содержания титана от средних значений по сечению валика максимальное (рис. 3).

Структурный и фазовый составы наплавленного металла, прежде всего, определяются его химическим составом. Структура образцов, наплавленных со скоростями подачи 1...2 м/мин, исходя из химического состава фаз и данных диаграммы состояния Ti—Cu, представлена двумя фазами (рис. 4, а): пересыщенным твердым раствором титана в медной фазе (Cu) и интерметаллидной ζ (Cu_4Ti) фазой с содержанием титана 17...19 % (таблица) [23, 24]. Содержание титана в медной фазе составляет 6,2...8 %, что соответствует максимальной растворимости титана в меди при температурах перитектического превращения (870 °С), а при 300 °С в равновесных условиях растворимость не превышает 0,2 % [25]. Высокая степень пересыщения меди титаном связана с высокими скоростями охлаждения металла при аргонодуговой наплавке.

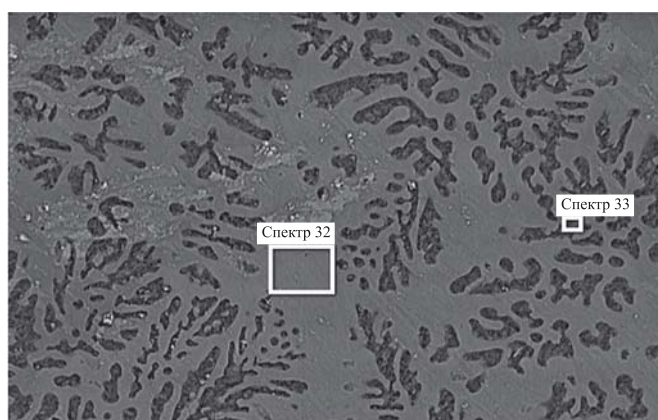
Структура наплавленного металла при скорости подачи проволоки 2,5 м/мин представлена фазой γ ($CuTi_2$) с содержанием титана около 61 % и иглообразными включениями фазы δ ($CuTi$) (рис. 4, б, таблица) [22, 23].



а)



б)



в)

Рис. 4. Структуры наплавленного металла при различных скоростях подачи титановой проволоки:
а — 1,5 м/мин; б — 2,5 м/мин; в — 3,0 м/мин

Увеличение скорости подачи присадочной проволоки до 3 м/мин приводит к повышению содержания титана до 70 %. Исходя из диаграммы состояния системы и результатов микрорентгеноспектрального анализа, структура напла-

Химический состав фаз наплавленного металла

Номер спектра	Ti, %	Cu, %
Скорость подачи титановой проволоки 1,5 м/мин		
57	6,26	93,74
58	17,02	82,98
Скорость подачи титановой проволоки 2,5 м/мин		
47	60,79	39,21
46	46,69	53,31
45	46,45	53,55
44	61,04	38,96
Скорость подачи титановой проволоки 3 м/мин		
32	61,51	38,49
33	80,76	19,24

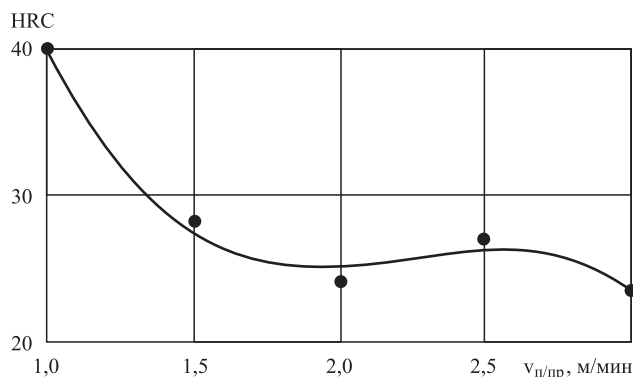


Рис. 5. Зависимость твердости наплавленного металла от скорости подачи присадочной проволоки

ленного металла состоит из матрицы на основе фазы γ (CuTi_2) и эвтектики на основе фаз α (Ti) + γ (CuTi_2) (рис. 4, в, таблица).

Испытания твердости наплавленных валиков показали, что максимальные значения наблюдаются при скоростях подачи присадочной проволоки 1,0...1,5 м/мин (рис. 5). Это, вероятно, связано со значительным пересыщением медной фазы титаном при таких режимах наплавки. Снижение твердости наплавленного металла при скоростях подачи проволоки выше 2,5 м/мин связано с появлением в структуре металла эвтектики α (Ti) + γ (CuTi_2).

Относительная износостойкость наплавленного металла изменяется от 0,8 до 1,6 (рис. 6). Низкие значения износостойкости при скорости подачи присадочной проволоки 2 м/мин связаны с наличием хрупкой интерметаллидной структуры в наплавленном металле.

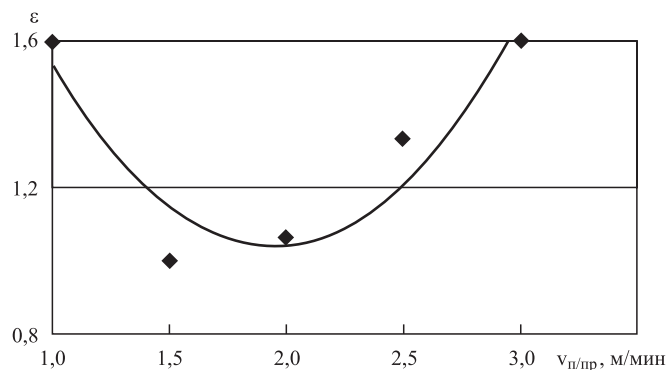


Рис. 6. Зависимость относительной износостойкости наплавленного металла от скорости подачи присадочной проволоки

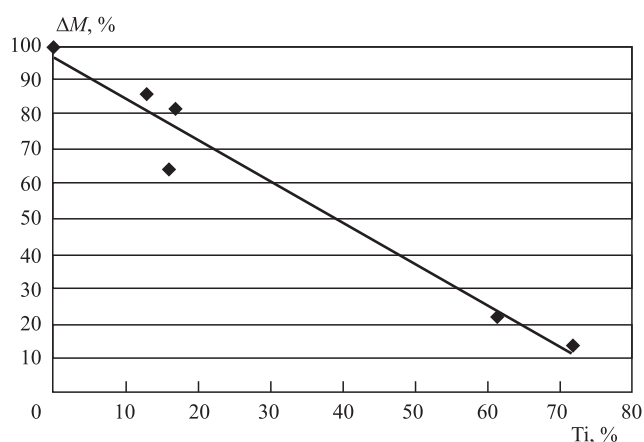


Рис. 7. Зависимость потери массы образцов от содержания титана в наплавленном валике

Исследование жаростойкости наплавленных валиков показало, что при температуре 800 °С после 200 ч испытаний масса образцов уменьшается на 13...86 % (рис. 7). Эталонный образец из меди за это время теряет около 99,1 % своей массы. Увеличение содержания титана в наплавленном металле повышает жаростойкость сплавов. Потеря массы наплавленных образцов, содержащих около 70 % Ti, не превышала 13 %, что в 7,6 раза меньше потери массы эталонного образца.

Выводы

1. Применение титановой присадочной проволоки при аргонодуговой наплавке на медь сплавов системы Cu–Ti позволяет формировать наплавленные валики со стабильными геометрическими параметрами и содержанием титана 13...70 %. Структура наплавленных сплавов определяется его химическим составом, режимами наплавки и представлена фазами: пересыщенным твердым

раствором титана в меди (Cu), ζ (Cu₄Ti), δ (CuTi), γ (CuTi₂), α (Ti).

2. Твердость наплавленного слоя зависит от содержания титана и изменяется от 24 до 40 HRC. Максимальные значения твердости наблюдаются в наплавленных сплавах, содержащих 13...20 % Ti. Жаростойкость наплавленного металла повышается с увеличением содержания титана в сплавах.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Евстрапов Д.А.** Формирование структуры и свойств композиционных покрытий системы Cu—Ti на поверхности медных деталей: дис. ... канд. техн. наук: 05.16.09. Волгоград, 2016. 199 с.
2. **Batani M.R. et al.** The effect of novel Ti—Cu intermetallic compound coatings on tribological properties of copper // *Annals*. 2003. Vol. 24. P. 26.
3. **Batani M.R. et al.** Oxidation behaviour of titanium coated copper substrate // *Surface and Coatings Technology*. 2001. Vol. 139. P. 192—199.
4. **Диффузионное** титанирование как метод повышения износостойкости латуни и бронзы в агрессивных средах / Б.П. Серeda, И.В. Кругляк, В.П. Падалка и др. Режим доступа: http://www.zgia.zp.ua/gazeta/METALURG_26_14.pdf 54/
5. **Серeda Б.П., Кругляк И.В., Кругляк Д.О.** Поверхностное упрочнение меди и медных сплавов в режиме самораспространяющегося высокотемпературного синтеза // *Металургия: наукові праці ЗДІА*. 2010. Вип. 21. С. 132—136.
6. **Морозова Е.А., Муратов В.С.** Лазерное легирование поверхности титана медью // *Успехи современного естествознания*. 2009. № 11.
7. **Крашенинников С.В., Кузьмин С.В., Лысак В.И.** Исследование процессов формирования покрытий методом диффузионной интерметаллизации // *Сварка взрывом и свойства сварных соединений: межвузовский сборник научных трудов*. Волгоград: ВолгГТУ, 2002. С. 102—110.
8. **Исследование** структуры и свойств упрочняющих интерметаллидосодержащих слоев на стальных заготовках / С.В. Крашенинников, С.В. Кузьмин, В.И. Лысак и др. // *Современные материалы и технологии: сборник статей Междунар. науч.-техн. конф. Пенза: Приволжский Дом знаний и др.*, 2002. С. 90—92.
9. **Salehi M., Hosseini R.** Structural characterisation of novel Ti—Cu intermetallic coatings // *Surface engineering*. 1996. Vol. 12. No. 3. P. 221—224.
10. **Salehi M., Bell T., Morton P.H.** Load bearing capacity of plasma nitrided and ion plated titanium alloys // *Surface modification technologies IV, The minerals, Metals and Materials Society, Warrendale, USA*. P. 991—1002.
11. **Radek N.** Experimental investigations of the Cu—Mo and Cu—Ti electrospark coatings modified by laser beam //

Advances in Manufacturing Science and Technology. 2008. Vol. 32. No. 2. P. 53—68.

12. **Диффузионные** процессы на межслойной границе сваренного взрывом трехслойного композита системы Cu—Ti / В.Г. Шморгун, О.В. Слаутин, Д.А. Евстропов, А.О. Таубе // *Известия вузов. Порошковая металлургия и функциональные покрытия*. 2014. № 4. С. 36—39.

13. **Формирование** покрытий на основе купридов титана на поверхности меди при контактном плавлении / В.Г. Шморгун, Л.М. Гуревич, О.В. Слаутин и др. // *Металлург*. 2015. № 10. С. 88—92.

14. **Шморгун В.Г., Слаутин О.В., Евстропов Д.А.** Влияние режимов контактного плавления на структуру и свойства покрытий системы медь—титан // *Металлург*. 2016. № 6. С. 83—86.

15. **Износостойкость** и твердость покрытия на основе купридов титана в рабочем диапазоне температур медных стенок кристаллизатора МНЛЗ / В.Г. Шморгун, О.В. Слаутин, Д.А. Евстропови др. // *Известия ВолгГТУ. Сер. Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении*. 2015. № 8 (168). С. 63—66.

16. **Способ** получения композиционных изделий с внутренними полостями сваркой взрывом: пат. 2560896 РФ / Л.М. Гуревич, В.Г. Шморгун, С.П. Писарев и др.

17. **Способ** получения композиционных изделий с внутренними полостями сваркой взрывом: пат. 2563407 РФ / Л.М. Гуревич, В.Г. Шморгун, С.П. Писарев и др.

18. **Коррозионно-стойкий** теплозащитный экран: пат. 149466 РФ / Л.М. Гуревич, В.Г. Шморгун, С.П. Писарев и др.

19. **Теплозащитный** экран: пат. 149469 РФ / Л.М. Гуревич, В.Г. Шморгун, С.П. Писарев и др.

20. **Ковтунов А.И., Остряк А.М., Семистенова Т.В.** Исследования процессов формирования купридов титана при наплавке марганцевистой бронзы на изделия из титановых сплавов // *Технология металлов*. 2018. № 8. С. 25—30.

21. **Ковтунов А.И., Остряк А.М., Плахотный Д.И.** Технология аргонодуговой наплавки и свойства сплавов системы титан—медь // *Сварка и диагностика*. 2017. № 6. С. 43—46.

22. **Влияние** режимов наплавки на структуру и свойства покрытий системы титан—алюминий / А.И. Ковтунов, Д.И. Плахотный, А.А. Гушин и др. // *Сварка и Диагностика*. 2016. С. 35—37.

23. **Elrefaey A., Tillmann W.** Solid state diffusion bonding of titanium to steel using a copper base alloy as interlayer // *Journal of materials processing technology*. 2009. Vol. 209. No. 5. P. 2746—2752.

24. **Диаграммы** состояния двойных металлических систем: справочник. В 3 т. Т. 2 / под общ. ред. Н.П. Лякишева. М.: Машиностроение, 1997. 1024 с.

25. **Brun J.Y., Hamar-Thibault S.J., Alibert C.H.** Cu—Ti—Al solid state phase equilibria in the Cu-rich region // *Z. Metallkd.* 1983. Bd. 74. No. 8. P. 525—529.

В.А. Кукареко, М.А. Белоцерковский, А.Н. Григорчик, Е.В. Астрашаб
(Объединенный институт машиностроения НАН Беларуси, Минск)
E-mail: v_kukareko@mail.ru

Износостойкость газотермических покрытий из сталей и псевдосплавов различных составов

Проведено сравнительное исследование структурно-фазового состояния и триботехнических свойств газотермических покрытий из сталей 08Г2С, 40Х13, 95Х18, а также псевдосплавов 08Г2С + БрКМц3-1, 08Г2С + АК12, 40Х13 + БрКМц3-1, 95Х18 + Л63, 95Х18 + АД1. Показано, что газотермическое покрытие из стали 95Х18 обладает самой высокой износостойкостью в условиях сухого трения благодаря протеканию интенсивного мартенситного $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения в его поверхностных слоях при трении. Установлено, что псевдосплавы 08Г2С + БрКМц3-1 и 08Г2С + АК12 обладают более высокой износостойкостью по сравнению с покрытием из стали 08Г2С, что связано с низким содержанием оксидов железа в покрытиях из псевдосплавов. Для покрытий из псевдосплавов 95Х18 + Л63 и 95Х18 + АД1 характерна более низкая износостойкость по сравнению с покрытием из стали 95Х18. Пониженная износостойкость псевдосплавов на базе стали 95Х18 связана с их относительно невысокими прочностными характеристиками по сравнению с моносталевым покрытием из проволочной инструментальной стали.

Ключевые слова: высокоскоростная металлизация, псевдосплавы, фазовый состав, структура, износостойкость.

Comparative study of the structural-phase state and tribotechnical properties of gas-thermal coatings from steels 08Mn2Si, 40Cr13, 95Cr18, as well as the pseudoalloys 08Mn2Si + bronze SiMn3-1, 08Mn2Si + AlSi12, 40Cr13 + bronze SiMn3-1, 95Cr18 + brass 63Cu, 95Cr18 + Al99.9 is carried out. It is shown that gas-thermal coating made of 95Cr18 steel has the highest wear resistance under conditions of dry friction due to the occurrence of intense martensitic $\gamma \rightarrow \alpha$ transformation in its surface layers during friction. It is established that the pseudoalloys 08Mn2Si + bronze SiMn3-1 and 08Mn2Si + AlSi12 have higher wear resistance compared to the coating made of 08Mn2Si steel, which is associated with low content of iron oxides in the coatings of false alloys. For coatings from pseudoalloys 95Cr18 + brass 63Cu and 95Cr18 + Al99.9 lower wear resistance is characteristic in comparison with coating of 95Cr18 steel. The reduced wear resistance of pseudoalloys based on 95Cr18 steel is associated with their relatively low strength characteristics compared to steel coating of wire tool steel.

Keywords: hypersonic metallization, pseudoalloys, phase composition, structure, wear resistance.

Введение

Применение композиционных сплавов позволяет получать изделия с уникальными свойствами, а именно высокой твердостью, износостойкостью и теплостойкостью, а также повышенным или пониженным значением коэффициента трения и т.д. Вместе с тем производство композитов — достаточно сложный и трудоемкий процесс. Так, например, при получении композиционных сплавов традиционными методами порошковой металлургии и литья требуется выполнение ряда трудоемких энергозатратных процессов, существенно повышающих стоимость получаемого материала. В связи с этим разработка эффективных и экономичных методов получения композитов является актуальной задачей.

Один из высокоэффективных технологических приемов получения псевдосплавов — метод газотермического напыления, и, в частности, метод высокоскоростной металлизации (ВМ). Высокоскоростная металлизация отличается от традиционной электрометаллизации использованием не-

прерывного источника энергии для нагрева газа, распыляющего расплавленные в электрической дуге проволоки. Нагретый до температуры 2000 °С газ, истекая через сопло Лавалы, приобретает скорость 1100...1500 м/с, что позволяет разогнать частицы расплавленного и распыленного материала до скорости 450 м/с [1]. В результате одновременного напыления проволок различных сплавов методом ВМ формируется гетерофазное покрытие из псевдосплавов со структурой и свойствами, присущими композиционному материалу. Анализ физико-механических свойств композиционных покрытий свидетельствует об их высокой прочности, плотности, однородности, а также о наличии фаз с особыми свойствами [2—7]. Однако данные о структурно-фазовом состоянии и трибомеханических свойствах псевдосплавов, полученных методом высокоскоростной металлизации, практически отсутствуют.

Цель работы — сравнительное исследование структурно-фазового состояния и триботехнических свойств газотермических покрытий из сталей и псевдосплавов различных составов.

Материалы и методика исследований

В качестве объектов исследований были выбраны газотермические покрытия из сталей 08Г2С, 40Х13, 95Х18 и покрытия из псевдосплавов 08Г2С + КМц3-1, 08Г2С + АК12, 40Х13 + КМц3-1, 95Х18 + Л63, 95Х18 + АД1, напыленные методом высокоскоростной металлизации с использованием установки АДМ-10 [1]. Покрытия напыляли на пластины из стали 45 с размерами 100×50×6 мм. Химический состав напыленных псевдосплавов представлен в табл. 1.

Для исследований структуры, фазового состава и трибомеханических свойств из предварительно отшлифованных пластин с напыленными покрытиями вырезали образцы размерами 8×6×5 мм.

Металлографические исследования газотермических покрытий проводили на оптическом микроскопе АЛЪТАМИ МЕТ 1МТ, исследование фазового состояния газотермических покрытий — на дифрактометре ДРОН-3.0 в монохроматизированном кобальтовом K_{α} -излучении при напряжении 28 кВ и анодном токе 14 мА. Рентгенограммы расшифровывали с помощью программного обеспечения Crystallographica Search-Match с картотекой PDF-2.

Триботехнические испытания образцов напыленных покрытий выполняли на трибометре АТВП по схеме возвратно-поступательного движения контактирующих тел при средней скорости взаимного перемещения $\approx 0,1$ м/с в режиме сухого трения, а также в условиях трения в смазочном материале И-20А. Удельная нагрузка испытаний в режиме сухого трения составляла $p = 1,5$ МПа, а в условиях граничного трения — $p = 10$ МПа. При испытаниях использовали контртело, изготовленное из закаленной стали У8 (800 НВ 10). Путь трения составлял 1200 м.

Измерения твердости и микротвердости по Виккерсу проводили на твердомере DuraScan 20 при нагрузке на индентор $P = 98,07$ Н (10 кгс) и 0,245 Н (25 гс) соответственно.

Результаты исследований и их обсуждение

В результате напыления проволочных сталей 08Г2С, 40Х13 и 95Х18 формируются газотермические покрытия, состоящие из металлических и оксидных прослоек. Характерная микроструктура газотермического покрытия из стали 08Г2С представлена на рис. 1, а. В результате напыления псевдосплавов 08Г2С + БрКМц3-1, 08Г2С + АК12, 40Х13 + БрКМц3-1, 95Х18 + Л63, 95Х18 + АД1 формируются покрытия, содержащие перемежающиеся стальные прослойки и прослойки цветного металла (рис. 1 б, в). Пористость покрытий из сталей и псевдосплавов не превышала 5 % об.

Фазовый состав различных газотермических покрытий из сталей и псевдосплавов представлен в табл. 2. Все напыленные стальные покрытия содержат α -Fe, FeO, Fe₃O₄, а в покрытиях из высокохромистых сталей 40Х13 и 95Х18 регистрируется также аномально высокое содержание остаточного аустенита (см. табл. 2). В частности, количество аустенитной фазы в покрытиях из сталей 40Х13 и 95Х18 составляет 20 и 68 % об. соответственно. Повышенное содержание аустенита в покрытиях обусловлено особыми условиями их формирования, заключающимися в реализации в процессе напыления изотермической выдержки покрытия в области температур бейнитного превращения, что приводит к стабилизации γ -фазы [2, 3].

Покрытия из псевдосплавов, включающих медные сплавы 08Г2С + БрКМц3-1, 40Х13 + БрКМц3-1, 95Х18 + Л63, содержат Cu, α -Fe и небольшое количество оксидов FeO, Fe₃O₄, а в покрытиях из 95Х18 + Л63 также регистрируются γ -Fe и интерметаллидные фазы CuZn, Cu_{0,64}Zn_{0,36} (см. табл. 2). Фазовый состав покрытий из псевдосплавов 08Г2С + АК12 и 95Х18 + АД1 включает в себя α -Fe, Al и небольшое количество оксидов алюминия и железа, кроме этого, в покрытиях из 95Х18 + АД1 регистрируется присутствие γ -Fe (см. табл. 2). Необходимо отметить, что напыленные псевдо-

Таблица 1

Химический состав покрытий, полученных методом высокоскоростного напыления

Напыляемые материалы	Содержание элементов, % мас.											
	Al	Si	P	S	Cr	Mn	Ni	Cu	Zn	Mo	Sn	Fe
08Г2С	0,090	0,920	0,044	0,022	0,100	1,988	0,145	0,160	—	—	—	Остальное
08Г2С + БрКМц3-1	0,180	1,662	0,038	0,015	0,016	1,187	0,084	51,543	0,033			
08Г2С + АК12	33,610	4,120	0,022	0,010	0,020	0,861	0,052	0,008	—	0,043	0,036	
40Х13	0,078	0,456	0,018	0,023	13,105	0,356	0,608	0,056				
40Х13 + БрКМц3-1	0,371	1,176	0,042	0,027	7,823	0,717	0,210	41,506	—	—	—	
95Х18	—	0,857	0,016	0,018	18,323	0,789	0,598	0,087				
95Х18 + Л63	—	0,049	0,052	0,012	6,489	0,089	0,219	43,830	23,459	—	—	
95Х18 + АД1	22,985	0,169	0,163	0,033	14,152	0,292	0,194	0,038	—			

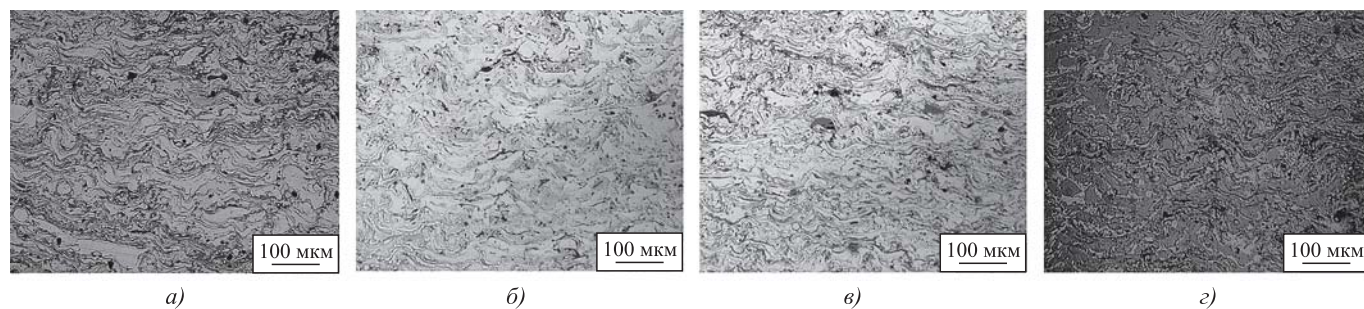


Рис. 1. Характерные микроструктуры газотермических покрытий:
 а — 40X13; б — 08Г2С + АК12; в — 40X13 + КМц3-1; з — 95X18 + АД1

Таблица 2

Фазовый состав газотермических покрытий из различных материалов в исходном состоянии и после ионно-плазменного азотирования

Материалы покрытий	Фазовый состав
08Г2С	α -Fe, FeO, Fe ₃ O ₄
08Г2С + БрКМц3-1	Cu, α -Fe, FeO, Fe ₃ O ₄
08Г2С + АК12	α -Fe, Al, Al ₂ O ₃ , Fe ₃ O ₄
40X13	α -Fe, γ -Fe, Fe ₃ O ₄ , FeO
40X13 + БрКМц3-1	Cu, α -Fe, γ -Fe, Fe ₃ O ₄ , FeO
95X18	γ -Fe, α -Fe, Fe ₃ O ₄ , FeO
95X18 + Л63	α -Fe, γ -Fe, Cu, CuZn, Cu _{0,64} Zn _{0,36} , Fe ₃ O ₄
95X18 + АД1	α -Fe, Al, γ -Fe, Fe ₃ O ₄ , FeO, Al ₂ O ₃

сплавы содержат пониженное количество оксидов железа (не превышающее 8...10 % об.) по сравнению со стальными покрытиями, содержащими 20...25 % об. (рис. 2). Низкое содержание оксидов железа в псевдосплаве связано с предотвращением окисления частиц железа за счет их обволакивания частицами цветных сплавов, а также с восстановлением оксидов железа в процессе совместного напыления с более активными металлами Al и Cu. В результате этого распыляемые частицы стали 08Г2С при охлаждении в полете практически не контактируют с кислородом воздуха, и, как следствие, в покрытиях регистрируется пониженное количество оксидов железа. Кроме этого, в композиционном покрытии 95X18 + АД1 обнаруживается пониженное количество аустенитной фазы. В частности, определенное содержание γ -Fe в стальных прослойках псевдосплава 95X18 + АД1 составляет $\approx 20...25$ % об. Более полное $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращение при охлаждении стальных частиц в псевдосплавах, содержащих алюминий, связано с ускоренным охлаждением стальных частиц в покрытиях за счет быстрого отвода тепла в них из-за низкого содержания оксидных прослоек между смежными частицами, а также за счет высокой теплопроводности прослоек цвет-

ного металла. В частности, коэффициент теплопроводности железа составляет 76,6 Вт/(м·К), алюминия — 237 Вт/(м·К) и меди — 404 Вт/(м·К). При этом в результате ускоренного охлаждения покрытий из псевдосплавов уменьшается время их выдержки в бейнитной области, что сопровождается снижением устойчивости аустенита [2, 3]. В железомедных покрытиях на основе высокохромистой стали 95X18 и медного сплава также регистрируется пониженное содержание аустенитной фазы.

Результаты триботехнических испытаний газотермических покрытий из сталей и псевдосплавов, а также значения их твердости представлены на рис. 3 и табл. 3. Из анализа результатов триботехнических испытаний следует, что увеличение содержания углерода и хрома в газотермических покрытиях приводит к росту их износостойкости. В частности, износостойкость покрытий из сталей 08Г2С, 40X13 и 95X18 в условиях сухого трения составляет $1435,0 \cdot 10^{-3}$; $8,6 \cdot 10^{-3}$ и $1,5 \cdot 10^{-3}$ мг/м, а в условиях граничного трения — $5,1 \cdot 10^{-10}$; $3,5 \cdot 10^{-10}$ и $1,4 \cdot 10^{-10}$ соответственно. При этом

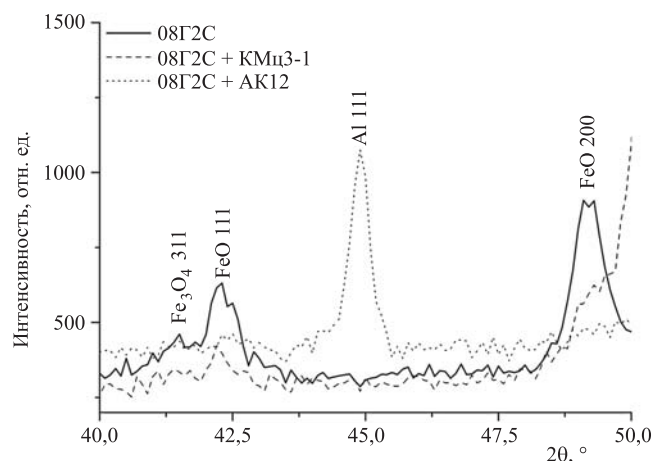


Рис. 2. Фрагменты рентгеновских дифрактограмм от поверхностных слоев газотермических покрытий на базе стали 08Г2С

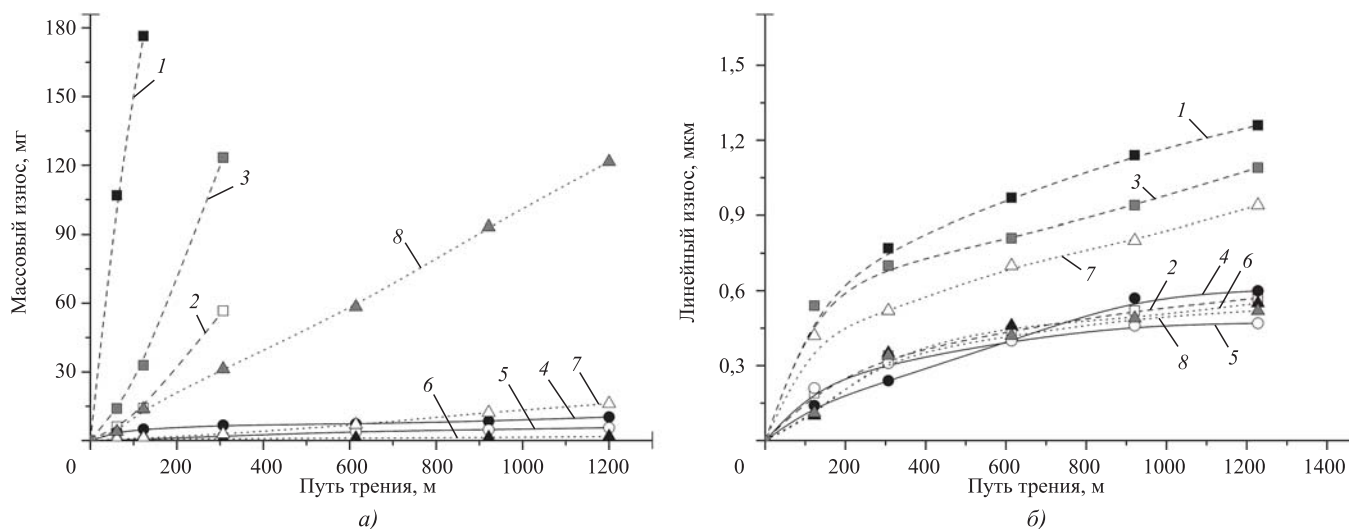


Рис. 3. Зависимости массового и линейного износа от пути трения для газотермических покрытий из сталей и псевдосплавов для случая сухого трения (а) и трения в смазочном материале И-20А (б):
 1 — 08Г2С; 2 — 08Г2С + БрКМц3-1; 3 — 08Г2С + АК12; 4 — 40Х13; 5 — 40Х13 + БрКМц3-1; 6 — 95Х18; 7 — 95Х18 + Л63; 8 — 95Х18 + АД1

твердость напыленных стальных покрытий составляет 270, 400 и 360 HV 10 соответственно. Повышенная износостойкость покрытий из высокохромистых сталей 40Х13 и 95Х18 обусловлена протеканием в их поверхностных слоях при трении мартенситного $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения, обеспечивающего высокую микротвердость и износостойкость поверхности [2—4].

Напыленные псевдосплавы 08Г2С + БрКМц3-1 и 40Х13 + БрКМц3-1 характеризуются более высокой износостойкостью в условиях сухого и гра-

ничного трения по сравнению с покрытиями из сталей 08Г2С и 40Х13 (см. табл. 3). Высокая износостойкость псевдосплавов связана с низким содержанием в них оксидов железа (см. рис. 3), являющимися местами зарождения микротрещин и их распространения при трении. Твердость псевдосплавов 08Г2С + БрКМц3-1 и 40Х13 + БрКМц3-1 составляет 145 и 180 HV 10 соответственно. Пониженные значения твердости покрытий из псевдосплавов связаны с наличием в них мягких прослоек цветных металлов. Покрытие из псевдосплава 95Х18 + Л63 характеризуется пониженной износостойкостью по сравнению с покрытием из стали 95Х18 (см. табл. 3). Интенсивное изнашивание покрытия из псевдосплава 95Х18 + Л63 связано с наличием в их фазовом составе хрупких интерметаллидных фаз CuZn, $Cu_{0,64}Zn_{0,36}$ (см. табл. 2).

Покрытие из псевдосплава 08Г2С + АК12 имеет более высокую износостойкость по сравнению с покрытием из стали 08Г2С (см. табл. 3, рис. 3). Это связано с тем, что покрытие из псевдосплава содержит пониженное количество оксидов железа. В то же время псевдосплав 95Х18 + АД1 в условиях сухого трения существенно уступает в износостойкости покрытию из стали 95Х18. Это связано с тем, что псевдосплав 95Х18 + АД1 содержит большое количество мягких прослоек алюминия, которые интенсивно изнашиваются при адгезионном взаимодействии. Интенсивность линейного изнашивания при трении со смазкой газотермического покрытия из стали 95Х18 составляет $2,2 \cdot 10^{-10}$. Псевдосплав 95Х18 + АД1 в условиях граничного трения имеет износостойкость на 10 % более высокую по сравнению с газотер-

Таблица 3

Результаты триботехнических испытаний и измерений твердости газотермических покрытий из сталей и псевдосплавов различных составов

Материалы покрытий	Твердость HV 10	Интенсивность массового изнашивания в условиях сухого трения, 10^{-3} мг/м	Интенсивность линейного изнашивания в условиях граничного трения, 10^{-10}
08Г2С	270	1435,0	5,1
08Г2С + БрКМц3-1	145	184,4	2,5
08Г2С + АК12	180	401,4	4,1
40Х13	400	8,6	3,5
40Х13 + БрКМц3-1	180	4,7	1,7
95Х18	360	1,5	2,2
95Х18 + Л63	155	13,5	4,5
95Х18 + АД1	200	101,3	2,0

мическим покрытием из стали 95X18. Повышенная износостойкость напыленного псевдосплава 95X18 + АД1 при трении со смазкой связана, по-видимому, с реализацией принципа Шарпи [8] для рассматриваемого композиционного материала, а также обусловлена низким содержанием в композиционном покрытии оксидов железа.

На основании полученных данных можно сделать заключение, что использование бронзы БрКМц3-1 для получения напыленных псевдосплавов на основе сталей является эффективным способом повышения их износостойкости. В то же время использование латуни Л63 при напылении покрытий из псевдосплавов сопровождается снижением износостойкости покрытий на основе сталей. Также необходимо отметить, что газотермическое покрытие, полученное совместным распылением низколегированной стальной проволоки 08Г2С и алюминиевого сплава АК12, имеет существенно более высокую износостойкость по сравнению со стальным покрытием из аналогичной стали. Использование алюминиевого сплава при напылении покрытия из высокохромистой мартенситной стали 95X18 приводит к снижению его триботехнических свойств в условиях сухого трения и увеличению износостойкости при трении со смазкой.

Заключение

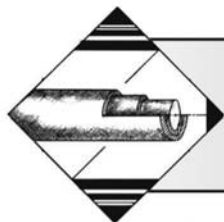
Исследованы структурно-фазовое состояние и трибомеханические характеристики газотермических покрытий из сталей 08Г2С, 40Х13 и 95Х18, а также из псевдосплавов 08Г2С + БрКМц3-1, 08Г2С + АК12, 40Х13 + БрКМц3-1, 95Х18 + Л63, 95Х18 + АД1, напыленных методом высокоскоростной металлизации. Показано, что стальные газотермические покрытия содержат α -Fe, FeO, Fe₃O₄, а в покрытиях из высокохромистых сталей 40Х13 и 95Х18 также регистрируется повышенное количество аустенита. Установлено, что максимальная износостойкость в условиях сухого трения регистрируется у покрытия из стали 95Х18 вследствие деформационно-активированного $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения в его поверхностных слоях, придающего им высокую микротвердость и износостойкость.

Установлено, что напыление псевдосплавов 08Г2С + БрКМц3-1, 08Г2С + АК12, 40Х13 + БрКМц3-1, 95Х18 + Л63, 95Х18 + АД1 приводит к формированию покрытий с пониженным содержанием оксидов железа. Обнаружено, что в покрытиях, включающих мартенситные стали 40Х13 и 95Х18, регистрируется пониженное количество γ -Fe, что связано с ускоренным теплоотводом прослойками цветного металла, и как следствие относительно быстрым охлаждением стальных прослоек. Показано, что псевдоспла-

вы 08Г2С + БрКМц3-1, 08Г2С + АК12 и 40Х13 + БрКМц3-1, содержащие бронзу КМц3-1 и алюминиевый сплав АК12, обладают более высокой износостойкостью в условиях сухого трения по сравнению с покрытиями из аналогичных сталей. Высокая износостойкость покрытий из псевдосплавов 08Г2С + БрКМц3-1, 08Г2С + АК12 и 40Х13 + БрКМц3-1 связана с низким содержанием в них оксидов железа и, соответственно, повышенными прочностными характеристиками. В то же время псевдосплавы 95Х18 + Л63 и 95Х18 + АД1 характеризуются пониженной износостойкостью по сравнению со стальным покрытием из стали 95Х18 в условиях сухого трения, что связано с относительно низкими прочностными свойствами псевдосплавов за счет содержания в них мягких прослоек цветных металлов.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Замена** гальванического хромирования на технологию гиперзвуковой металлизации при ремонте деталей узлов трения скольжения / П.А. Витязь, М.А. Белоцерковский, А.И. Камко, А.С. Прядко // Ремонт, восстановление, модернизация. 2010. № 10. С. 2—5.
2. **О природе** формирования метастабильной аустенитной структуры при газотермическом напылении высокохромистой стали мартенситного класса 95Х18 / В.А. Кукареко, А.Н. Григорчик, М.А. Белоцерковский, А.В. Сосновский // Упрочняющие технологии и покрытия. 2017. Т. 13. № 7 (151). С. 318—322.
3. **Закономерности** формирования структурно-фазового состояния газотермического покрытия из стали мартенситного класса 95Х18 / В.А. Кукареко, А.Н. Григорчик, М.А. Белоцерковский, А.В. Сосновский // Современные методы и технологии создания и обработки материалов: материалы 12-й Международно-технической конференции; редкол.: А.В. Белый и др. Минск, 2017. С. 54—62.
4. **Кукареко В.А., Белоцерковский М.А., Григорчик А.Н.** Деформационно-активированное мартенситное превращение в газотермических покрытиях из высокохромистых сталей при сухом трении // Тезисы докладов международной научно-технической конференции "ПОЛИКОМТРИБ-2015"; редкол.: В.Н. Адерица и др. Гомель, 2015. С. 75.
5. **Катц Н.В.** Восстановление деталей текстильных машин металлизацией. М.: Легкая индустрия, 1968. 191 с.
6. **Металлизация** распылением / Н.В. Катц, Е.В. Антошин, Д.Г. Вадивасов и др. М.: Машиностроение, 1966. 200 с.
7. **Пат. 291994 СССР, МПК С 23 С 7/00.** Способ повышения износостойкости поршней / А.И. Пономарев, З.А. Макаева, Н.В. Комлюков и др. Опубл. 06.01.71, Бюл. № 4.
8. **Трение**, износ и смазка (трибология и триботехника) / А.В. Чичинадзе, Э.М. Берлинер, Э.Д. Браун и др.; под общ. ред А.В. Чичинадзе. М.: Машиностроение, 2003. 576 с.



С.А. Яковлев, М.М. Замальдинов, А.А. Глущенко, И.Р. Салахутдинов
(Ульяновский государственный аграрный университет имени П.А. Столыпина)
E-mail: Jakseal@mail.ru

Влияние повышенных температур на упрочненные электромеханической обработкой структуры титанового сплава VT22

Проведен анализ способов упрочнения титановых сплавов. Определено влияние температуры нагрева на стойкость упрочненных электромеханической обработкой структур сплава VT22. Представлены результаты исследований изменения твердости упрочненных структур в зависимости от температуры нагрева. Приведены рекомендации по режимам эксплуатации упрочненных электромеханической обработкой деталей машин из сплава VT22.

Ключевые слова: электромеханическая обработка, структура, поверхностный слой, титановый сплав, упрочнение, тепловая стойкость.

The hardening methods of titanium alloys are analyzed. Effect of heating temperature on resistance of VT22 alloy structures strengthened by electromechanical processing is defined. Results of change in hardness of the strengthened structures depending on heating temperature are presented. Recommendations on the operational modes of machine parts made of alloy VT22 strengthened by electromechanical processing are provided.

Keywords: electromechanical processing, structure, surface layer, titanium alloy, hardening, heat resistance.

Современные технологии электромеханической обработки (ЭМО) деталей машин позволяют получить комплекс уникальных механических и физических свойств на поверхности изделий. Наличие в поверхностных слоях, особенно в местах скопления значительной концентрации напряжений, специфической упрочненной структуры (белого слоя) позволяет существенно изменить эксплуатационные характеристики обработанных ЭМО деталей машин [1–3].

Вопросы влияния повышенных температур на способность сохранения структуры и эксплуатационных свойств (теплостойкости) упрочненных слоев металлов имеет научный интерес для дальнейшего развития представлений о природе этих структур. Практический интерес имеет долговечность упрочняемых деталей, работающих в условиях повышенных температур и нагрузок. Отсутствие таких представлений о процессах, происходящих при нагреве упрочненных электромеханической обработкой структур титановых

сплавов, требует проведения дополнительных исследований в этом направлении.

Цель работы — изучение влияния температурно-временных характеристик нагрева на физико-механические свойства поверхностного слоя титанового сплава VT22, упрочненного электромеханической обработкой. Эти исследования являются дальнейшим продолжением работ [5] в области ЭМО титановых сплавов.

Сплав VT22 (ГОСТ 19807–91) относится к двухфазным термически упрочняемым ($\alpha + \beta$)-сплавам и обладает лучшим сочетанием технологических и механических свойств за счет легирования титана алюминием и β -стабилизаторами. По структуре, получаемой в результате закалки, VT22 относится к переходному классу. Наличие большого количества β -фазы (до 50 %) обеспечивает сплаву самую высокую прочность и твердость среди ($\alpha + \beta$)-сплавов как в отожженном состоянии, так и в закаленном. Наличие алюминия (4,4...5,7 %) в сплаве VT22 увеличивает термиче-

скую стабильность β -фазы. Это связано с тем, что эвтектоидообразующие β -стабилизаторы, упрочняющие сплав, вызывают склонность этой фазы к эвтектоидному распаду [4].

Сплавы ВТ22 упрочняют термической обработкой путем закалки и старения. Закалка состоит в нагреве до β -области с охлаждением в воде. Недостатками такой технологии является возможность значительного коробления деталей, окисление и наводороживание поверхностного слоя изделий. Причем источником водорода и кислорода является вода. При высоких температурах происходит реакция взаимодействия титана и воды $Ti + 2H_2O \rightarrow TiO_2 + 4H^+ + 4e^-$, в результате которой образуются оксид титана и твердый раствор водорода в β -Ti, что вызывает водородную хрупкость [4]. При недостаточной скорости охлаждения во время закалки в структурах закаленного сплава может появиться метастабильная промежуточная ω -фаза, которая так же охрупчивает сплав.

Эффективными технологиями упрочнения титановых сплавов являются азотирование и термоводородная обработка, но они отличаются большими затратами времени и трудоемкостью, требуют применения специального дорогостоящего оборудования и расходных материалов.

Исследования [5] показали, что электрохимическая обработка на металлорежущих станках позволяет значительно менять структуру и твердость поверхностного слоя изделий из сплава ВТ22. Отличительными особенностями технологии ЭМО являются: мгновенный локальный нагрев места контакта инструмента и детали за счет действия электрического тока и трения, сопровождающийся значительными давлениями на обрабатываемый материал; кратковременное термомеханическое воздействие, измеряемое сотыми долями секунды; высокая скорость охлаждения за счет интенсивного отвода теплоты внутрь детали; отсутствие необходимости в применении защитных сред, вакуума и специальных расходных материалов; отсутствие коробления, окисления, обезуглероживания, наводороживания; возможность обработки деталей любых размеров и конфигурации; возможность гибкого и быстрого изменения режимов и схем обработки, а также смены инструмента; незначительные затраты на изготовление и эксплуатацию технологического и станочного оборудования; встраиваемость процессов ЭМО в типовой цикл изготовления или ремонта деталей машин и др. [1–3].

При электрохимической обработке титанового сплава ВТ22 в зависимости от режимов технологических воздействий (силы тока I , ско-

рости обработки v и силы прижатия обрабатывающего инструмента к поверхности детали F) обеспечивается упрочнение поверхности до $HV = 4800$ МПа (47 HRC) при исходной твердости материала 3028 МПа (33 HRC). Глубина упрочнения t в зависимости от вида упрочнения достигает 3 мм. Так, при электрохимическом сглаживании (ЭМС) максимальная твердость составила $HV_{max} = 4190$ МПа (42 HRC), при максимальной глубине упрочнения $t_{max} = 0,2$ мм; при электрохимическом упрочнении (ЭМУ) — $HV_{max} = 4800$ МПа (47 HRC) при $t_{max} = 0,4$ мм; при поверхностной электрохимической закалке (ЭМПЗ) — $HV_{max} = 4600$ МПа (46 HRC) при $t_{max} = 1,8...3,0$ мм. В результате электрохимической обработки сплава ВТ22 перечисленными выше способами (ЭМС, ЭМУ, ЭМПЗ) наблюдается поверхностное упрочнение, представляющее собой структуру белого слоя — мартенсита ($\alpha' + \beta'$ -структура) [5]. Различная величина и глубина упрочнения объясняются различной интенсивностью электрохимического (термомеханического) воздействия на поверхностный слой обрабатываемого материала.

На глубину упрочнения самое большое влияние оказывают сила тока I , скорость обработки v , а также материал и форма обрабатывающего инструмента. Меньшую степень влияния на глубину упрочнения имеет сила прижатия инструмента к детали F . На рис. 1 представлен макрошлиф сплава ВТ22 после электрохимической поверхностной закалки (ЭМПЗ) при различных силах тока I со скоростью обработки $v = 1$ м/мин.

Большая глубина упрочнения при повышенных токах объясняется значительным увеличе-

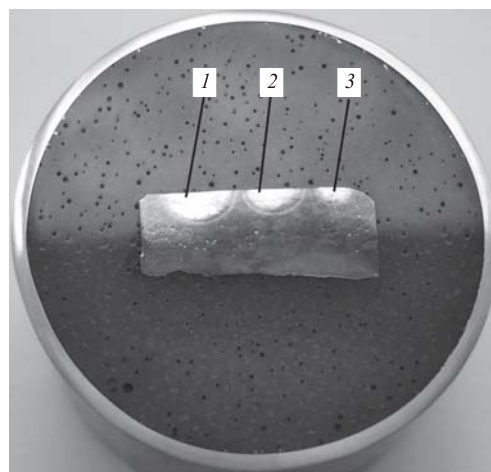


Рис. 1. Макроструктура упрочненной поверхности сплава ВТ22 после ЭМПЗ при различных силах тока: 1 — 1400 А; 2 — 1200 А; 3 — 900 А [5]

нием термической составляющей термомеханического воздействия на обрабатываемый материал.

Для определения теплостойкости упрочненных электромеханической обработкой структур (белого слоя) титанового сплава ВТ22 были взяты образцы, подвергнутые электромеханической поверхностной закалке (ЭМПЗ) на токарно-винторезных станках по следующим режимам: силы тока $I_1 = 900$ А, $I_2 = 1200$ А, $I_3 = 1400$ А; сила прижатия обрабатывающего инструмента $F = 150$ Н; скорость обработки $v = 1$ м/мин. В качестве инструмента для ЭМПЗ использовали ролики из бронзы БрХ1 радиусом $r_{и} = 30$ мм с шириной ленточки на рабочем участке $b = 3,5$ мм. Макроструктура упрочненных зон при комнатной температуре представлена на рис. 1.

Образцы упрочненных структур подвергали нагреву в муфельной печи при температурах 100, 200, 300, 400, 500, 600 и 700 °С в течение 3 ч. Температуру в печи контролировали с помощью термопары мультиметра Mastech MY62. После нагрева образцы устанавливали в стальные кольца и заливали протакриловой смолой, далее подвергали торцовке, шлифованию и полированию. Для травления использовали два реактива: 1 — 2 % азотной кислоты, 2,5 % плавиковой кислоты, 95,5 % воды; 2 — 20 % азотной кислоты, 20 % плавиковой кислоты и 60 % глицерина [5, 7]. Микротвердость упрочненных участков образцов измеряли по методу Виккерса (ГОСТ Р ИСО 6507-1—2007) при нагрузке 0,98 Н (100 гс) [6] на микротвердомере ПМТ-3 с последующим переводом в Па и в единицы НРС.

На рис. 2 представлена макроструктура упрочненных ЭМПЗ участков сплава ВТ22 после их нагрева до различных температур. Видно, что упрочненные ЭМПЗ структуры сохраняются до температуры 500 °С. Трехчасовой нагрев образцов при температуре 600 °С приводит к устранению в образцах упрочненных участков (белых слоев). Следовательно, изменение структуры и свойств, упрочненных электромеханической обработкой зон, происходит в интервале температур от 500 до 600 °С.

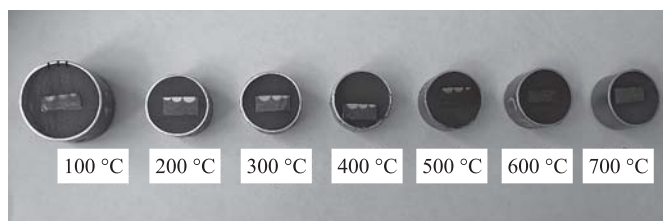


Рис. 2. Макроструктура упрочненных ЭМПЗ участков сплава ВТ22 после нагрева до различных температур

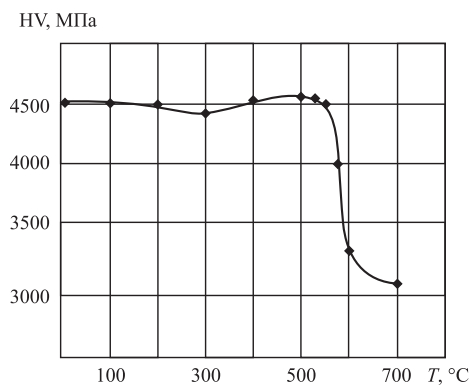


Рис. 3. Зависимость микротвердости HV упрочненных ЭМПЗ структур сплава ВТ22 в зависимости от температуры нагрева

Для определения начала распада упрочненных структур были дополнительно проведены эксперименты при температурах 525, 550 и 575 °С.

На рис. 3 представлена зависимость микротвердости упрочненных ЭМПЗ структур сплава ВТ22 от температуры нагрева при трехчасовой выдержке. Замеры твердости проводили для участков, обработанных ЭМПЗ с силой тока $I_1 = 1400$ А, на глубине 1 мм. Из рис. 3 видно, что резкое снижение твердости начинается при температурах нагрева упрочненных структур выше 550 °С. При нагреве до температуры 575 °С твердость снижается до HV = 4000 МПа. Следовательно, процессы рекристаллизации упрочненных ЭМО структур начинаются при их нагреве выше 550 °С.

Из графика рис. 3 видно, что при температурах, близких к 300 °С, также наблюдается некоторое снижение твердости до 4460 МПа. Это объясняется тем, что при температурах 300...350 °С при нагреве сплавов с закаленной β' -структурой образуется ω -фаза, снижающая твердость [5].

Таким образом, проведенный анализ способов упрочнения титанового сплава ВТ22 показал, что электромеханическая обработка позволяет эффективно упрочнять поверхностные слои деталей, требующих высокой удельной прочности. Проведенные эксперименты по определению тепловой стойкости упрочненных электромеханической обработкой структур титанового сплава ВТ22 показали, что максимальная температура их эксплуатации ограничивается 550 °С, при эксплуатации в окружающих средах, имеющих более высокие температуры, в упрочненных участках начинаются процессы рекристаллизации.

Процессы ЭМО могут быть рекомендованы как эффективная упрочняющая обработка деталей машин, изготовленных из титанового сплава ВТ22 и работающих при повышенных температурах.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Аскинази Б.М.** Упрочнение и восстановление деталей машин электромеханической обработкой. М.: Машиностроение, 1989. 200 с.

2. **Яковлев С.А.** Влияние электрофизических параметров на электромеханическую обработку деталей машин. Ульяновск: УВАУ ГА (И), 2014. 129 с.

3. **Электромеханическое** упрочнение металлов и сплавов / В.П. Багмутов, С.Н. Паршев, Н.Г. Дудкина и др. Волгоград: ВолгГТУ, 2016. 460 с.

4. **Материаловедение:** учебник для вузов/ Б.М. Арзамасов, В.И. Макарова, Г.Г. Мухин и др. 6-е изд. М.: Изд-во МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2004. 648 с.

5. **Яковлев С.А., Замальдинов М.М., Татаров Л.Г.** Влияние электромеханической обработки на структуру и твердость титанового сплава BT22 // Упрочняющие технологии и покрытия. 2017. Т. 13. № 10 (154). С. 464—467.

6. **ГОСТ Р ИСО 6507-1—2007.** Металлы и сплавы. Измерение твердости по Виккерсу. Ч. 1. Метод измерения. М.: Стандартиформ, 2008. 16 с.

7. **Беккерт М., Клемм Х.** Способы металлографического травления: справочник. 2-е изд. Пер. с нем. М.: Металлургия, 1988. 400 с.



**Третья Международная научно-техническая конференция
"Павловские чтения",
посвященная 120-летию со дня рождения
члена-корреспондента АН СССР
ПАВЛОВА Игоря Михайловича**

Дата проведения:

26—27 ноября 2020 года

Место проведения:

Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН (ИМЕТ РАН)

Вопросы, рассматриваемые в рамках конференции:

1. Общие вопросы обработки металлов давлением
2. Прогрессивные технологии пластической деформации
3. Создание новых материалов методами пластической деформации

Организаторы конференции:

- Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН
- НИТУ "МИСиС"
- Санкт-Петербургский государственный политехнический университет при поддержке Министерства науки и высшего образования РФ, ОХНМ РАН, РФФИ

Материалы конференции будут опубликованы на электронном носителе и выданы участникам конференции при регистрации.

Лучшие доклады участников будут рекомендованы к публикации в ведущих научно-технических и производственных журналах, рекомендованных ВАК РФ: "Заготовительные производства в машиностроении", "Металлы", "Сталь", "Технология металлов", "Известия вузов", "Черная металлургия", "Цветные металлы", "Перспективные материалы", "Деформация и разрушение".

Контакты:

Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова Российской академии наук (ИМЕТ РАН)

Адрес: Москва, 119334, Ленинский проспект, д. 49

Телефоны: +7 (499) 135-96-62, (499) 135-86-51

Сайт: <https://www.pavlov.imetran.ru>



Гас.М. Магомедов, Гус.М. Магомедов

(Дагестанский государственный педагогический университет, г. Махачкала),

И.В. Долбин

(Кабардино-Балкарский государственный университет имени Х.М. Бербекова, г. Нальчик)

E-mail: i_dolbin@mail.ru

Влияние агрегации исходного нанонаполнителя на степень усиления нанокompозитов полипропилен/глобулярный наноконголерод

В рамках дисперсионной теории прочности исследовано влияние агрегации частиц исходного дисперсного нанонаполнителя на степень усиления на примере нанокompозитов полипропилен/глобулярный наноконголерод. Показано, что повышение степени агрегации указанных частиц приводит к существенному (примерно на порядок) снижению удельной поверхности нанонаполнителя. Соответствующее снижение наблюдается и для фрактальной размерности поверхности агрегатов нанонаполнителя, что отрицательно сказывается на уровне межфазной адгезии нанонаполнитель—полимерная матрица. Введение в рамках скейлинговой модели усиления приведенной степени наполнения показало, что этот параметр может быть успешно использован для корректного определения степени усиления нанокompозитов с помощью микромеханических моделей, т.е. приведенная степень наполнения учитывает эффекты агрегации нанонаполнителя.

Ключевые слова: нанокompозит, глобулярный наноконголерод, дисперсионная теория, агрегация, приведенная степень наполнения, степень усиления.

In the framework of dispersive theory of strength, the effect of aggregation of initial disperse nanofiller particles on reinforcement degree is studied on the example of nanocomposites polypropylene/globular nanocarbon. It is shown that increase in aggregation degree of the indicated particles results to essential (approximately in order of magnitude) reduction of specific surface of nanofiller. The corresponding reduction is also observed for fractal dimension of nanofiller aggregates surface, which negatively affect on level of interfacial adhesion nanofiller—polymer matrix. Introduction of reduced filling degree within the framework of scaling model of reinforcement shown that this parameter can be used successively for correct determination of reinforcement degree of nanocomposites using micromechanical models. Thus, the reduced filling degree takes into consideration effects of nanofiller aggregation.

Keywords: nanocomposite, globular nanocarbon, dispersive theory, aggregation, reduced filling degree, reinforcement degree.

Введение

Как известно [1], процесс агрегации частиц наполнителя в полимерных композитах играет определяющую роль в формировании структуры и свойств этих материалов. Особенно ярко процесс агрегации исходных наночастиц проявляется в полимерных нанокompозитах, что обусловлено малым диаметром D_q указанных наночастиц и, как следствие, их высокой удельной поверхностью S_u [2]. Соотношение между параметрами S_u и D_q имеет следующий вид [3]:

$$S_u = \frac{6}{\rho_n D_q}, \quad (1)$$

где ρ_n — плотность наночастиц.

В свою очередь, авторы работы [2] получили следующую зависимость параметра агрегации $k(\rho)$ от S_u :

$$k(\rho) = 7,5 \cdot 10^{-3} S_u, \quad (2)$$

где S_u в м²/г.

Таким образом, из уравнений (1) и (2) следует, что уменьшение D_q приводит к росту S_u и, как

следствие, к увеличению $k(\rho)$, т.е. степени агрегации исходных частиц нанонаполнителя. Однако достаточно очевидно, что параметр D_q (или S_q) не является единственным фактором, влияющим на процесс агрегации наночастиц. Хорошо известно [2], что процесс агрегации усиливается по мере увеличения содержания нанонаполнителя.

Цель работы — исследование влияния агрегации частиц исходного нанонаполнителя на степень усиления (или модуль упругости) на примере нанокompозитов полипропилен/глобулярный нанокуглерод.

Материалы и методика эксперимента

В качестве матричного полимера использовали полипропилен (ПП) промышленного производства марки "Каплен" 01030 со средневесовой молекулярной массой $(2...3) \cdot 10^5$ и индексом полидисперсности 4,5. В качестве нанонаполнителя применяли глобулярный нанокуглерод (ГНУ) производства группы компаний "Объединенные системы" (г. Москва) с размером частиц 5...6 нм, удельной поверхностью 1400 м²/г и массовым содержанием 0,25...3,0 % мас.

Нанокompозиты ПП/ГНУ получены смешиванием компонентов в расплаве на двухшнековом экструдере Thermo Haake модели Reomex RTW 25/42 (ФРГ). Смешивание выполнено при температуре 463...503 К и частоте вращения шнека 50 мин⁻¹ в течение 5 мин. Образцы для испытаний получены методом литья под давлением на литьевой машине Test Sample Molding Apparate RR/TSM фирмы Ray-Ran (Тайвань) при температуре 483 К и давлении 43 МПа.

Механические испытания на одноосное растяжение выполнены на образцах в форме двухсторонней лопатки размерами согласно ГОСТ 11262—2017. Испытания проводили на универсальной испытательной машине Gotech Testing Machine ST-TCS 2000 (ФРГ) при температуре 293 К и скорости деформации $\sim 2 \cdot 10^{-3}$ с⁻¹.

Результаты эксперимента и их обсуждение

Степень агрегации исходных частиц нанонаполнителя можно оценить в рамках дисперсионной теории прочности [4], где предел текучести на сдвиг нанокompозита τ_H определяется следующим образом:

$$\tau_H = \tau'_M + \frac{G_H b_B}{\lambda}, \quad (3)$$

где τ'_M — предел текучести на сдвиг полимерной матрицы;

G_H — модуль сдвига нанокompозита;

b_B — вектор Бюргера;

λ — расстояние между частицами исходного нанонаполнителя.

В случае агрегации частиц нанонаполнителя уравнение (3) принимает вид [4]:

$$\tau_H = \tau'_M + \frac{G_H b_B}{k(\rho)\lambda}. \quad (4)$$

Входящие в уравнения (3) и (4) параметры определяются следующим образом. Общее соотношение между нормальным напряжением σ и напряжением сдвига τ имеет вид [5]:

$$\tau = \frac{\sigma}{\sqrt{3}}. \quad (5)$$

Модуль сдвига G_H и модуль Юнга E_H связаны между собой следующим уравнением [6]:

$$G_H = \frac{E_H}{d_f}, \quad (6)$$

где d_f — фрактальная размерность структуры нанокompозита, определяемая согласно уравнению [6]:

$$d_f = (d - 1)(1 + \nu), \quad (7)$$

где d — размерность евклидова пространства, в котором рассматривается фрактал (очевидно, в данном случае $d = 3$);

ν — коэффициент Пуассона, оцениваемый по результатам механических испытаний с помощью соотношения [7]:

$$\frac{\sigma_T}{E_H} = \frac{1 - 2\nu}{6(1 + \nu)}, \quad (8)$$

где σ_T — предел текучести нанокompозита.

Вектор Бюргера b_B для полимерных материалов определяется из уравнения [8]:

$$b_B = \left(\frac{60,5}{C_\infty} \right)^{1/2}, \quad (9)$$

где C_∞ — характеристическое отношение, связанное с размерностью d_f соотношением [8]:

$$C_\infty = \frac{2d_f}{d(d-1)(d-d_f)} + \frac{4}{3}. \quad (10)$$

Оценить расстояние λ между неагрегированными частицами нанонаполнителя позволяет следующая формула [4]:

$$\lambda = \left[\left(\frac{4\pi}{3\phi_H} \right)^{1/3} - 2 \right] \frac{D_q}{2}, \quad (11)$$

где φ_n — объемное содержание нанонаполнителя, расчет которого можно выполнить согласно известному уравнению [2]:

$$\varphi_n = \frac{W_n}{\rho_n}, \quad (12)$$

где W_n — массовое содержание нанонаполнителя; ρ_n — его плотность, кг/м³, определяемая для наночастиц согласно формуле [2]:

$$\rho_n = 188(D_q)^{1/3} \quad (13)$$

где D_q в нм.

Предел текучести на сдвиг полимерной матрицы τ'_m определяется следующим образом [4]:

$$\tau'_m = \tau_m(1 - \varphi_n^{2/3}), \quad (14)$$

где τ_m — предел текучести на сдвиг матричного полимера.

Из уравнений (4) и (11) следует увеличение параметра агрегации $k(\rho)$ в пределах 2,87...8,91 для исследуемых нанокомпозитов. Рассмотрим, как такое увеличение $k(\rho)$ отражается на изменении диаметра агрегатов исходных частиц нанонаполнителя D_{agr} . Из уравнений (11)—(13) получаем [9]:

$$k(\rho)\lambda = \left[\left(\frac{0,251\pi D_{agr}^{1/3}}{W_n} \right) - 2 \right] \frac{D_{agr}}{2}, \quad (15)$$

позволяющее при замене D_q на D_{agr} определить реальный, т.е. с учетом агрегации частиц нанонаполнителя, диаметр агрегатов наночастиц ГНУ D_{agr} . Расчет согласно уравнению (15) показал, что увеличение содержания ГНУ в интервале $W_n = 0,25...3,0$ % мас. приводит к росту D_{agr} от 22 до 125 нм. Этот эффект отражается и на структурных характеристиках нанонаполнителя. Так, расчет значения S_u согласно уравнению (1) с заменой параметров исходных наночастиц ρ_n и D_q на характеристики их агрегатов показал снижение S_u в указанном интервале W_n от 515 до 51 м²/г, т.е. на порядок. В свою очередь, указанное снижение S_u приводит к уменьшению фрактальной размерности d_n поверхности агрегатов наночастиц ГНУ, которую можно оценить с помощью уравнения [2]:

$$S_u = 750 \left(\frac{D_{agr}}{2} \right)^{d_n - d}, \quad (16)$$

где S_u в м²/г; D_{agr} в нм.

Оценки согласно уравнению (16) показали снижение d_n в интервале 2,88...2,44 для рассматриваемых нанокомпозитов, что неизбежно отражается на уровне межфазных взаимодействий

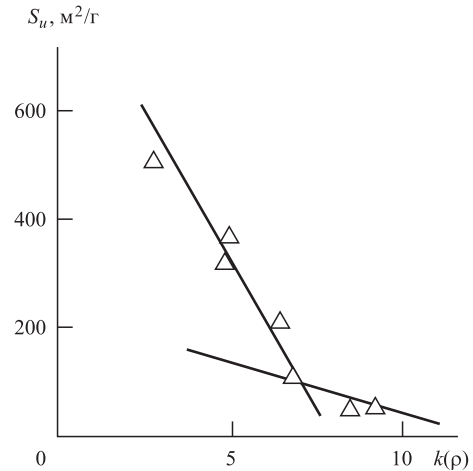


Рис. 1. Зависимость удельной поверхности S_u агрегатов исходных частиц нанонаполнителя от параметра агрегации $k(\rho)$ для нанокомпозитов ПП/ГНУ

полимерная матрица—нанонаполнитель [9]. На рис. 1 приведена зависимость S_u от параметра агрегации $k(\rho)$, которая демонстрирует указанное выше снижение S_u по мере усиления агрегации исходных частиц нанонаполнителя, характеризуемого ростом $k(\rho)$. Как следует из данных рис. 1, при $k(\rho) \approx 7,0$ наблюдается резкое изменение наклона зависимости $S_u(k(\rho))$ — он снижается более чем в 5 раз. Указанное значение $k(\rho)$ соответствует $D_{agr} \approx 80$ нм, что близко к верхней размерной границе интервала наночастиц, равной ~ 100 нм [10]. Следовательно, характер изменения функции $S_u(k(\rho))$ для нано- и микрочастиц наполнителя существенно различается.

Реальные, т.е. с учетом агрегации исходных частиц нанонаполнителя, значения объемного содержания нанонаполнителя φ_n^{agr} можно рассчитать по уравнению (12), в котором плотность ρ_n следует заменить на плотность агрегатов наночастиц ρ_{agr} , полученную согласно формуле (13) при замене D_q на D_{agr} . Для проверки корректности полученных значений φ_n^{agr} может быть использована скейлинговая модель, успешно примененная в работе [1]. Суть этой модели заключается в использовании фактора приведения α^{n-3} , связывающего реальное значение φ_n^{pr} и номинальное значение φ_n степени наполнения:

$$\varphi_n = \alpha^{n-3} \varphi_n^{pr}, \quad (17)$$

где α — отношение размеров частиц (агрегатов частиц) нанонаполнителя;

n — параметр, характеризующий форму частиц нанонаполнителя, $n = 1$ для коротких волокон, $n = 2$ для дискообразных (чешуйчатых) частиц и $n = 3$ для сферических частиц.

Рассмотрим выбор параметров α и n в уравнении (17). Величина α определяется как отношение [1]:

$$\alpha = \frac{D_{\text{ч}}}{D_{\text{агр}}}. \quad (18)$$

Параметр n был выбран равным 2,7 в предположении, что форма агрегатов наночастиц ГНУ близка к сферической.

На рис. 2 приведено сравнение значений степени объемного наполнения $\varphi_{\text{н}}^{\text{агр}}$, рассчитанных согласно уравнениям (12) и (13) и $\varphi_{\text{н}}^{\text{пр}}$, рассчитанных согласно уравнениям (17) и (18). Это сравне-

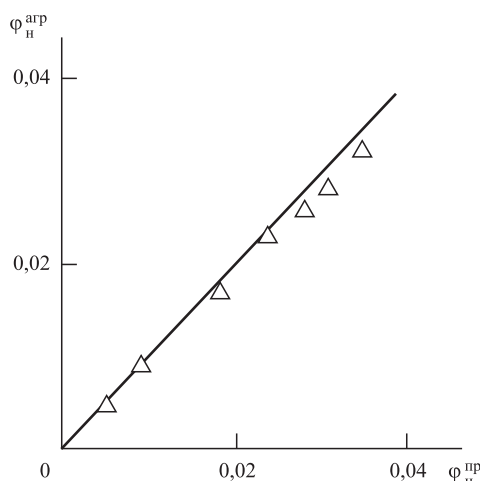


Рис. 2. Значения эффективной степени объемного наполнения, рассчитанные по уравнениям (12) и (13) $\varphi_{\text{н}}^{\text{агр}}$ и по уравнениям (17) и (18) $\varphi_{\text{н}}^{\text{пр}}$ для нанокompозитов ПП/ГНУ

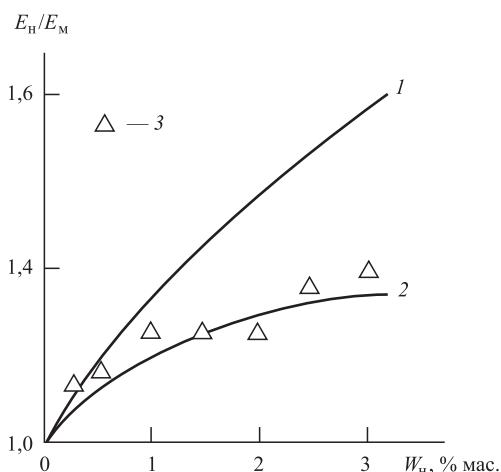


Рис. 3. Зависимости степени усиления $E_{\text{н}}/E_{\text{м}}$ от массового содержания нанонаполнителя $W_{\text{н}}$ для нанокompозитов ПП/ГНУ:

1, 2 — расчет согласно уравнению (19) с использованием номинальной $\varphi_{\text{н}}$ (1) и эффективной $\varphi_{\text{н}}^{\text{агр}}$ (2) степени объемного наполнения; 3 — экспериментальные данные

ние показало хорошее совпадение параметров $\varphi_{\text{н}}^{\text{агр}}$ и $\varphi_{\text{н}}^{\text{пр}}$ (их среднее расхождение составляет $\sim 7\%$). Приведенные данные наглядно демонстрируют физическую основу отрицательного влияния агрегации исходных частиц нанонаполнителя на свойства полимерных нанокompозитов: усиление агрегации наночастиц означает снижение эффективной степени объемного наполнения этих наноматериалов. Для рассматриваемых нанокompозитов ПП/ГНУ в случае неагрегированного ГНУ получим $\varphi_{\text{н}} = 0,0076\dots 0,090$, для агрегированного $\varphi_{\text{н}}^{\text{агр}} = 0,0048\dots 0,0320$.

Далее рассмотрим влияние агрегации исходных частиц нанонаполнителя на степень усиления нанокompозитов ПП/ГНУ. Авторы работы [11] показали, что в случае совершенной (по Кернеру) адгезии между полимерной матрицей и нанонаполнителем степень усиления $E_{\text{н}}/E_{\text{м}}$ можно аппроксимировать следующим соотношением:

$$\frac{E_{\text{н}}}{E_{\text{м}}} = 1 + 11,6\varphi_{\text{н}} - 44,4\varphi_{\text{н}}^2 + 96,3\varphi_{\text{н}}^3, \quad (19)$$

где $E_{\text{н}}$ и $E_{\text{м}}$ — модуль упругости нанокompозита и матричного полимера соответственно.

На рис. 3 приведены зависимости степени усиления $E_{\text{н}}/E_{\text{м}}$ от массового содержания нанонаполнителя $W_{\text{н}}$ для двух случаев: неагрегированного ($\varphi_{\text{н}}$) и агрегированного ($\varphi_{\text{н}}^{\text{агр}}$) нанонаполнителя. На рис. 3 также показаны экспериментальные данные, которые хорошо согласуются с расчетом по уравнению (19) с использованием величины $\varphi_{\text{н}}^{\text{агр}}$, т.е. реальной степени объемного наполнения, что и ожидалось. Расчет согласно указанному уравнению с использованием величины $\varphi_{\text{н}}$, т.е. в предположении отсутствия агрегации исходных частиц нанонаполнителя, дает более высокие значения $E_{\text{н}}/E_{\text{м}}$. Данные рис. 3 наглядно демонстрируют влияние агрегации наночастиц ГНУ на степень усиления нанокompозитов ПП/ГНУ. Важно отметить, что эти графики показывают влияние только агрегации наночастиц, но не учитывают снижение уровня межфазной адгезии (наноадгезии) по мере усиления процесса агрегации [9]. Поэтому на практике эффект подавления агрегации исходных частиц нанонаполнителя будет гораздо сильнее, чем показывают данные рис. 3.

Заключение

Таким образом, полученные в настоящей работе результаты продемонстрировали существенное изменение структурных характеристик нанонаполнителя по мере агрегации его исходных

частиц. Физической основой отрицательного влияния процесса агрегации нанонаполнителя на свойства полимерных нанокомпозитов является существенное (для рассматриваемых нанокомпозитов — в 1,5–3,0 раза) снижение эффективной объемной степени наполнения. Приведенные оценки показали возможность значительного повышения степени усиления дисперсно-наполненных полимерных нанокомпозитов подавлением агрегации исходных частиц нанонаполнителя.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Козлов Г.В., Яновский Ю.Г., Карнет Ю.Н. Структура и свойства дисперсно-наполненных полимерных композитов: фрактальный анализ. М.: Альянстрансатом, 2008. 363 с.
2. Микитаев А.К., Козлов Г.В., Заиков Г.Е. Полимерные нанокомпозиты: многообразие структурных форм и приложений. М.: Наука, 2009. 278 с.
3. Синергетика композитных материалов / А.Н. Бобрышев, В.Н. Козомазов, Л.О. Бабин, В.И. Соломатов. Липецк: НПО ОРИУС, 1994. 154 с.
4. Tensile yield stress of polypropylene composites filled with ultrafine particles / M. Sumita, Y. Tsukumo, K. Miyasaka, K. Ishikawa // J. Mater. Sci. 1983. Vol. 18. No. 5. P. 1758–1764.
5. Хоникомб Р. Пластическая деформация металлов. М.: Мир, 1972. 408 с.
6. Баланкин А.С. Синергетика деформируемого тела. М.: Изд-во Министерства обороны СССР, 1991. 404 с.
7. Козлов Г.В., Сандитов Д.С. Ангармонические эффекты и физико-механические свойства полимеров. Новосибирск: Наука, 1994. 261 с.
8. Козлов Г.В., Овчаренко Е.Н., Микитаев А.К. Структура аморфного состояния полимеров. М.: Изд-во РХТУ им. Д.И. Менделеева, 2009. 392 с.
9. Козлов Г.В., Заиков Г.Е. Структура и свойства дисперсно-наполненных полимерных нанокомпозитов. Saarbrücken: Lambert Academic Publishing, 2012. 112 с.
10. Бучаченко А.Л. Нанохимия — прямой путь к высоким технологиям нового века // Успехи химии. 2003. Т. 72. № 5. С. 419–437.
11. Тугов И.И., Шаулов А.Ю. Модуль упругости дисперсно-наполненных композитов // Высокомолекулярные соединения. Серия Б. 1990. Т. 32. № 7. С. 527–529.

ВНИМАНИЕ!

В журнале "Упрочняющие технологии и покрытия" № 7 за 2020 г. на стр. 309 допущена ошибка, указано неверное место работы автора А.С. Помельниковой. Правильный вариант: *Московский государственный технический университет имени Н.Э. Баумана*.

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

E-mail: utp@mashin.ru

Web-site: www.mashin.ru

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

Технический редактор Конова Е.В. Корректор Сажина Л.И.

Сдано в набор 05.06.2020 г. Подписано в печать 28.07.2020 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 "Адвансед солюшнз". 119071, г. Москва, Ленинский пр-т, д. 19, стр. 1

Сайт: www.aov.ru