

# УПРОЧНЯЮЩИЕ ТЕХНОЛОГИИ И ПОКРЫТИЯ

Том 14  
2018  
№ 9 (165)  
сентябрь

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.

В.А. ЗЕМСКОВ, к.т.н.

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.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.

**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

Гурьянов Г.Н., Смирнов С.В. Оценка прироста осевого напряжения в рабочем конусе и калибрующем пояске волокна при разных параметрах деформации и моделях упрочнения проволоки ..... 387

### ОБРАБОТКА КОНЦЕНТРИРОВАННЫМИ ПОТОКАМИ ЭНЕРГИИ

Исакин И.А., Гнусов С.Ф. Особенности формирования структуры покрытий на основе стали 10P6M5 после импульсной электронно-лучевой обработки ..... 400

Канаев А.Т., Тополянский П.А., Бийжанов С.К. Исследование формирования градиентно-слоистой структуры в колесной стали при плазменной закалке ..... 408

### ПОЛИМЕРНЫЕ И КОМПОЗИЦИОННЫЕ ПОКРЫТИЯ

Табаков В.П., Худобин Л.В. Повышение работоспособности твердосплавного инструмента путем направленного выбора механических свойств слоев многослойного покрытия с учетом функциональных параметров процесса резания ..... 414

Шматов А.А., Соломянский А.Е. Многомерное проектирование технологии упрочнения твердого сплава в вододисперсном речном песке ..... 418

### ОБРАБОТКА КОМБИНИРОВАННЫМИ МЕТОДАМИ

Грядунев С.С., Памфилов Е.А., Прозоров Я.С., Пыриков П.Г. Применение функциональных покрытий в задачах реновации деталей машин и режущих инструментов ..... 426

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: 05.02.00 — Машиностроение и машиноведение; 05.05.00 — Транспортное, горное и строительное машиноведение; 05.16.00 — Металлургия и материаловедение, в базу данных Chemical Abstracts, в Russian Science Citation Index на платформе Web of Science

# STRENGTHENING TECHNOLOGIES AND COATINGS

Vol. 14  
2018  
№ 9 (165)  
September

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. BEZYZYCHNYI

**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  
V.A. ZEMSKOV  
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.P. SMOLENTSEV  
A.M. SMYSLOV  
G.A. SUKHOICHEV  
V.P. TABAKOV  
V.A. SHULOV  
M.L. KHEIFETS

**Edition:**

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

## CONTENTS



### GENERAL QUESTIONS OF STRENGTHENING

**Gur'yanov G.N., Smirnov S.V.** Assessment of gain of axial tension in working cone and drawing cylinder at different parameters of deformation and models of hardening of wire ..... 387



### PROCESSING BY CONCENTRATED STREAMS OF ENERGY

**Isakin I.A., Gnyusov S.F.** Features for formation of structure of coatings based on steel 10R6M5 after pulsed electron beam treatment ..... 400

**Kanaev A.T., Topolyansky P.A., Biizhanov S.K.** Investigation of formation of gradient-layered structure in wheel steel at plasma hardening ..... 408



### POLYMER AND COMPOSITE COATINGS

**Tabakov V.P., Khudobin L.V.** Increasing of working function of ferroustic instrument by direct selection of mechanical properties of layers of multilayer coating with account of functional parameters of cutting process ..... 414

**Shmatov A.A., Solomyansky A.E.** Multidimensional design of technology for strengthening of hard alloy in water-dispersed river sand ..... 418



### PROCESSING BY COMBINED METHODS

**Gryadunov S.S., Pamfilov E.A., Prozorov Ya.S., Pyrikov P.G.** Application of functional coatings in problems of renovation of mashines parts and cutting tools ..... 426

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: 05.02.00 — Mechanical engineering and machinery science; 05.05.00 — Transport, mining and building mechanical engineering; 05.16.00 — Metallurgy and materials science,  
Chemical Abstracts database, Russian Science Citation Index on Web of Science platform

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



УДК 621.778.014

**Г.Н. Гурьянов**

(ОАО "НИИметиз", г. Магнитогорск),

**С.В. Смирнов**

(Институт машиноведения УрО РАН, г. Екатеринбург)

E-mail: ggnbelorhome@rambler.ru

## Оценка прироста осевого напряжения в рабочем конусе и калибрующем пояске волокна при разных параметрах деформации и моделях упрочнения проволоки

Впервые предложены аналитические зависимости для установления взаимосвязей коэффициента С.И. Губкина в формуле для расчета прироста осевого напряжения в пояске волокна с коэффициентом запаса прочности Л.И. Перлина и показателем напряженного состояния по В.Л. Колмогорову. При разных моделях упрочнения приведены зависимости от коэффициентов вытяжки и трения и угла волочения для прироста осевого напряжения в рабочем конусе и калибрующем пояске волокна, коэффициента запаса прочности, показателя напряженного состояния и коэффициента С.И. Губкина в формуле для расчета прироста осевого напряжения в пояске. Построены зависимости показателей деформации от осевого напряжения на выходе рабочего конуса при отсутствии и наличии противонапряжения. Значение коэффициента С.И. Губкина изменяется в интервале от 0 до 1 и уменьшается с увеличением коэффициентов вытяжки и трения, напряжения противонапряжения и повышается с ростом интенсивности деформационного упрочнения материала проволоки. Показано увеличение оптимального угла волочения при повышении коэффициентов вытяжки и трения и уменьшении напряжения противонапряжения в зависимости от модели упрочнения.

**Ключевые слова:** волочение, проволока, параметры и показатели деформации, коэффициенты вытяжки и трения, показатель напряженного состояния, запас прочности, оптимальный угол волочения, модель деформационного упрочнения, связь между расчетными показателями.

Analytical dependences for establishment of interrelations of coefficient of S.I. Gubkin in a formula for calculation of a gain of axial tension in a corbel are for the first time offered drag with coefficient of margin of safety of I.L. Perlín and an indicator of tension according to V.L. Kolmogorov. At different models of hardening dependences on coefficients of an extract and friction and size of an angle of drawing for a gain of axial tension are given in a working cone and the calibrating corbel drag, coefficient of margin of safety, an indicator of tension and S.I. Gubkin's coefficient in a formula for calculation of a gain of axial tension in a corbel. Dependences of indicators of deformation on axial tension at the exit of a working cone are constructed at absence and existence of an antitension. The size of coefficient of S.I. Gubkin changes in the range from 0 to 1 and decreases with increase in coefficients of an extract and friction, tension of an antitension and increases with growth of intensity of deformation hardening of material of a wire. Increase in optimum size of an angle of drawing from increase in coefficients of an extract and friction and reduction of tension of an antitension at different models of hardening is shown.

**Keywords:** drawing, wire, parameters and indicators of deformation, coefficients of drawing and friction, tension indicator, margin of safety, optimum angle of drawing, model of deformation hardening, communication between settlement indicators.

### Введение

Для оценки прироста осевого напряжения в калибрующем пояске волокна предложено не-

сколько методов расчета. Особое место занимает формула С.И. Губкина [1]:

$$\sigma_{z\Pi} = 2\nu\sigma_{\text{TK}}fL/r_k, \quad (1)$$

где  $\sigma_{TK}$  — предел текучести на выходе рабочего конуса волокни;  $L$ ,  $r_k$  — соответственно длина и радиус калибрующего пояска;  $f$  — коэффициент трения;  $\nu$  — коэффициент, зависящий от условий деформации,  $\nu = 0,1 \dots 1,0$ .

В работе [1] не приведена методика определения коэффициента  $\nu$ . Для простоты расчета прироста напряжения принимают равенство  $\nu = 1,0$ , а формулу С.И. Губкина используют в двух вариантах [2–5]:

$$\sigma_{zII} = 2\sigma_{TK}fL/r_k; \quad (2)$$

$$\sigma_{zII} = 2\sigma_TfL/r_k, \quad (3)$$

где  $\sigma_T = (\sigma_{T0} + \sigma_{TK})/2$  — средний предел текучести металла в очаге деформации;  $\sigma_{T0}$  — предел текучести металла на входе рабочего конуса.

Формулы (2) и (3) позволяют выполнять расчет прироста осевого напряжения в пояске без определения напряженного состояния в рабочем конусе волокни. Однако эти формулы завышают величину прироста осевого напряжения в пояске и не учитывают осевое напряжение на выходе рабочего конуса [6, 7]. Из формул (2) и (3) следует, что прирост осевого напряжения всегда повышается с ростом коэффициента трения. Предел текучести на выходе рабочего конуса  $\sigma_{TK}$  и средний предел текучести  $\sigma_T$  увеличиваются с ростом степени деформации в проходе волочения по причине деформационного упрочнения. Поэтому прирост напряжения  $\sigma_{zK}$  согласно формулам (2) и (3) также возрастает с повышением единичного обжатия. Формулы (2) и (3) не учитывают влияния формы кривой упрочнения материала проволоки и противонапряжения на прирост осевого напряжения в пояске.

В работе [6] предложена формула для расчета прироста осевого напряжения, учитывающая напряженное состояние в рабочем конусе:

$$\sigma_{zII} = 2fL(\sigma_{TK} - \sigma_{zK})/r_k, \quad (4)$$

где  $\sigma_{zK}$  — осевое напряжение на выходе рабочего конуса.

Если  $\sigma_{zK} = 0$ , то формула (4) совпадает с формулой С.И. Губкина (1), если коэффициент  $\nu = 1$ . Прирост  $\sigma_{zII}$  зависит от параметров деформации через напряжение  $\sigma_{zK}$ , которое, в свою очередь, определяется также формой кривой упрочнения [6, 7]. В уравнение (4) введен коэффициент  $\gamma$  запаса прочности И.Л. Перлина:

$$\gamma = \frac{\sigma_{TK}}{\sigma_{zK}}, \quad (5)$$

в результате получена модифицированная формула С.И. Губкина [8]:

$$\sigma_{zII} = 2fL\sigma_{TK}(1 - 1/\gamma)/r_k. \quad (6)$$

Из сравнения зависимостей (1) и (6) следует, что коэффициент  $\nu$  в формуле С.И. Губкина (1) равен

$$\nu = 1 - \frac{1}{\gamma}. \quad (7)$$

В работах [9, 10] определены взаимозависимости (8) и (9) для коэффициента  $\gamma$  запаса прочности И.Л. Перлина и показателя  $k_\sigma$  напряженного состояния по В.Л. Колмогорову [11, 12]:

$$k_\sigma = \frac{3 - 2\gamma}{\sqrt{3}\gamma}; \quad (8)$$

$$\gamma = \frac{3}{\sqrt{3}k_\sigma + 2}; \quad (9)$$

$$k_\sigma = \sigma/T, \quad (10)$$

где  $\sigma$  — среднее нормальное напряжение;  $T$  — интенсивность касательных напряжений.

Для случая предельного волочения ( $\gamma = 1$ ) имеем

$$\gamma/k_\sigma = \sqrt{3}.$$

После подстановки коэффициента  $\gamma$  (9) в формулу (7) определим коэффициент С.И. Губкина:

$$\nu = \frac{1}{3} - \frac{k_\sigma}{\sqrt{3}}. \quad (11)$$

Значение коэффициента  $\nu$  в модифицированной формуле С.И. Губкина (6) зависит от параметров деформации по причине зависимости от них осевого напряжения  $\sigma_{zK}$ , коэффициента  $\gamma$  запаса прочности и показателя  $k_\sigma$ .

Для теории и практики волочения круглого сплошного профиля представляет интерес сравнение прироста осевого напряжения  $\sigma_{zK}$  в рабочем конусе и калибрующем пояске волокни  $\sigma_{zII}$ . Для этого сравнения использовали отношения значений  $\sigma_{zK}$  и  $\sigma_{zII}$ :

$$Ot = \frac{\sigma_{zK}}{\sigma_{zII}}; \quad (12)$$

$$Ot^* = \frac{\sigma_{zII}}{\sigma_{zK}}. \quad (13)$$

Величину отношения  $Ot$  (12), используя зависимости (5)–(11), представили как

$$Ot = \frac{r_k}{2fL(\gamma - 1)} = \frac{r_k(1 - \nu)}{2fL\nu} = \frac{r_k(2 + \sqrt{3}k_\sigma)}{2fL(1 - \sqrt{3}k_\sigma)}. \quad (14)$$

Коэффициент  $\nu$  С.И. Губкина выразили через отношение  $Ot$ :

$$\nu = \frac{r_k}{r_k + 2fLOt} = \frac{1}{1 + 2fLOt/r_k}. \quad (15)$$

**Цель работы** — выполнить оценку показателей деформации и показать характер связи между ними при разных моделях упрочнения материала проволоки.

### Аналитические зависимости для расчета показателей деформации

Примем модели упрочнения деформируемого материала:

$$\sigma_T = \sigma_{T0}\mu^k, \quad (16)$$

$$\sigma_T = \sigma_{T0} + m\epsilon^n = \sigma_{T0} + m(\ln\mu)^n, \quad (17)$$

где  $\mu = d_0^2/d_k^2$  — коэффициент вытяжки;  $d_0$  и  $d_k$  — значения диаметра проволоки (прутка) соответственно на входе и выходе волоки;  $k$  — коэффициент деформационного упрочнения модели упрочнения (16);  $m, n$  — эмпирические коэффициенты модели упрочнения (17).

На выходе рабочего конуса осевое напряжение  $\sigma_z$  рассчитаем по формуле:

$$\sigma_z = \sigma_{z1} + \sigma_{z2} + \sigma_{zq}, \quad (18)$$

где  $\sigma_{z1}$  — прирост осевого напряжения в рабочем конусе;  $\sigma_{z2}$  — прирост напряжения на деформацию сдвига металла;  $\sigma_{zq}$  — прирост от действия напряжения противонапряжения  $\sigma_q$ .

Составляющие  $\sigma_{z1}$ ,  $\sigma_{z2}$  и  $\sigma_{zq}$  формулы (18) при моделях упрочнения (16) и (17) определим по соответствующим зависимостям [7, 8]:

$$\sigma_{z1} = \frac{\sigma_{T0}}{k} (\mu^k - 1)(1 + f/tg\alpha); \quad (19)$$

$$\sigma_{z1} = \left[ \sigma_{T0} \ln \mu + \frac{m}{n+1} (\ln \mu)^{n+1} \right] (1 + f/tg\alpha); \quad (20)$$

$$\sigma_{z2} = \frac{2\sigma_{T0}tg\alpha(1 + \mu^k)}{3\sqrt{3}}; \quad (21)$$

$$\sigma_{z2} = \frac{2tg\alpha(2\sigma_{T0} + m(\ln \mu)^n)}{3\sqrt{3}}; \quad (22)$$

$$\sigma_{zq} = \sigma_q \left[ 1 - \frac{f(\mu^k - 1)}{ktg\alpha} \right]; \quad (23)$$

$$\sigma_{zq} = \sigma_q \left[ 1 - \frac{f}{tg\alpha} \left( \ln \mu + \frac{m(\ln \mu)^{n+1}}{\sigma_{T0}(n+1)} \right) \right], \quad (24)$$

где  $\alpha$  — угол наклона образующей рабочего конуса волоки к оси волочения, или угол волочения.

Абсолютный запас прочности  $Zap$  при коэффициенте вытяжки  $\mu$  с учетом принятых моделей упрочнения (1) и (2) на выходе рабочего конуса рассчитаем по соответствующим формулам:

$$Zap = \sigma_{TK} - \sigma_z = \sigma_{T0}\mu^k - \sigma_z; \quad (25)$$

$$Zap = \sigma_{T0} + m(\ln\mu)^n - \sigma_z. \quad (26)$$

### Принятые модели упрочнения

Примем следующие модели упрочнения:

$$\sigma_{T1} = 340 + 950(\ln\mu)^{0,37}; \quad (27)$$

$$\sigma_{T2} = 1000\mu^{0,25}; \quad (28)$$

$$\sigma_{T3} = 282 + 1218(\ln\mu)^{0,45}; \quad (29)$$

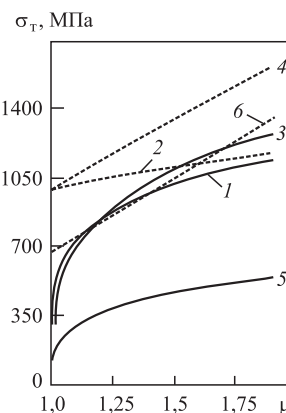
$$\sigma_{T4} = 1000\mu^{0,75}; \quad (30)$$

$$\sigma_{T5} = 112 + 521(\ln\mu)^{0,415}; \quad (31)$$

$$\sigma_{T6} = 676\mu^{1,09}. \quad (32)$$

На рис. 1 построены зависимости предела текучести от коэффициента вытяжки. Сплошными линиями выделены зависимости для модели упрочнения (17).

Формулы (27) и (29) отражают упрочнение коррозионно-стойкой стали 12Х18Н10Т. Зависимость (27) получена для проволочной заготовки из этой стали при термической обработке по общепринятому заводскому режиму, используемому при производстве проволоки из коррозионно-стойких сталей: охлаждение в воде после выдержки при 1050 °С [13]. Эмпирическая зависимость (29) для стали 12Х18Н10Т после отжига при температуре 900 °С в течение 4 ч с последующим охлаждением на воздухе [12]. Кривые упрочнения после закалки (линия 1 на рис. 1) и отжига (линия 3) существенно не отличаются. Но сталь после отжига



**Рис. 1.** Зависимость предела текучести от коэффициента вытяжки:

1 — модель упрочнения (27); 2 — (28); 3 — (29); 4 — (30); 5 — (31); 6 — (32)

интенсивнее упрочняется, что показывает сравнение расположения линий 1 и 3. Формула (32) дана для дисперсионно-твердеющего сплава на никелевой основе ХН40МДТЮ [13]. Режим термической обработки проволоочной заготовки из сплава как у стали 12Х18Н10Т после закалки (20). Данные о пределе текучести латуни Л63 (31) взяты из работы [12]. В эмпирических формулах (28) и (30) одинаковая величина исходного предела текучести 1000 МПа и разные значения коэффициента упрочнения  $k$ . Линии 2 и 4, построенные соответственно по формулам (28) и (30), показывают почти линейную зависимость предела текучести от коэффициента вытяжки, что характерно при холодном волочении заготовки из углеродистой стали, подвергнутой перед деформацией термической обработке, называемой патентирование. Линия 4 при коэффициенте  $k$  упрочнения 0,75 показывает более интенсивный рост предела текучести с увеличением коэффициента вытяжки, чем линия 2 при  $k = 0,25$ . Для сплава (32) линия 6 начинается при  $\sigma_{r0} = 676$  МПа и показывает высокий рост предела текучести при увеличении степени деформации.

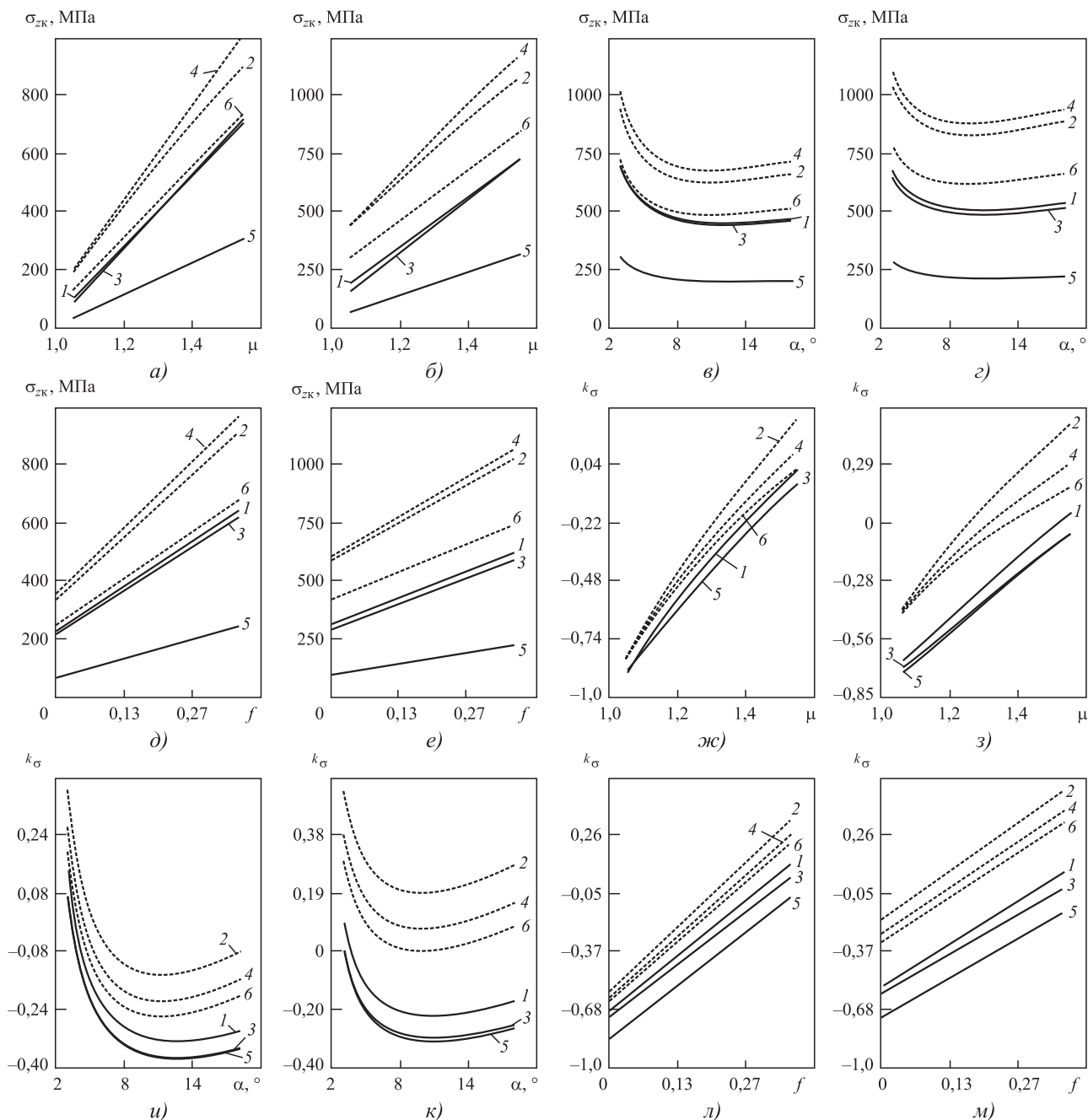
На рис. 2 показаны зависимости осевого напряжения  $\sigma_{zk}$  и показателя  $k_{\sigma}$  напряженного состояния от коэффициента вытяжки (рис. 2, а, б, ж, з), угла волочения (рис. 2, в, г, и, к) и коэффициента трения (рис. 2, д, е, л, м). При варьировании коэффициента вытяжки угол волочения  $\alpha = 8^{\circ}$  и коэффициент трения 0,10, при варьировании угла волочения коэффициенты вытяжки 1,35 и трения 0,10. При построении зависимостей от коэффициента трения угол  $\alpha = 8^{\circ}$  и коэффициент вытяжки 1,25. Зависимости напряжения  $\sigma_{zk}$  и показателя  $k_{\sigma}$  построены при отсутствии противонапряжения и при напряжении противонапряжения  $\sigma_q = 0,25\sigma_{r0}$  и моделях упрочнения (27)—(32).

Осевое напряжение  $\sigma_{zk}$  (рис. 2, а, б) и показатель  $k_{\sigma}$  (рис. 2, ж, з) напряженного состояния увеличиваются с ростом коэффициента вытяжки (рис. 2, а, б, ж, з), угла волочения (рис. 2, в, г, и, к) и коэффициента трения (рис. 2, д, е, л, м). На рис. 2, а, б линии для стали 12Х18Н10Т соответственно после закалки 1 и отжига 3 сближаются при увеличении степени деформации и находятся близко при повышенных степенях деформации ( $\mu > 1,4$ ). Линия 1 несколько выше, так как начальный предел текучести этой стали после закалки 340 МПа (27), а после отжига 282 МПа (29). Для показателя  $k_{\sigma}$  (ж, з) линии 1 и 3 расходятся с увеличением коэффициента вытяжки, т.е. показатели  $\sigma_{zk}$  и  $k_{\sigma}$  находятся в разной зависимости от коэффициента вытяжки при оди-

наковых параметрах деформации и незначительном различии кривых упрочнения (27) и (29). Линии 2 (28) и 4 (30) при исходном пределе текучести  $\sigma_{z0}$ , равном 1000 МПа, также расходятся с увеличением коэффициента вытяжки на рис. 2, а, б и рис. 2, ж, з по причине разной величины коэффициента  $k$  упрочнения. Линия 4 для напряжения  $\sigma_{zk}$  (а, б) при  $k = 0,75$  находится выше линии 2 при  $k = 0,75$ , а линия 4 для показателя  $k_{\sigma}$  ниже линии 2 (ж, з). Для латуни линия 5 (31) ниже других линий для напряжения  $\sigma_{zk}$  из-за меньшего предела текучести и выше остальных линий для показателя  $k_{\sigma}$  вследствие интенсивного упрочнения латуни. Линия 6 для сплава ХН40МДТЮ (32) находится ниже линий 2 и 4 по причине меньшего предела текучести 676 МПа, чем при моделях упрочнения (28) и (30). Более интенсивное упрочнение сплава ( $k = 1,09$ ) обуславливает расположение линий для показателя  $k_{\sigma}$  (ж, з): линия 6 для сплава ниже линий 2 и 6 для моделей (28) и (30).

Зависимости на рис. 2, в, г, и, к построены при коэффициентах вытяжки 1,35 и трения 0,10. Линии для зависимостей напряжения  $\sigma_{zk}$  (в, г) и показателя  $k_{\sigma}$  (и, к) напряженного состояния от угла волочения  $\alpha$  имеют минимум. Линии 1 и 3 для напряжения  $\sigma_{zk}$  при отсутствии противонапряжения (в) соприкасаются, а при действии противонапряжения (г) находятся на некотором расстоянии. Линия 1 несколько выше линии 3 (в, г). Линии 1 и 3 для показателя  $k_{\sigma}$  (и, к) находятся на заметном расстоянии друг от друга при отсутствии и действии противонапряжения. Из визуального сравнения расположения соответствующих линий на рис. 2, в и на рис. 2, г, на рис. 2, и и на рис. 2, к следует уменьшение для разных моделей упрочнения оптимального значения угла  $\alpha$  от приложения противонапряжения. При отсутствии противонапряжения линии 3 и 5 для показателя  $k_{\sigma}$  (и) полностью слились, а при действии противонапряжения линия 3 (к) для стали 12Х18Н10Т после отжига (29) несколько выше линии 5 для латуни (31). Штриховые линии 2, 4 и 6 показывают заметное увеличение напряжения  $\sigma_{zk}$  (г) и показателя  $k_{\sigma}$  (и) от действия противонапряжения. Линии 3 и 5 для напряжения  $\sigma_{zk}$  (г) и показателя  $k_{\sigma}$  (и) показывают малое изменение этих показателей от приложения противонапряжения.

Зависимости для напряжения  $\sigma_{zk}$  (рис. 2, д, е) и показателя  $k_{\sigma}$  (рис. 2, л, м) от коэффициента трения построены при коэффициенте вытяжки 1,25 и угле  $\alpha = 8^{\circ}$ . Линии для этих зависимостей показывают пропорциональное увеличение исследуемых показателей с ростом коэффициента трения. Сплошные линии 1, 3 и 5 имеют меньший угол

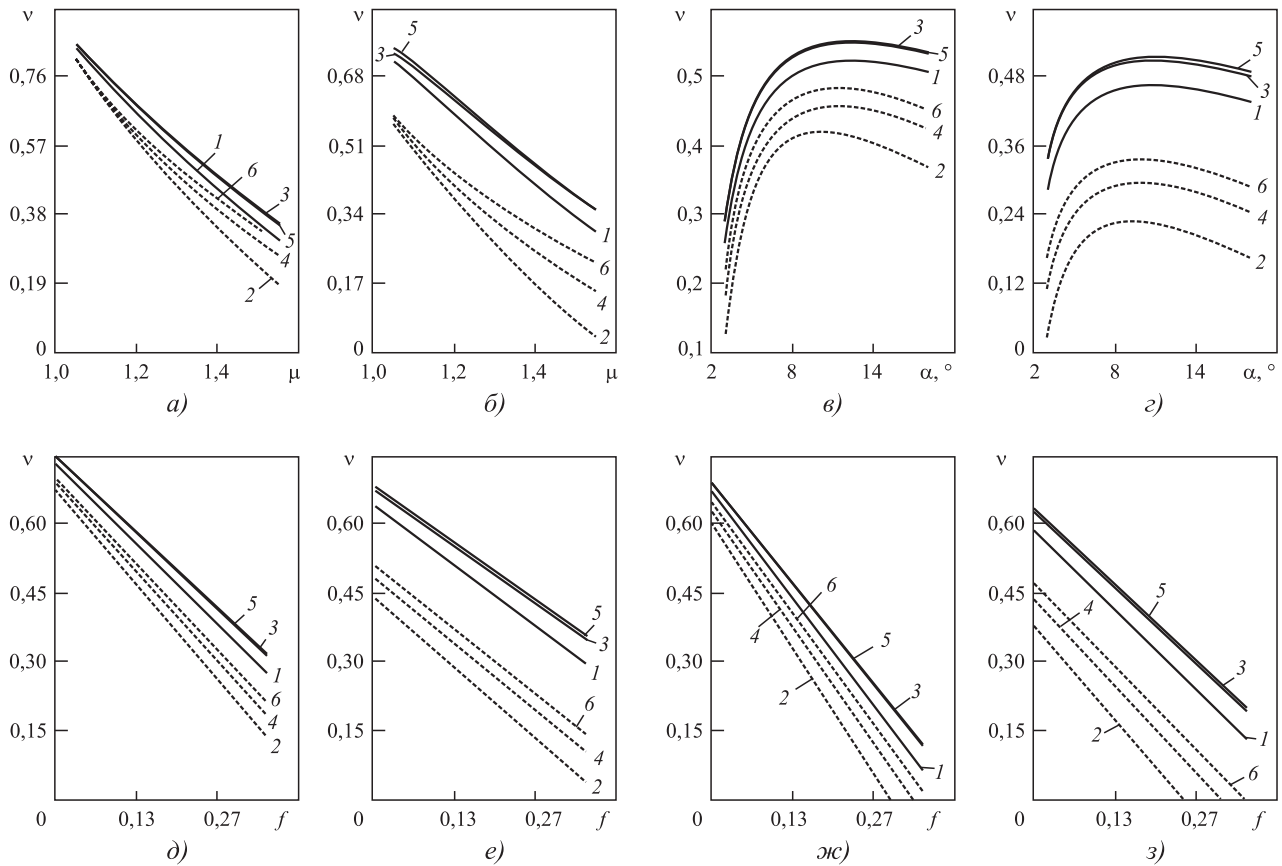


**Рис. 2.** Зависимости для осевого напряжения  $\sigma_{zk}$  (а–е) и показателя  $k_\sigma$  напряженного состояния (ж–м) на выходе рабочего конуса:

а, б, ж, з –  $\alpha = 8^\circ$  и  $f = 0,10$ ; в, г, и, к –  $\mu = 1,35$  и  $f = 0,10$ ; д, е, л, м –  $\mu = 1,25$  и  $\alpha = 8^\circ$ ; а, в, д, ж, и, л –  $\sigma_q = 0$ ; б, г, е, з, к, м –  $\sigma_q = 0,25\sigma_{T0}$ ; 1 – модель упрочнения (27); 2 – (28); 3 – (29); 4 – (30); 5 – (31); 6 – (32)

наклона к абсциссе, чем штриховые линии 2, 4 и б. Наибольший угол наклона к оси абсцисс у линии 2 с наименьшей интенсивностью деформационного упрочнения (28), а наименьший у линии 5 для латуни (31). Линия 2 ниже линии 4 для напряжения  $\sigma_{zk}$  (рис. 2, д, е) и линия 2 для показателя  $k_\sigma$  выше линии 4 с более интенсивным деформационным упрочнением (рис. 2, л, м).

Зависимости коэффициента  $\nu$  С.И. Губкина от определяющих параметров деформации при отсутствии противонапряжения и при напряжении противонапряжения  $\sigma_q = 0,25\sigma_{T0}$  и моделях упрочнения (20)–(25) представлены на рис. 3. Коэффициент  $\nu$  непрерывно уменьшается с ростом коэффициентов вытяжки (рис. 3, а, б) и трения (рис. 3, д–з). Кривые для зависимо-



**Рис. 3. Зависимости для коэффициента  $\nu$  С.И. Губкина от коэффициента вытяжки  $\mu$  (а, б), угла волочения  $\alpha$  (в, г) и коэффициента трения  $f$  (д–з):**

а, б —  $\alpha = 8^\circ$  и  $f = 0,10$ ; в, г —  $\mu = 1,35$  и  $f = 0,10$ ; д, е —  $\mu = 1,25$  и  $\alpha = 8^\circ$ ; ж, з —  $\mu = 1,35$  и  $\alpha = 8^\circ$ ; а, в, д, ж —  $\sigma_q = 0$ ; б, г, е, з —  $\sigma_q = 0,25\sigma_{T0}$ ; 1 — модель упрочнения (27); 2 — (28); 3 — (29); 4 — (30); 5 — (31); 6 — (32)

стей коэффициента  $\nu$  от угла  $\alpha$  волочения имеют максимум (рис. 3, в, г). Данные рис. 3 показывают уменьшение коэффициента  $\nu$  от значения противонапряжения. С усилением интенсивности упрочнения увеличивается значение  $\nu$ . Поэтому линия 2 при меньшей интенсивности упрочнения ( $k = 0,25$ ) находится ниже, а линии 3 и 5 при интенсивном упрочнении выше других линий. Максимум у линий на рис. 3, в, г смещается вправо от усиления интенсивности упрочнения и влево, в область меньших значений угла  $\alpha$  от действия противонапряжения.

Вычислим оптимальное значение угла  $\alpha$  при модели (28) с менее интенсивным упрочнением (линия 2) и модели (31) с более интенсивным упрочнением (линия 5) по формулам [14]:

$$\operatorname{tg} \alpha_{\text{опт}}^2 = \frac{f \mu^k (\mu^k - 1) (1 - \sigma_q / \sigma_{s0})}{0,385k (\mu^k + 1)};$$

$$\operatorname{tg} \alpha_{\text{опт}}^2 = \frac{Af}{B} \left( 1 - \frac{\sigma_q}{\sigma_{s0}} \right),$$

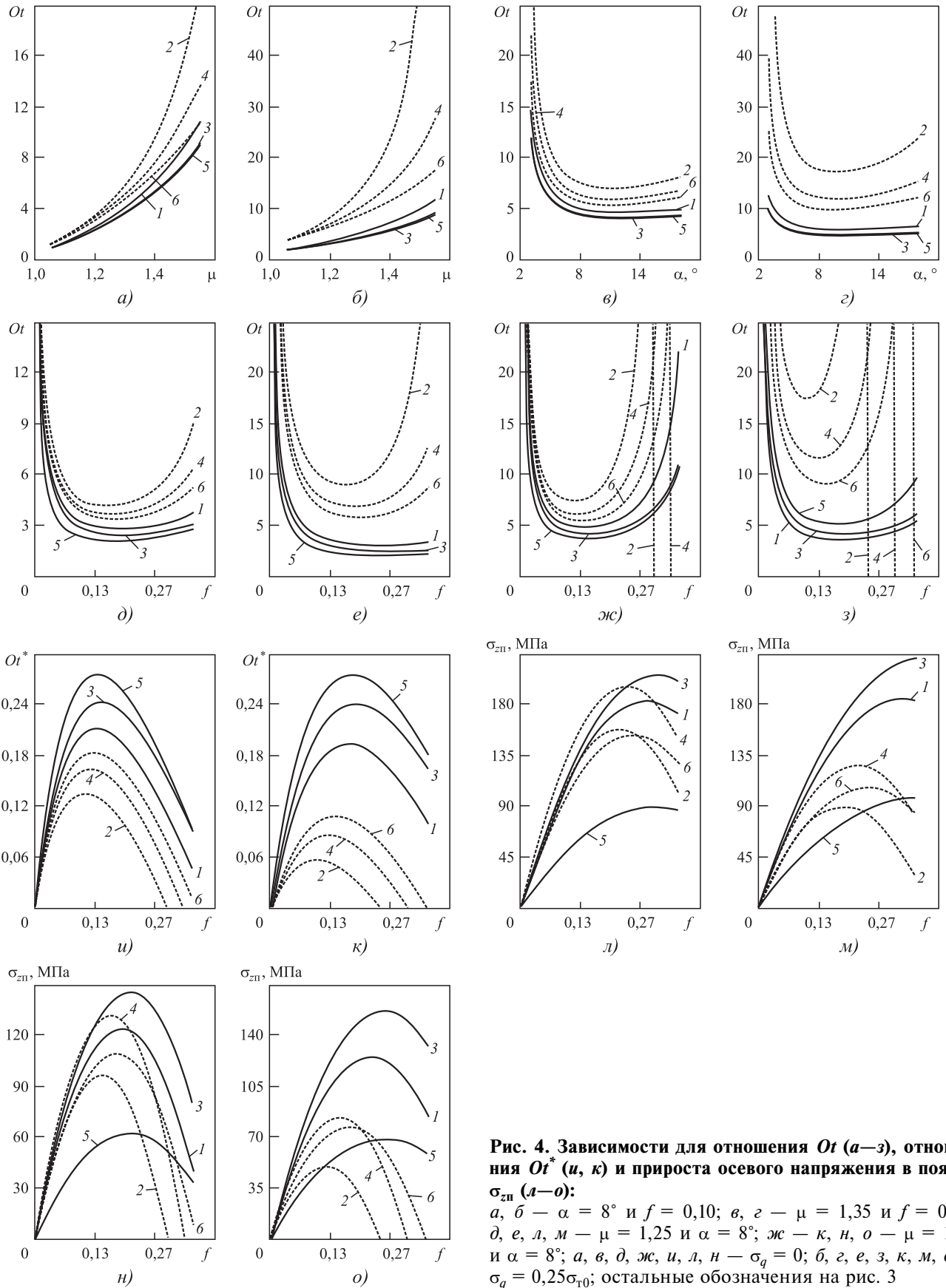
где

$$A = \sigma_{s0} \ln \mu + \frac{m(\ln \mu)^{n+1}}{n+1}; \quad B = \frac{2\sqrt{3}}{9} \sigma_{s0} \left[ 2 + \frac{m(\ln \mu)^n}{\sigma_{s0}} \right].$$

При коэффициентах вытяжки 1,25 и трения 0,10 для модели (28) величина  $\alpha_{\text{опт}} = 9,7^\circ$  и  $\alpha_{\text{опт}} = 8,4^\circ$  соответственно при отсутствии противонапряжения и напряжении противонапряжения  $\sigma_q = 0,25\sigma_{T0}$ . Для модели (31) при тех же значениях коэффициентов  $\mu$  и  $f$  величина  $\alpha_{\text{опт}} = 10,7^\circ$  и  $\alpha_{\text{опт}} = 9,3^\circ$  соответственно при отсутствии и наличии противонапряжения. При  $\mu = 1,35$  и  $f = 0,10$  и модели упрочнения (28) величина  $\alpha_{\text{опт}} = 11,2^\circ$  и  $\alpha_{\text{опт}} = 9,7^\circ$  соответственно при отсутствии и наличии противонапряжения (линия 2 соответственно на рис. 3, в и на рис. 3, г). Для латуни (31) при  $\mu = 1,35$  величина  $\alpha_{\text{опт}} = 12,4^\circ$  при отсутствии противонапряжения и  $\alpha_{\text{опт}} = 10,8^\circ$  при  $\sigma_q = 0,25\sigma_{T0}$ .

Сравнение расположения линий при  $\alpha = 8^\circ$  и  $\mu = 1,25$  на рис. 3, д, е и соответствующих линий при том же значении угла  $\alpha$  и  $\mu = 1,35$  на рис. 3, ж, з





**Рис. 4.** Зависимости для отношения  $Ot$  (а–з), отношения  $Ot^*$  (и, к) и прироста осевого напряжения в пояске  $\sigma_{zn}$  (а–о):  
 а, б —  $\alpha = 8^\circ$  и  $f = 0,10$ ; в, з —  $\mu = 1,35$  и  $f = 0,10$ ;  
 д, е, л, м —  $\mu = 1,25$  и  $\alpha = 8^\circ$ ; ж — к, н, о —  $\mu = 1,35$  и  $\alpha = 8^\circ$ ; а, в, д, ж, и, л, н —  $\sigma_q = 0$ ; б, з, е, з, к, м, о —  $\sigma_q = 0,25\sigma_{r0}$ ; остальные обозначения на рис. 3

показывает уменьшение коэффициента  $\nu$  с ростом коэффициента вытяжки при отсутствии и действии противонапряжения. При  $\mu = 1,35$  и отсутствии противонапряжения ось абсцисс пересекают линии 2 и 4 (ж), а при действии противонапряжения ось абсцисс пересекают линии 2, 4 и 6 (з).

На рис. 4 приведены зависимости для отношений  $Ot$  (12) и  $Ot^*$  (13) и прироста осевого напряжения в пояске  $\sigma_{zп}$  (6) при значениях параметров, которые использованы при построении графиков на рис. 3.

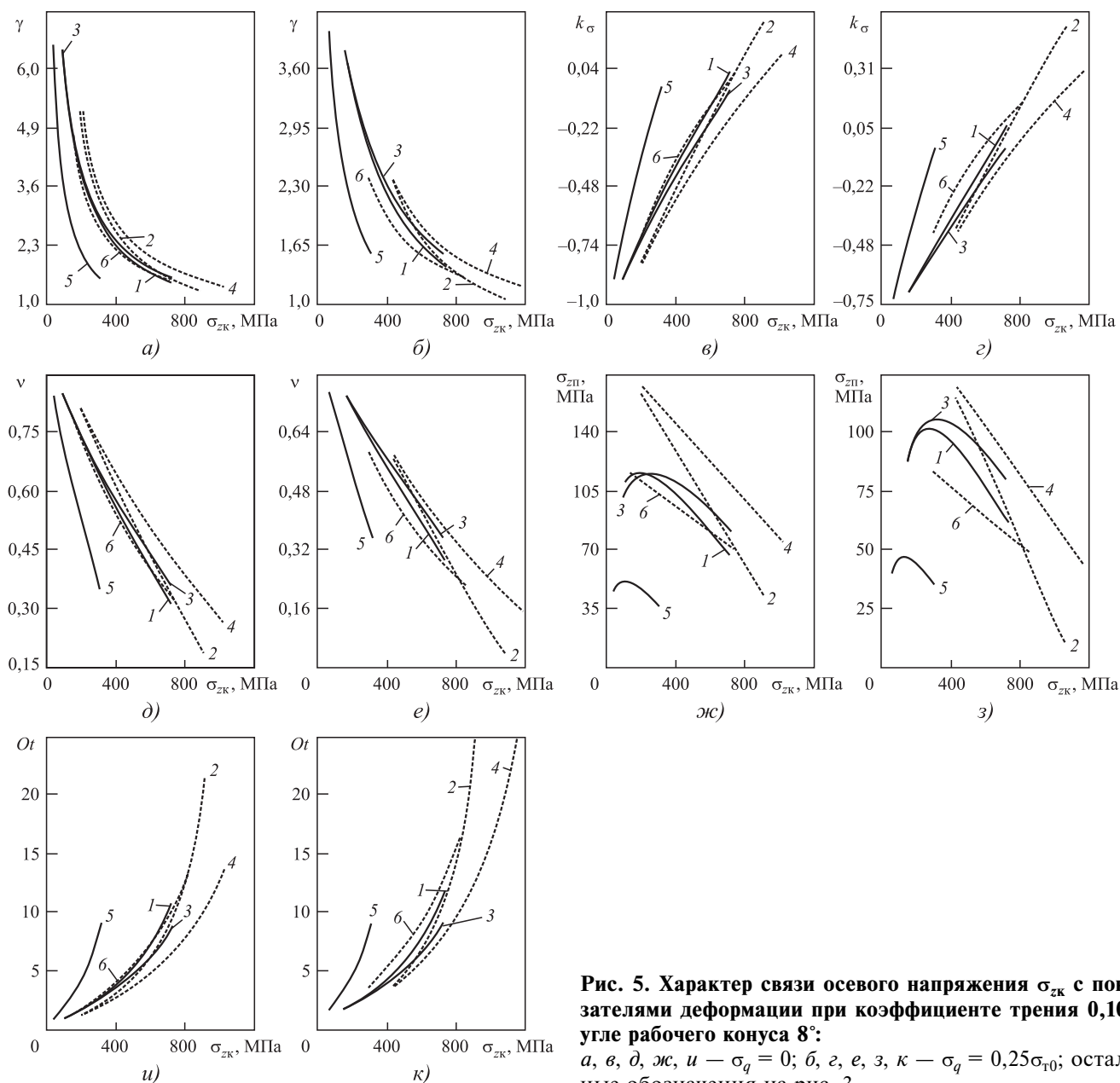
Линии для зависимостей  $Ot$  непрерывно повышаются с ростом коэффициента вытяжки (а, б). Линия 2 с меньшей интенсивностью упрочнения находится выше других линий. Величина отношения существенно увеличилась от действия противонапряжения. Линии для зависимостей  $Ot$  от угла  $\alpha$  имеют минимум (в, з). При малых значениях угла  $\alpha < 4^\circ$  величина отношения  $Ot$  значительна. Линии для зависимостей отношения  $Ot$  от коэффициента трения также имеют минимум (д—з). При коэффициенте вытяжки 1,25 (д, е) и коэффициенте трения  $f < 0,025$  наблюдаются большие значения отношения  $Ot$ . При расчете отношения  $Ot$  (12) наблюдается деление конечного значения на ноль при коэффициенте  $\mu = 1,35$  при моделях упрочнения (28) и (30) и отсутствии противонапряжения (ж). В результате при компьютерном построении появились при этих моделях вертикальные линии 2 и 4, пересекающие ось абсцисс при значениях коэффициента трения, которые обеспечивают нулевое значение знаменателя отношения  $Ot$  (12), т.е. при  $\sigma_{zп} = 0$ . При действии противонапряжения нулевое значение прироста  $\sigma_{zп}$  в пояске наблюдается при трех моделях упрочнения, что показывают вертикальные линии 2, 4 и 6 на рис. 4, з. Зависимости для отношения  $Ot^*$  (13) при коэффициенте  $\mu = 1,35$  (и, к) согласуются с данными для  $Ot$  на рис. 4, ж, з. Имеем одинаковые координаты точек пересечения линий 2 и 4 и абсциссы на рис. 4, ж и на рис. 4, и при отсутствии противонапряжения и одинаковые координаты точек пересечения линий 2, 4 и 6 и абсциссы на рис. 4, з и на рис. 4, к при наличии противонапряжения. Линии графиков для отношения  $Ot^*$  на рис. 4, и, к выпуклые в отличие от вогнутых линий для  $Ot$  на рис. 4, ж, з и не включают дополнительные вертикальные линии.

Графики для прироста  $\sigma_{zп}$  осевого напряжения в пояске при коэффициенте вытяжки 1,25 (л, м) и коэффициенте  $\mu = 1,35$  (н, о) объясняют характер расположения линий для отношений  $Ot$  (д—з) и  $Ot^*$  (и, к). При коэффициенте вытяжки 1,25 (л, м) прирост  $\sigma_{zп}$  осевого напряжения больше нуля во

всем интервале изменения коэффициента трения. Поэтому отсутствуют вертикальные линии для отношений  $Ot$  на рис. 4, д, е. При коэффициенте  $\mu = 1,35$  и отсутствии противонапряжения линии 2 и 4 пересекают абсциссу (н), как линии 2, 4 и 6 при действии противонапряжения (о). Имеем равные координаты точек пересечения линий графиков и абсциссы на соответствующих графиках рис. 4, н, о и на рис. 4, ж, з. Значение максимума прироста напряжения  $\sigma_{zп}$  больше при модели упрочнения (29) для стали 12Х18Н10Т после отжига (кривая 3) с исходным пределом текучести  $\sigma_{T0} = 282$  МПа (л—о). При этом значение максимума напряжения  $\sigma_{zп}$  при моделях упрочнения (28) и (30) при  $\sigma_{T0} = 1000$  МПа (соответственно линии 2 и 4) меньше, чем при модели упрочнения (29).

В отечественной теории волочения уделено внимание влиянию коэффициента вытяжки на осевое напряжение и запас прочности. Однако необходимо установить характер связи между расчетными показателями деформации при различных значениях коэффициента вытяжки. Поэтому определили связь для значений осевого напряжения  $\sigma_{зк}$  на выходе конуса волокна с коэффициентом  $\gamma$ , показателем  $k_\sigma$  напряженного состояния, коэффициентом  $\nu$  С.И. Губкина, приростом  $\sigma_{zп}$  осевого напряжения в калибрующем пояске и величиной отношения  $Ot$  при различных значениях коэффициента вытяжки (рис. 5). При варьировании коэффициента вытяжки от 1,05 до 1,55 найдем расчетные показатели деформации, значения которых использованы для построения зависимостей на рис. 5. Поэтому, например, на рис. 5, а, б значения коэффициента  $\gamma$  запаса прочности в начале и конце каждой линии рассчитаны соответственно при коэффициенте вытяжки 1,05 и 1,55, которым соответствуют свои значения осевого напряжения  $\sigma_{зк}$  на абсциссах этих графиков (а, б). Взаимозависимости осевого напряжения  $\sigma_{зк}$  и показатели деформации построены на рис. 5 при коэффициенте трения 0,10, угле рабочего конуса  $8^\circ$  и напряжении противонапряжения  $\sigma_q = 0$  и  $\sigma_q = 0,25\sigma_{T0}$ .

При движении слева направо вдоль линий на рис. 5 увеличиваются коэффициент вытяжки (виртуально) и осевое напряжение  $\sigma_{зк}$ . Значения осевого напряжения  $\sigma_{зк}$  на оси абсцисс рис. 5, а, б соответствуют значениям этого напряжения  $\sigma_{зк}$  на оси ординат рис. 2, а, б. С увеличением напряжения уменьшается коэффициент  $\gamma$  запаса прочности. В начале каждой линии интенсивно уменьшается значение коэффициента  $\gamma$  при относительно малом приросте напряжения  $\sigma_{зк}$ . Штриховые линии 2, 4 и 6 в целом имеют меньший угол



**Рис. 5. Характер связи осевого напряжения  $\sigma_{zk}$  с показателями деформации при коэффициенте трения 0,10 и угле рабочего конуса  $8^\circ$ : а, в, д, ж, и —  $\sigma_q = 0$ ; б, г, е, з, к —  $\sigma_q = 0,25\sigma_{T0}$ ; остальные обозначения на рис. 3**

наклона к оси абсцисс, чем сплошные линии, т.е. эти линии показывают более интенсивный рост напряжения  $\sigma_{zk}$ , чем уменьшение коэффициента  $\gamma$  при увеличении коэффициента вытяжки. Начальные концы линий при малом коэффициенте вытяжки показывают заметное уменьшение коэффициента  $\gamma$  от действия противонапряжения (рис. 5, б). При действии противонапряжения меньше размах изменения значений для осевого напряжения  $\sigma_{zk}$  и коэффициента  $\gamma$ . Конец линии 2 для модели упрочнения (28) находится при меньшем значении коэффициента  $\gamma$ . Напряжение  $\sigma_{zk}$  для латуни изменяется в узком интервале (линия 5).

Наибольшая скорость роста показателя  $k_\sigma$  (рис. 5, в, г) при увеличении напряжения  $\sigma_{zk}$  у латуни (31), для которой зависимость представлена линией 5. Сравнение расположения соответствующих линий на рис. 5, в и рис. 5, г показывает рост показателя  $k_\sigma$  от действия противонапряжения. Коэффициент  $\nu$  в формуле С.И. Губкина (1) зависит от параметров деформации. В частности, данные рис. 5, в, г показывают зависимость коэффициента  $\nu$  от коэффициента вытяжки (напряжения  $\sigma_{zk}$ ), напряжения противонапряжения и формы кривой упрочнения. В работе [8] предложено использовать коэффициент  $\nu$  для оценки запаса прочности в проходе волочения, учитывая его изменение

от 0 до 1. При нуле отсутствует запас прочности, а при  $\nu = 1$  — неограниченный запас прочности в проходе волочения, так как отсутствует пластическая деформация протягиваемой заготовки. Отметим следующие равенства при нулевом значении коэффициента  $\nu$ :  $\gamma = 1$ ,  $k_\sigma = 0,58$  и  $Zap = 0$ . С увеличением коэффициента вытяжки (напряжения  $\sigma_{зк}$ ) и напряжения  $\sigma_q$  противонапряжения уменьшается коэффициент  $\nu$ . Конец линии 2 показывает наименьшее значение коэффициента  $\nu$  ( $\delta$ ,  $e$ ). Вдоль оси ординат одинаковый порядок расположения линий для коэффициентов  $\nu$  ( $\delta$ ,  $e$ ) и  $\gamma$  ( $a$ ,  $b$ ).

Сплошные линии 1, 3 и 5 для зависимостей прироста осевого напряжения  $\sigma_{зп}$  в пояске от осевого напряжения имеют максимум (рис. 5, ж, з). Штриховые линии непрерывно снижаются с ростом напряжения  $\sigma_{зк}$ . Линия 4 при исходном пределе текучести 1000 МПа и коэффициенте  $k$  упрочнения 0,75 выше других линий. Величина прироста напряжения  $\sigma_{зп}$  в пояске уменьшилась от действия противонапряжения ( $з$ ). Величина отношения  $Ot$  ( $u$ ,  $k$ ) увеличивается с ростом коэффициента вытяжки (напряжения  $\sigma_{зк}$ ), так как повышается числитель и в целом снижается знаменатель в формуле (12) для отношения  $Ot$ . Диапазон изменения величины отношения  $Ot$  меньше у латуни (31) с интенсивным упрочнением (кривая 5) и больше у модели (28) с менее интенсивным упрочнением (кривая 2). При нулевом значении коэффициента  $\nu$  С.И. Губкина величина отношения  $Ot$  равна бесконечности, а обратная величина  $Ot^* = 0$ .

На рис. 6 показана связь коэффициента  $\nu$  С.И. Губкина с напряжением  $\sigma_{зк}$  ( $a$ ,  $з$ ), приростом осевого напряжения  $\sigma_{зп}$  в пояске ( $b$ ,  $д$ ), коэффициентом  $\gamma$  запаса прочности ( $в$ ,  $e$ ), абсолютным запасом прочности  $Zap$  ( $ж$ ), показателем  $k_\sigma$  напряженного состояния ( $з$ ) и величиной отношения  $Ot$  ( $u$ ) при параметрах деформации, использованных при построении зависимостей на рис. 5. При движении вдоль линии слева направо на рис. 6,  $в$ ,  $e$  увеличивается коэффициент  $\nu$ , и при этом уменьшается коэффициент вытяжки от 1,55 до 1,05.

С увеличением коэффициента  $\nu$  уменьшается осевое напряжение  $\sigma_{зк}$  на выходе рабочего конуса (рис. 6,  $a$ ,  $з$ ). Для прироста осевого напряжения  $\sigma_{зп}$  в пояске сплошные кривые 1, 3 и 5 имеют максимум, а штриховые линии 2, 4 и 6 непрерывно повышаются с ростом коэффициента  $\nu$  ( $b$ ,  $д$ ). Линии для коэффициента  $\gamma$  запаса прочности при разных моделях упрочнения расположились вдоль одной кривой ( $в$ ,  $e$ ). Начало и конец каждой линии отмечены одной цифрой. Левая цифра указывает коэффициент  $\gamma$  при коэффициенте вытяжки 1,55,

а правая — при  $\mu = 1,05$ , т.е. зависимости на рис. 6,  $в$ ,  $e$  подтверждают формулу (7), которая не включает параметры кривой упрочнения. Необходимо дополнительно отметить, что при компьютерном построении графиков значения коэффициента  $\gamma$  (рис. 6,  $в$ ,  $e$ ), показателя  $k_\sigma$  (рис. 6,  $з$ ), отношения  $Ot$  ( $u$ ) и коэффициента  $\nu$  рассчитывались для каждой модели упрочнения.

От действия противонапряжения уменьшилось значение коэффициента  $\nu$ , что дает сравнение значений на оси абсцисс рис. 6,  $a—в$  и рис. 6,  $з—e$ . Поэтому интервал изменения коэффициента  $\nu$  на оси абсцисс при действии противонапряжения ( $з—e$ ) сдвинут влево в сторону уменьшения коэффициента  $\nu$ . Из сравнения данных рис. 6,  $a$  и рис. 6,  $з$  следует увеличение осевого напряжения  $\sigma_{зк}$  от действия противонапряжения. Уменьшились прирост осевого напряжения  $\sigma_{зп}$  в пояске ( $д$ ) и коэффициент  $\gamma$  запаса прочности ( $e$ ) от противонапряжения.

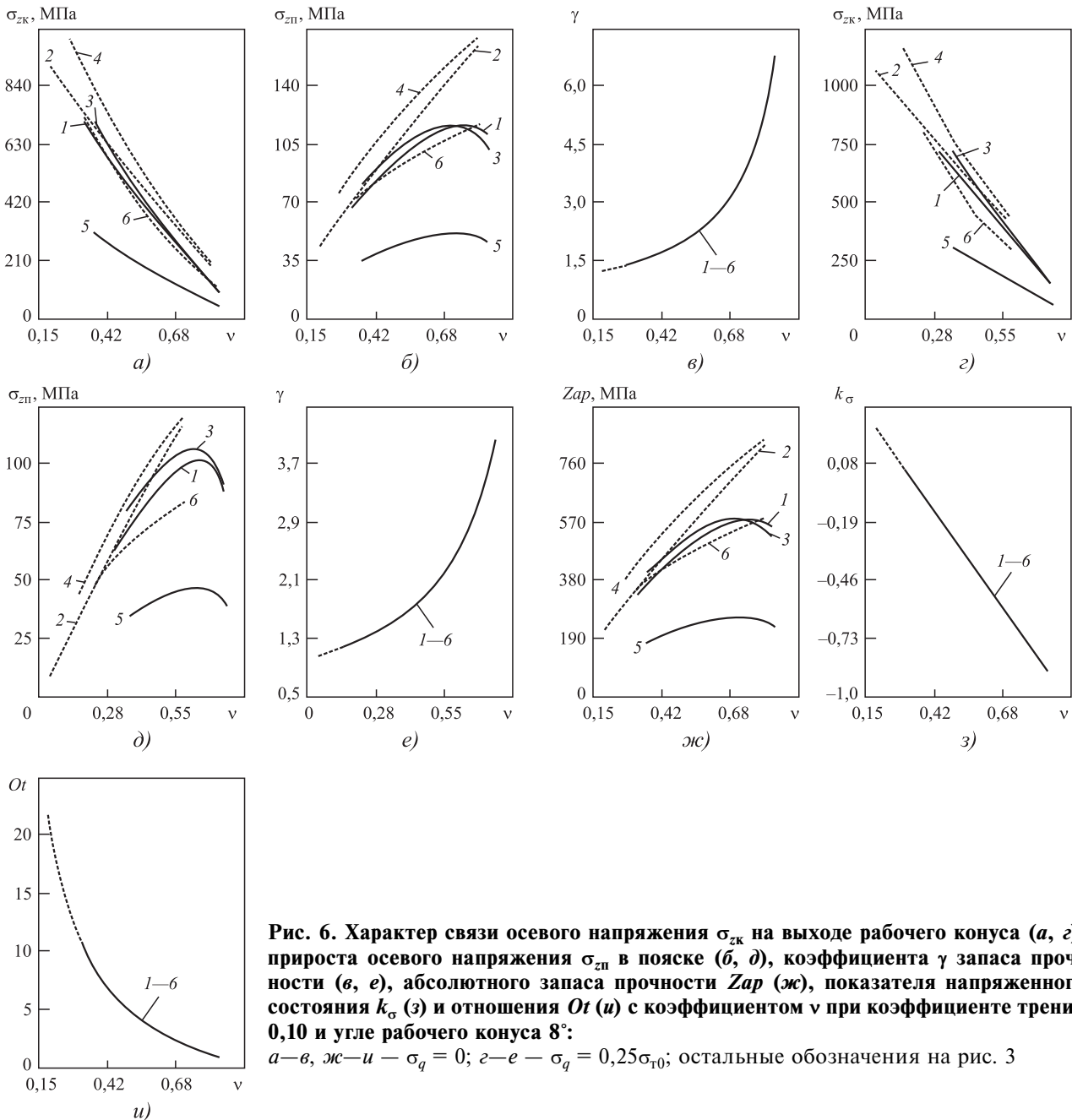
При отсутствии противонапряжения имеем одинаковое относительное расположение линий для абсолютного запаса прочности  $Zap$  ( $ж$ ) и линий для прироста осевого напряжения в пояске ( $b$ ). Это объясняется формулой (4) для расчета прироста осевого напряжения  $\sigma_{зп}$  в пояске, в скобках которой стоит разность  $(\sigma_{тк} - \sigma_{зк})$ , входящая в зависимости (25) и (26) для определения абсолютного запаса прочности  $Zap$ , т.е. прирост напряжения  $\sigma_{зп}$  и запас  $Zap$  взаимосвязаны формулами:

$$\sigma_{зп} = 2fLZap/r_k;$$

$$Za = \sigma_{зп}r_k/2fL.$$

Линии для зависимостей показателя напряженного состояния  $k_\sigma$  ( $з$ ) и отношения  $Ot$  ( $u$ ) при разных моделях упрочнения расположены вдоль соответствующей одной линии, как кривые для коэффициента  $\gamma$  запаса прочности ( $в$ ,  $e$ ). В формуле (11) для определения коэффициента  $\nu$  по величине показателя  $k_\sigma$  и формуле (15) с показателями  $\nu$  и  $Ot$  отсутствуют параметры кривой упрочнения. Это позволяет объяснить наложение линий при разных моделях упрочнения для показателя  $k_\sigma$  ( $з$ ) и отношения  $Ot$  ( $u$ ). Необходимо отметить одинаковые абсциссы для концов линий при каждой модели упрочнения для разных показателей на рис. 6,  $a—в$  и рис. 6,  $ж—u$  при отсутствии противонапряжения.

Данные рис. 6 согласуются с результатами расчетов соответствующих показателей, представленных на рис. 2—5 (при коэффициенте трения 0,10, угле рабочего конуса  $\alpha = 8^\circ$  и варьировании коэффициента вытяжки). Например, осевое на-



**Рис. 6.** Характер связи осевого напряжения  $\sigma_{zк}$  на выходе рабочего конуса (а, г), прироста осевого напряжения  $\sigma_{zп}$  в пояске (б, д), коэффициента  $\gamma$  запаса прочности (в, е), абсолютного запаса прочности  $Zар$  (ж), показателя напряженного состояния  $k_\sigma$  (з) и отношения  $Oт$  (и) с коэффициентом  $\nu$  при коэффициенте трения 0,10 и угле рабочего конуса  $8^\circ$ :

а—в, ж—и —  $\sigma_q = 0$ ; г—е —  $\sigma_q = 0,25\sigma_{T0}$ ; остальные обозначения на рис. 3

пряжение  $\sigma_{zк}$  при коэффициенте вытяжки 1,05 и моделях упрочнения (28) и (30) соответственно равно 192,9 и 195,2 МПа при отсутствии противонапряжения (см. начало штриховых линий 2 и 4 на рис. 2, а). При наличии противонапряжения эти линии 2 и 4 начинаются соответственно при  $\sigma_{zк} = 434,1$  МПа и  $\sigma_{zк} = 436,4$  МПа (см. рис. 2, б). Необходимо отметить значение напряжения противонапряжения  $\sigma_q = 0,25\sigma_{T0}$ , равное 250 МПа для обеих моделей упрочнения (28) и (30) с исходным пределом текучести 1000 МПа. Коэффициент  $\nu$  при тех же значениях коэффициентов вытяжки и трения, угла рабочего конуса  $8^\circ$  и моделях

упрочнения (28) и (30) соответственно равен 0,809 и 0,812 при отсутствии противонапряжения (см. рис. 3, а) и 0,571 и 0,579 при действии противонапряжения (см. штриховые линии 2 и 4 на рис. 3, б). Линии 2 и 4 на рис 5, а, в, д, ж, и для разных показателей деформации начинаются при тех же значениях напряжения  $\sigma_{zк}$  соответственно 192,9 и 195,2 МПа при отсутствии противонапряжения и  $\sigma_{zк} = 434,1$  МПа и  $\sigma_{zк} = 436,4$  МПа при  $\sigma_q = 0,25\sigma_{T0}$  (см. рис. 5, б, г, е, з, к).

Для оценки характера влияния степени деформации и напряжения противонапряжения на напряжение  $\sigma_{zк}$  и коэффициент  $\nu$  в табл. 1 сведены

результаты расчета этих показателей для моделей упрочнения (28) и (30) при коэффициенте вытяжки 1,05 и 1,55, напряжении противонапряжения 0 и 250 МПа.

Из сравнения значений в 1-й и 2-й строках, в 3-й и 4-й строках табл. 1 следует рост соответственно напряжения  $\sigma_{зк}$  и коэффициента  $\nu$  с увеличением коэффициента упрочнения  $k$ . Данные табл. 1 показывают увеличение напряжения  $\sigma_{зк}$  и

Таблица 1

**Значения напряжения  $\sigma_{зк}$  и коэффициента  $\nu$  для моделей упрочнения (28) и (30) при коэффициенте вытяжки 1,05 и 1,55, напряжении  $\sigma_q$  противонапряжения 0 и 250 МПа и угле рабочего конуса  $8^\circ$**

№ п/п	Показатель	Модель	Коэффициент вытяжки $\mu = 1,05$		Коэффициент вытяжки $\mu = 1,55$	
			$\sigma_q = 0$	$\sigma_q = 0,25\sigma_{т0}$	$\sigma_q = 0$	$\sigma_q = 0,25\sigma_{т0}$
1	$\sigma_{зк}$ , МПа	(28)	192,9	434,1	907,2	1074,8
2		(30)	195,2	436,4	1017,3	1175,0
3	$\nu$	(28)	0,809	0,571	0,187	0,037
4		(30)	0,812	0,579	0,268	0,154

Таблица 2

**Абсолютное и относительное значения изменения напряжения  $\sigma_{зк}$  и коэффициента  $\nu$  от увеличения коэффициента вытяжки от 1,05 до 1,55 и напряжения противонапряжения  $\sigma_q$  от 0 до 250 МПа при моделях упрочнения (28) и (30) и угле рабочего конуса  $8^\circ$**

№ п/п	Показатель	Модель	Изменение $\sigma_{зк}$ и $\nu$ от роста коэффициента $\mu$ от 1,05 до 1,55		Изменение $\sigma_{зк}$ и $\nu$ от роста напряжения $\sigma_q$ от 0 до 250 МПа	
			$\sigma_q = 0$	$\sigma_q = 0,25\sigma_{т0}$	$\mu = 1,05$	$\mu = 1,55$
1	$\Delta\sigma_{зк}$ , МПа	(28)	714,3	640,7	241,2	167,6
2		(30)	822,1	738,6	241,2	157,7
3	$\delta\sigma_{зк}$ , %	(28)	370,3	147,6	125,0	18,5
4		(30)	421,1	169,2	123,6	15,5
5	$\Delta\nu$	(28)	0,622	0,534	0,238	0,150
6		(30)	0,544	0,425	0,233	0,114
7	$\delta\nu$ , %	(28)	76,9	93,5	29,4	80,2
8		(30)	67,0	73,4	28,7	42,5

уменьшение коэффициента  $\nu$  с повышением коэффициента  $\mu$  вытяжки и напряжения противонапряжения  $\sigma_q$ .

Данные табл. 1 использовали для вычисления абсолютных и относительных разностей для напряжения  $\Delta\sigma_{зк}$  и  $\delta\sigma_{зк}$ , коэффициента  $\Delta\nu$  и  $\delta\nu$  по значениям напряжения  $\sigma_{зк}$  и коэффициента  $\nu$  при коэффициенте вытяжки 1,05 и 1,55:

$$\Delta\sigma_{зк} = \sigma_{зк} (\mu = 1,55) - \sigma_{зк} (\mu = 1,05); \quad (33)$$

$$\Delta\nu = \nu (\mu = 1,05) - \nu (\mu = 1,55); \quad (34)$$

$$\delta\sigma_{зк} = 100\Delta\sigma_{зк}/\sigma_{зк} (\mu = 1,05); \quad (35)$$

$$\delta\nu = 100\Delta\nu/\nu (\mu = 1,05). \quad (36)$$

Результаты вычислений показателей (33)—(36) при отсутствии и наличии противонапряжения сведены в табл. 2.

С увеличением коэффициента вытяжки  $\mu$  от 1,05 до 1,55 при модели упрочнения (28) напряжение  $\sigma_{зк}$  повысилось на 714,3 МПа (на 370,3 %) при отсутствии противонапряжения и на 640,7 МПа (147,6 %) при напряжении противонапряжения  $\sigma_q = 250$  МПа. При модели (30) прирост напряжения  $\Delta\sigma_{зк} = 822,1$  МПа ( $\delta\sigma_{зк} = 421,1$  %) при  $\sigma_q = 0$  и  $\Delta\sigma_{зк} = 738,6$  МПа ( $\delta\sigma_{зк} = 169,2$  %) при  $\sigma_q = 250$  МПа. При отсутствии противонапряжения прирост коэффициента  $\Delta\nu = 0,622$  ( $\delta\nu = 76,9$  %) для модели (28) и  $\Delta\nu = 0,544$  ( $\delta\nu = 67,0$  %) для модели (30). Рост коэффициента вытяжки  $\mu$  от 1,05 до 1,55 при действии противонапряжения вызвал прирост  $\Delta\nu = 0,534$  ( $\delta\nu = 93,5$  %) для модели (28) и прирост  $\Delta\nu = 0,425$  ( $\delta\nu = 73,4$  %) для модели (30).

От увеличения напряжения  $\sigma_q$  противонапряжения от 0 до 250 МПа в меньшей степени изменились напряжение  $\sigma_{зк}$  и коэффициент  $\nu$ , чем от роста коэффициента  $\mu$  от 1,05 до 1,55. Например, при коэффициенте  $\mu = 1,05$  увеличение напряжения  $\sigma_q$  вызвало одинаковое значение (до первого знака после запятой) прироста напряжения  $\Delta\sigma_{зк} = 241,2$  МПа при обеих моделях упрочнения (28) и (30). При этом ( $\mu = 1,05$ ) относительное значение  $\delta\sigma_{зк} = 125,0$  % для модели (28) и  $\delta\sigma_{зк} = 123,6$  % для модели (30). При коэффициенте  $\mu = 1,55$  меньше прирост напряжения  $\sigma_{зк}$  от приложения противонапряжения, чем при  $\mu = 1,05$ :  $\Delta\sigma_{зк} = 167,6$  ( $\delta\sigma_{зк} = 18,5$  %) для модели (28) и  $\Delta\sigma_{зк} = 157,7$  МПа ( $\delta\sigma_{зк} = 15,5$  %) для модели (30). Относительные значения для напряжения  $\delta\sigma_{зк}$  значительно больше относительных значений для коэффициента  $\delta\nu$  при коэффициенте вытяжки 1,05. При коэффициенте  $\mu = 1,55$  для относительных значений имеем неравенство  $\delta\nu > \delta\sigma_{зк}$ .

### Заключение

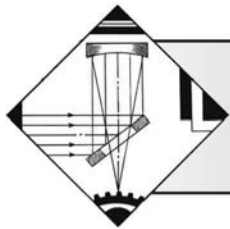
Впервые предложены аналитические зависимости для установления взаимосвязей коэффициента  $\nu$  С.И. Губкина в формуле для расчета прироста осевого напряжения  $\sigma_{зп}$  в пояске волокна с коэффициентом  $\gamma$  запаса прочности Л.И. Перлина, показателем  $k_{\sigma}$  напряженного состояния по В.Л. Колмогорову и величиной отношения  $Ot$  для значений осевого напряжения  $\sigma_{зк}$  на выходе конуса и прироста осевого напряжения  $\sigma_{зп}$  в пояске.

Значение коэффициента  $\nu$  изменяется от 0 до 1 и зависит от показателей деформации и модели упрочнения протягиваемого материала. Значение коэффициента  $\nu$  уменьшается с повышением коэффициентов вытяжки  $\mu$  и трения  $f$ , напряжения противонапряжения  $\sigma_q$  и повышается с ростом интенсивности деформационного упрочнения материала проволоки. Линии для зависимостей коэффициента  $\nu$  от угла  $\alpha$  волочения имеют максимум. При  $\nu = 0$  отсутствует прирост осевого напряжения в пояске, и на выходе рабочего конуса предел текучести материала проволоки равен осевому напряжению. При нулевом значении прироста осевого напряжения в пояске имеем значения для отношений:  $Ot = \infty$  и  $Ot^* = 0$ . Показан характер взаимосвязи осевого напряжения  $\sigma_{зк}$  с разными расчетными показателями деформации. Впервые построены зависимости от коэффициента  $\nu$  С.И. Губкина для осевого напряжения  $\sigma_{зк}$ , коэффициента  $\gamma$  запаса прочности, показателя  $k_{\sigma}$  напряженного состояния, прироста осевого напряжения  $\sigma_{зп}$  в пояске, абсолютного запаса прочности  $Zap$  и величины отношения  $Ot$ . При разных моделях упрочнения линии для взаимозависимостей коэффициента  $\nu$  с коэффициентом  $\gamma$  запаса прочности (см. рис. 6, в), показателем  $k_{\sigma}$  (см. рис. 6, з) и величиной отношения  $Ot$  (см. рис. 6, и) лежат вдоль одной линии. В этом случае линия для модели (31) с большей интенсивностью упрочнения лежит правее других линий, при более высоких значениях коэффициента  $\nu$ .

Показатели деформации  $\gamma$ ,  $Zap$  и  $k_{\sigma}$  имеют ограничение значения с одной стороны: коэффициент  $\gamma \geq 1$ , абсолютный запас  $Zap \geq 0$  и показатель напряженного состояния  $k_{\sigma} \leq 0,58$ . Коэффициент  $\nu$  С.И. Губкина изменяется в интервале от 0 до 1 и характеризует запас прочности в процессе волочения. При  $\nu = 0$  осевое напряжение  $\sigma_{зк}$  на выходе рабочего конуса равно пределу текучести  $\sigma_{тк}$ , а абсолютный запас прочности  $Zap = 0$ . При  $\nu = 1$  отсутствует пластическая деформация проволоки, поэтому запас прочности не ограничен параметрами деформации.

### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Губкин С.И. Пластическая деформация металлов. Т. 3. М.: Металлургиздат, 1960. 306 с.
2. Перлин И.Л., Ерманок М.З. Теория волочения. М.: Металлургия, 1971. 447 с.
3. Тарнавский А.Л. Эффективность волочения с противонапряжением. М.: Металлургиздат, 1959. 152 с.
4. Зыков Ю.С. Определение максимально допустимых вытяжек при волочении // Сталь. 1998. № 4. С. 54–55.
5. Осадчий В.Я., Воронцов А.Л. Формула для расчета напряжения круглых сплошных профилей // Производство проката. 2001. № 6. С. 3–8.
6. Гурьянов Г.Н. Расчет прироста осевого напряжения в калибрующем пояске с учетом напряженного состояния круглой заготовки на выходе рабочего конуса волокна // Заготовительные производства в машиностроении. 2012. № 6. С. 34–36.
7. Гурьянов Г.Н. Показатели напряженного состояния и запаса прочности в рабочем конусе и калибрующем пояске волокна в зависимости от параметров деформации и моделей упрочнения материала проволоки // Производство проката. 2016. № 4. С. 26–37.
8. Гурьянов Г.Н. Прирост осевого напряжения в рабочем конусе и калибрующем пояске волокна от контактного трения при разных параметрах деформации и моделях упрочнения материала проволоки // Сборка в машиностроении, приборостроении. 2016. № 8. С. 32–44.
9. 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.
10. Гурьянов Г.Н. Степень различия показателей волочения при разных моделях упрочнения материала круглого сплошного профиля и равном значении среднего предела текучести в очаге пластической деформации // Упрочняющие технологии и покрытия. 2017. Т. 13. № 10. С. 435–441.
11. Колмогоров В.Л. Механика обработки металлов давлением. Изд 2-е, перераб. и доп. Екатеринбург: Изд-во УГТУ – УПИ, 2001. 836 с.
12. Богатов А.А., Мижирицкий О.И., Смирнов С.В. Ресурс пластичности металлов при обработке металлов давлением. М.: Металлургия, 1984, 144 с.
13. Гурьянов Г.Н. Расчет, анализ напряжений, деформаций и запаса прочности при холодном волочении проволоки. Магнитогорск: ГОУ ВПО "МГТУ", 2008. 358 с.
14. Гурьянов Г.Н. Методы определения коэффициента трения при волочении круглого сплошного профиля // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. 2016. Т. 82. № 8. С. 60–68.



## Особенности формирования структуры покрытий на основе стали 10P6M5 после импульсной электронно-лучевой обработки

*Исследованы структура и микротвердость оплавленной зоны и зоны термического влияния (ЗТВ) композиционного покрытия на основе стали 10P6M5 после дискретной точечной и линейной электронно-лучевой импульсной обработки. Для оплавления образцов применяли установку ЭЛУ-0.5-6, длительность импульса и силу тока варьировали в интервалах 2...20 мс и 40...95 мА соответственно. Установлено, что в результате неравновесной кристаллизации в объеме оплавленной зоны явно выделяются две структурные составляющие: А и Б. Данные структуры состоят из непрерывной сети эвтектических карбидов по границам кристаллитов матрицы и имеют дендритно-ячеистую морфологию. Внутри кристаллитов структуры А находятся кристаллы  $\delta$ -фазы, которые не успели до конца превратиться в  $\gamma$ -твердый раствор. Часть  $\gamma$ -фазы при быстром охлаждении трансформируется в  $\alpha$ -фазу (мартенсит). Структура Б в результате завершения перитектической реакции состоит только из  $\gamma$ - и  $\alpha$ -твердых растворов. ЗТВ состоит из светлого и темного участков, которые отличаются морфологией эвтектических карбидов по границам зерен и дисперсностью игл мартенсита внутри кристаллитов матрицы.*

**Ключевые слова:** *наплавка на основе стали 10P6M5, электронно-лучевая импульсная обработка, дискретное оплавление, оплавленная зона, ЗТВ, микроструктура, микротвердость.*

*The structure and microhardness of the melted zone and the heat affected zone (HAZ) of a composite coating based on 10R6M5 steel after discrete point and linear electron-beam pulse processing are studied. For melting the samples, the ELU-0.5-6 installation was applied, the pulse duration and current strength varied in the intervals 2...20 ms and 40...95 mA, respectively. It is established that as a result of nonequilibrium crystallization in the volume of the melted zone two structural components are clearly distinguished: A and B. These structures consist of a continuous network of eutectic carbides along the boundaries of crystallites of the matrix and have a dendritic-cellular morphology. In the crystallites of structure A there are crystals of the  $\delta$ -phase, which did not have time to be completely transformed into  $\gamma$ -phase. Part of the  $\gamma$ -phase under rapid cooling is transformed into an  $\alpha$ -phase (martensite). Structure B as a result of the completeness of the peritectic reaction consists only of  $\gamma$ - and  $\alpha$ -solid solutions. The HAZ consists of light and dark sections that differ in the morphology of the eutectic carbides along the grain boundaries and the dispersion of the needle martensite inside the crystallites of the matrix.*

**Keywords:** *surfacing based on 10R6M5 steel, electron-beam pulse treatment, discrete melting, melted zone, HAZ, microstructure, microhardness.*

### Введение

Актуальная задача современной техники — увеличение долговечности деталей пар трения, работающих в условиях квазистатических и динамических нагрузок, в том числе, при дефиците смазочного материала [1—3]. Благодаря высокой твердости, красностойкости и сопротивлению изнашиванию быстрорежущие стали остаются перспективным

материалом не только для производства различных видов режущих инструментов, но и используются для изготовления пуансонов, матриц, армирования валков прокатных станков и пар трения. Результаты многочисленных исследований, обзор которых приведен в работе [4], доказывают превосходство литых быстрорежущих сталей по сопротивлению истиранию над деформированными аналогичного химического состава и одинаковой твердости. В



этих работах основными факторами, уменьшающими интенсивность изнашивания, обосновываются количественные, размерные и морфологические характеристики карбидной подсистемы, соотношение между объемными долями мартенсита и остаточного аустенита в матрице [5].

Влияние данных параметров на микроструктуру и износостойкость обосновано для объемных деформированных быстрорежущих сталей, полученных по традиционной технологии литья [4]. В работах [6—11] раскрывается перспективность использования концентрированных потоков энергии (КПЭ) для модифицирования поверхности деформированных быстрорежущих сталей для различных трибологических применений. Однако в связи со сложностью наблюдаемых микроструктур деформированных быстрорежущих сталей после оплавления КПЭ, данные исследования активно продолжаются [7, 8]. Еще более сложные изменения структуры происходят в случае наплавки покрытий с использованием КПЭ при условии малой ванны расплава (~100 мм<sup>3</sup>) и последующего термического воздействия на ранее наплавленный металл при многопроходном формировании упрочненного слоя. На основе системы сталь 10P6M5 + 20 % WC удалось сформировать мультимодальное распределение упрочняющих фаз по всему объему наплавки. При этом доля остаточного аустенита сохраняется на уровне ~25 % от общего объема матрицы. Это позволило в широком интервале скоростей скольжения и нагрузок обеспечить малый износ в паре трения с термообработанной сталью ШХ15. Для наплавки на основе чистой стали 10P6M5 износ в этих интервалах скоростей и нагрузок имеет аномальную зависимость [12].

Известно, что в парах трения взаимодействие материала происходит по фактическим площадкам контакта, сумма площадей которых во много раз меньше номинальной площади поверхности трения [13—15]. В этой связи целесообразно оценить возможность локального (дискретного) оплавления ранее сформированного покрытия. Кроме того, можно надеяться, что дополнительное импульсное оплавление электронным лучом ранее сформированного покрытия на основе стали 10P6M5 позволит существенно изменить как размеры карбидных включений в сторону их уменьшения, так и соотношение фаз в матричной подсистеме. Это окажет влияние на характер изнашивания покрытия в паре трения, упростит технологию формирования самого покрытия по отношению к композиции сталь 10P6M5 + 20 % WC и уменьшит стоимость исходного сырья за счет отсутствия дополнительного введения карбида вольфрама, получения спека этой смеси, его размола и последующего рассева на фракции.

На основе вышеизложенного целесообразно провести детальные исследования структуры и фазового состава покрытий на основе стали 10P6M5, полученных в одном технологическом цикле: многопроходная вакуумная электронно-лучевая наплавка с последующим дискретным импульсным оплавлением. Если структура покрытия после многопроходной вакуумной электронно-лучевой наплавки детально изучена [16], то наименее изученными остаются исследования влияния параметров импульсного оплавления на структуру оплавленной зоны и зоны термического влияния. Отсутствие этих исследований не позволяет использовать данные покрытия в условиях пар трения.

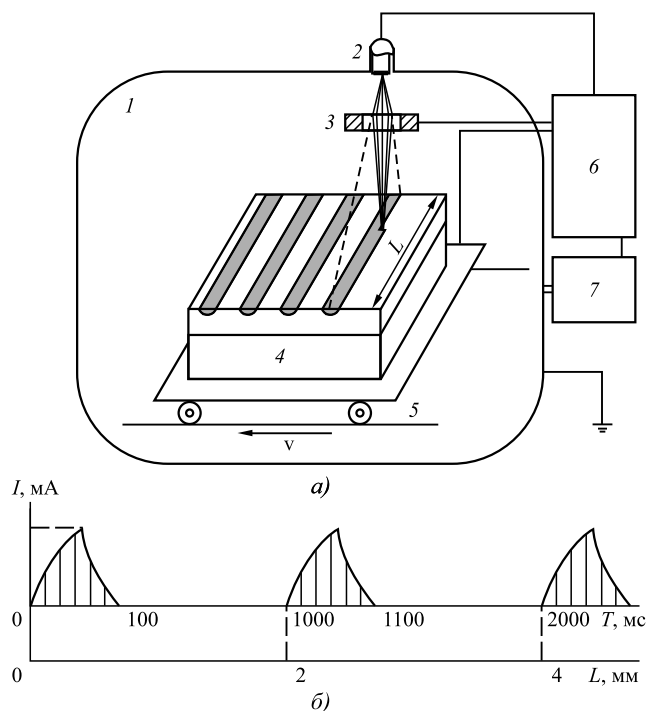
**Цель исследования** — изучение особенностей формирования структуры литого ядра и зоны термического влияния в покрытиях на основе стали 10P6M5, полученных в одном технологическом цикле: вакуумная электронно-лучевая наплавка и последующее импульсное точечное или линейное оплавление с изменяющимися параметрами пучка.

### Материалы, оборудование и методы исследования

Покрытие на основе стали 10P6M5 было получено с помощью многопроходной (5 проходов) электронно-лучевой наплавки в вакууме, технология которого детально представлена в работе [16]. Исходные образцы основного металла высотой 5 мм с нанесенным покрытием толщиной 4 мм представляли собой прямоугольные призмы размером 30×20 мм.

Последующую электронно-лучевую импульсную обработку (ЭЛИО) поверхности покрытия в вакууме проводили на установке ЭЛУ-0.5-6 по двум различным схемам: точечной и линейной обработки в условиях развертки луча в линию. Параметры точечной обработки: ускоряющее напряжение  $U_{\text{уск}} = 30$  кВ, сила тока луча  $I = 38$  мА, длительность импульса  $\tau = 2, 4, 6, 8, 10, 15, 20$  мс. Параметры ЭЛИО с разверткой луча в линию: ускоряющее напряжение  $U_{\text{уск}} = 30$  кВ, длительность импульса  $\tau = 100$  мс, частота развертки  $f_1 = 100$  Гц, длина развертки луча  $L = 20$  мм, частота повторения импульсов  $f_2 = 1$  Гц, сила тока луча в импульсе  $I = 40, 44, 50, 56, 64, 71, 78, 86, 95$  мА. На рис. 1, а представлена схема ЭЛИО с разверткой луча в линию.

В процессе ЭЛИО с разверткой луча в линию точечный источник электронов с нормальным распределением сканирует обрабатываемую поверхность с частотой  $f_1$  на величину развертки  $L$  (рис. 1, а) в течение импульса  $\tau$ , который повторяется с частотой  $f_2$ . Скорость сканирования  $v_1 = 4$  м/с, образец передвигался относительно электронно-лучевой пушки со скоростью



**Рис. 1. Схема ЭЛИО с разверткой луча в линию (а) и последовательность периодических импульсов в зависимости от времени  $T$  и положения образца при его продольном перемещении  $L$  (б):**

1 — вакуумная камера; 2 — электронная пушка; 3 — электромагнитная катушка фокусировки и развертки электронного луча; 4 — обрабатываемый образец; 5 — передвижной механизм; 6 — блок управления; 7 — вакуумная станция

$v = 2$  мм/с. При выбранных параметрах электронный луч преодолевает расстояние 20 мм за 5 мс, т.е. проходит от начала до конца образца (по ширине). Это означает, что за 100 мс луч сканирует поверхность образца (по ширине) 20 раз, при этом его положение в продольном направлении относительно первоначального изменяется на 0,2 мм. Зависимость периодической импульсной последовательности от времени и пространственного положения образца приведена на рис. 1, б.

Микроструктуру покрытий исследовали с помощью оптического микроскопа Olympus GX51, снабженного анализатором изображений SIAMS 700, сканирующего электронного микроскопа JEOL 6000. Анализ химического состава в локальной области проводили микрорентгено-спектральным методом с использованием системы "Genesis 2000" фирмы EDAX. Для выявления структуры образца подвергали химическому травлению 4%-ным раствором азотной кислоты в  $\text{H}_2\text{O}$ . Травление осуществляли при температуре 20 °С методом погружения образцов. Рентгенофазовый анализ (РФА) покрытий непосредственно после наплавки и последующей ЭЛИО проводили

на дифрактометре Shimadzu XRD 6000 в фильтрованном кобальтовом  $\text{K}_\alpha$ -излучении в режиме сканирования в интервале углов  $2\theta = 35\text{...}100^\circ$  с шагом 0,05°. При проведении качественного фазового анализа применяли хорошо известные картотеки. Для количественного фазового анализа использовали значения интегральной интенсивности дифракционных максимумов (111)  $\gamma$ -фазы и (110)  $\alpha$ -фазы. Микротвердость измеряли согласно ГОСТ 9450—76 ("Измерение микротвердости вдавливанием алмазных наконечников") на приборе ПМТ-3.

### Форма и размеры областей электронно-лучевого влияния

В результате ЭЛИО покрытия образуется область электронно-лучевого влияния (ОЭЛВ). На рис. 2 представлены внешний вид точечной (а) и линейной (б) ОЭЛВ и их поперечные сечения (в, г) в объеме композиционного покрытия. При точечной обработке ОЭЛВ имеет округлую более темную форму по сравнению с основным покрытием с двумя кольцевыми окаймлениями, отличающимися по цвету. Более светлое кольцо непосредственно прилегает к оплавленной зоне (ОЗ), а более темное отделяет основное покрытие от светлого окаймления. В поперечном сечении в результате травления эти кольца более ярко проявляются и полностью экранируют оплавленную зону от основного покрытия. Судя по величине отпечатков алмазной пирамиды, эти кольца имеют большую твердость по отношению к ОЗ. По неизменяющейся морфологии эвтектики (карбидной фазы на основе карбида  $\text{M}_6\text{C}$  по границам зерен [5]) в темном окаймлении и частично-оплавлению эвтектики в светлом окаймлении, можно предположить, что они относятся к зоне термического влияния (ЗТВ).

Аналогичная ситуация по макроструктуре наблюдается и при линейном оплавлении (рис. 2, б, г). Однако профиль оплавленной зоны имеет явно выраженный максимум, который к краям спадает ниже уровня основного покрытия (см. рис. 2, в). Данная выпуклость не превышает 70 мкм во всех образцах. На необработанной поверхности покрытия наблюдаются наплывы жидкого металла до 200 мкм. При значениях тока луча ~70 мА и выше происходит перекрытие дорожек областей электронно-лучевого влияния. Светлое и темное окаймления по своим размерам имеют большую ширину по сравнению с аналогичными при точечном оплавлении (см. рис. 2, в, г).

В оплавленной зоне по степени травимости явно выделяются две структурные составляющие — темная и светлая, которые с увеличением тока луча и

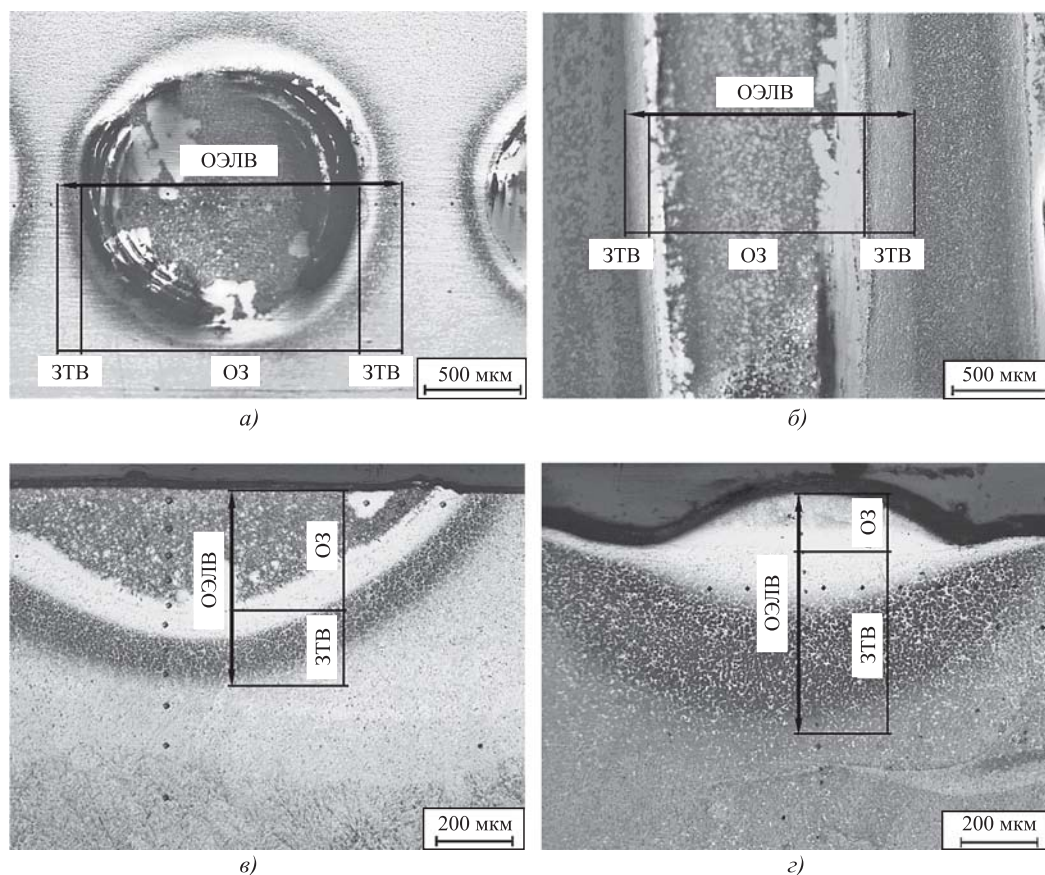


Рис. 2. ОЭЛВ на поверхности и в поперечном сечении покрытия после ЭЛИО с разверткой луча в точку (а, в) (10 мс) и в линию (б, г) (50 мА)

длительности воздействия практически перемешаны между собой и представляют собой отдельные зерна.

Импульсное оплавление с разверткой луча в точку позволяет сформировать ОЭЛВ диаметром 1,35...2,20 мм, который увеличивается пропорционально длительности импульса (рис. 3, а). При этом диаметр оплавленной зоны повышается от 0,80 до 1,77 мм. Ширина оплавленных дорожек при ЭЛИО с разверткой луча в линию увеличивается

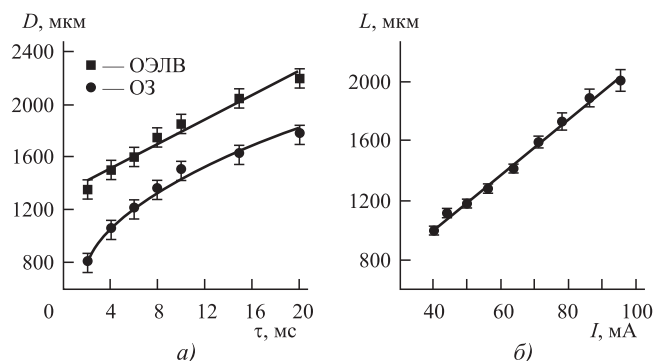


Рис. 3. Зависимости диаметра ОЭЛВ  $D$  от длительности импульса (а) и ширины оплавленных дорожек  $L$  от силы тока электронного луча (б)

прямо пропорционально возрастанию силы тока от 0,9 до 2,0 мм (рис. 3, б). Важно отметить, что с ростом значений силы тока электронного луча происходит увеличение доли оплавленной поверхности от 45 до 100 %.

Зависимости глубины области электронно-лучевого влияния от длительности импульса и силы тока при ЭЛИО с разверткой луча в точку и линию соответственно представлены на рис. 4. Видно, что в обоих случаях глубина ОЭЛВ из-

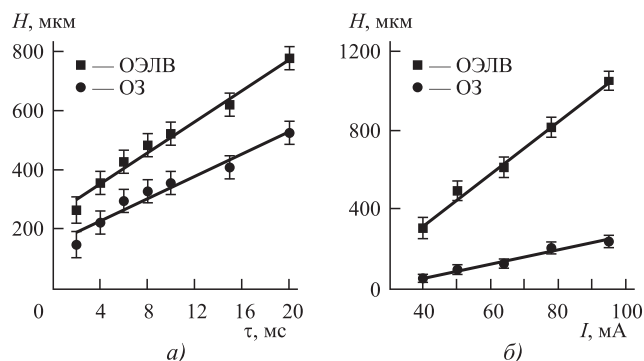


Рис. 4. Зависимости глубины ОЭЛВ и ОЗ  $H$  от длительности импульса (а), силы тока (б) при ЭЛИО с разверткой луча в точку и линию соответственно

**Энергетические характеристики ЭЛИО**

Параметр	Развертка		
	в точку, $\tau = 20$ мс	в линию, $I = 40$ мА	в линию, $I = 95$ мА
Энергия импульса, Дж	22,8	120	256
Импульсная мощность, кВт	1,14	1,2	2,56
Плотность мощности, кВт/см <sup>2</sup>	36	6	6,4
Удельный энерго-вклад, Дж/см <sup>2</sup>	726	700	640

меняется прямо пропорционально времени импульса и силе тока. Глубина проплавления ОЗ при развертке луча в точку находится в интервале 150...520 мкм, а при развертке луча в линию — 40...230 мкм. Общая толщина ЗТВ (светлого и темного окаймления; на графиках — это разница между значениями для прямых ОЭЛВ и ОЗ) при развертке луча в линию значительно больше (260...825 мкм), чем при развертке луча в точку (130...280 мкм).

Для сравнения величин проплавления и ЗТВ были определены энергетические характеристики ЭЛИО для различной развертки луча, которые представлены в таблице. Видно, что для выбранных режимов ЭЛИО величина удельного энерговклада отличается незначительно, однако плотность мощности при развертке луча в точку в ~ 6 раз больше, а длительность импульса в 5 раз меньше, чем при развертке луча в линию. Это объясняет весомую разницу в глубине проплавления — 520 мкм (при  $\tau = 20$  мс) против 40 и 230 мкм (при  $I = 40$  и 95 мА соответственно). Также большое влияние на формирование оплавленной зоны оказывает особенность электронно-лучевой обработки с разверткой луча в линию, которая заключается в многократном сканировании (20 раз за 100 мс) лучом дискретной поверхности. Это приводит к повторным процессам оплавления и кристаллизации материала покрытия в пределах одного импульса. Получается, что при развертке луча в линию большая часть энергии уходит на разогрев материала и формирование ЗТВ, в то время как при развертке луча в точку большая часть энергии уходит на оплавление поверхности покрытия.

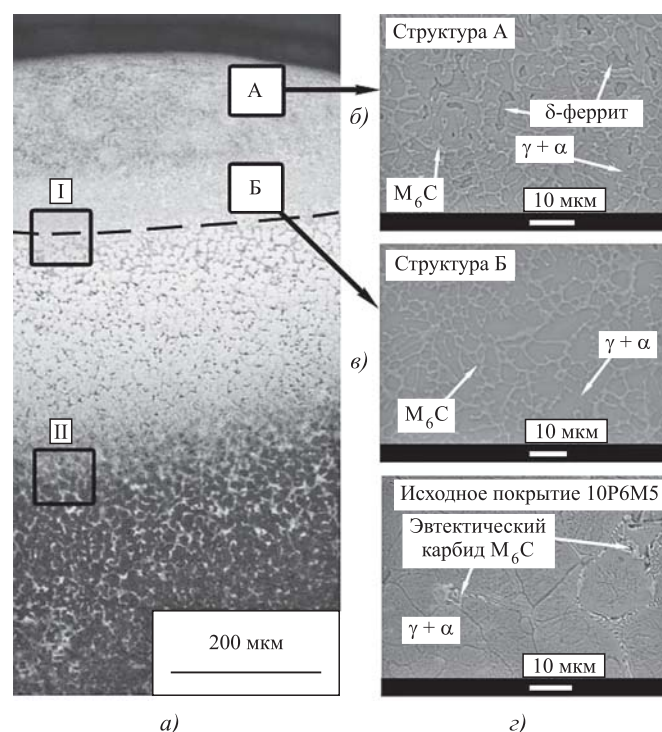
**Микроструктура ОЭЛВ**

На основе данных РЭМ (рис. 5, з) и РФА [5] исходная микроструктура упрочненного слоя на основе стали 10P6M5 представляет собой мартен-

ситно-аустенитную матрицу (75:25), по границам зерен которой располагается эвтектика на основе карбида типа  $M_6C$ , а в объеме зерен и частично на границах присутствуют дисперсные выделения карбида ванадия. Средний размер бывшего аустенитного зерна матрицы составляет 15 мкм. В карбидной подсистеме согласно данным [16] формируется мультимодальное распределение упрочняющих частиц по размерам: мелкозернистые выделения эвтектического карбида  $M_6C$  с размером частиц  $d_{1cp} = 3,8$  мкм и объемной долей ~10,5 %; субмикроструктурные выделения VC с размером частиц  $d_{2cp} = 0,65$  мкм и объемной долей 0,9 %; вытянутые выделения вторичного карбида  $M_2C$  с  $d_{3cp} = 0,35$  мкм.

Импульсное электронно-лучевое оплавление приводит к резкому изменению исходной микроструктуры покрытия в оплавленной зоне. В результате неравновесной кристаллизации в объеме оплавленной зоны явно выделяются две дисперсные структурные составляющие: А (темная) и Б (светлая) (рис. 5, а). Структура А располагается в верхней части, а структура Б — в нижней части ОЗ.

Основной объем структур А и Б состоит из непрерывной сети эвтектических карбидов по границам кристаллитов матрицы дендритно-ячеистой морфологии. При ЭЛИО с разверткой луча в точку дисперсность ячеистой структуры умень-



**Рис. 5. Микроструктуры ОЭЛВ (95 мА); изображения оптической (а) и растровой электронной (б—з) микроскопии**



шается от 0,1 до 2,0 мкм с увеличением времени воздействия электронного луча с 2 до 20 мс. Дисперсность ячеистой структуры уменьшается от 1 до 4 мкм с увеличением тока электронного луча с 40 до 95 мА при ЭЛИО с разверткой луча в линию. Длина отдельных дендритов в обоих случаях изменяется в интервале 3...12 мкм, а их толщина — от 1 до 3 мкм.

Существует соотношение между скоростью охлаждения ( $v$ , К/с) и размером ячейки ( $Z$ , мкм) для инструментальной стали [9]:

$$Z = 59v^{-0,34}. \quad (1)$$

Согласно данному уравнению скорости охлаждения поверхности расплава изменялись от  $1,2 \cdot 10^8$  до  $2,6 \cdot 10^3$  К/с при увеличении длительности импульса и силы тока луча. Данные значения сравнимы со скоростями охлаждения при воздействии концентрированных потоков энергии на вещество [17] или при металлургическом процессе получения порошков методом распыления расплава [18].

Дополнительно внутри структуры А в результате незавершенности перитектической реакции  $\delta$ -феррит + жидкость  $\rightarrow \gamma$  + жидкость были обнаружены кристаллы  $\delta$ -фазы, которые не успели до конца превратиться в  $\gamma$ -твердый раствор. В свою очередь часть  $\gamma$ -фазы при быстром охлаждении трансформируется в  $\alpha$ -фазу (мартенсит). Поэтому кристаллиты первичного  $\delta$ -феррита находятся внутри аустенитно-мартенситной матрицы. Структура Б в результате завершенности перитектической реакции состоит только из  $\gamma$ - и  $\alpha$ -твердых растворов. Степень завершенности перитектической реакции увеличивается с ростом длительности импульса и тока луча при ЭЛИО. Однако при развертке луча в линию  $\delta$ -фазы в оплавленной зоне наблюдается меньше, что связано с более длительным воздействием (100 мс; при точечной обработке максимально — 20 мс) на материал покрытия при близких значениях энерговклада, которые сильно снижают скорость охлаждения расплава. Количественную оценку объемной доли  $\delta$ -феррита не проводили.

По данным рентгеноструктурного анализа в карбидной подсистеме литого ядра присутствует эвтектический карбид типа  $M_6C$  в виде тонкой сетки по границам зерен, а матрица состоит из  $\delta$ -,  $\gamma$ - и  $\alpha$ -фаз (рис. 6). Доля остаточного аустенита в ОЗ с увеличением силы тока луча уменьшается от 44 до 36 %, в то время как в исходном покрытии доля остаточного аустенита от общего объема матрицы не превышала 25 %.

Из диаграммы фазового превращения быстрорежущей стали Р6М5 [19] следует, что кристаллизация после электронно-лучевого оплавления начинается с выделения  $\delta$ -кристаллов из распла-

ва, которые содержат меньшее количество углерода и легирующих элементов, чем жидкость. При понижении температуры происходит взаимодействие  $\delta$ -феррита с расплавом по перитектической реакции  $\delta$  + жидкость  $\rightarrow \gamma$  + жидкость. Данное превращение происходит на поверхности раздела фаз, поэтому новая  $\gamma$ -фаза начинает появляться в поверхностных слоях  $\delta$ -кристаллов и прерывает контакт между сердцевиной  $\delta$ -кристаллов и богатой углеродом жидкостью. Дальнейшее протекание перитектической реакции: насыщение

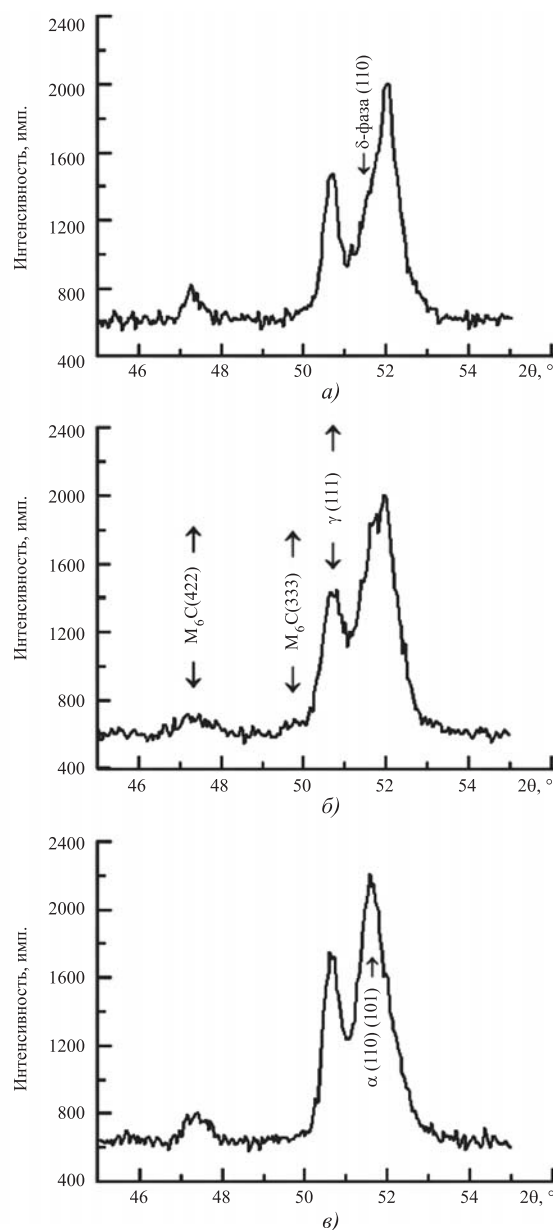


Рис. 6. Участки дифрактограмм от покрытий на основе стали 10Р6М5 после дополнительного электронно-лучевого оплавления, ток луча в импульсе, мА: а — 40; б — 65; в — 95

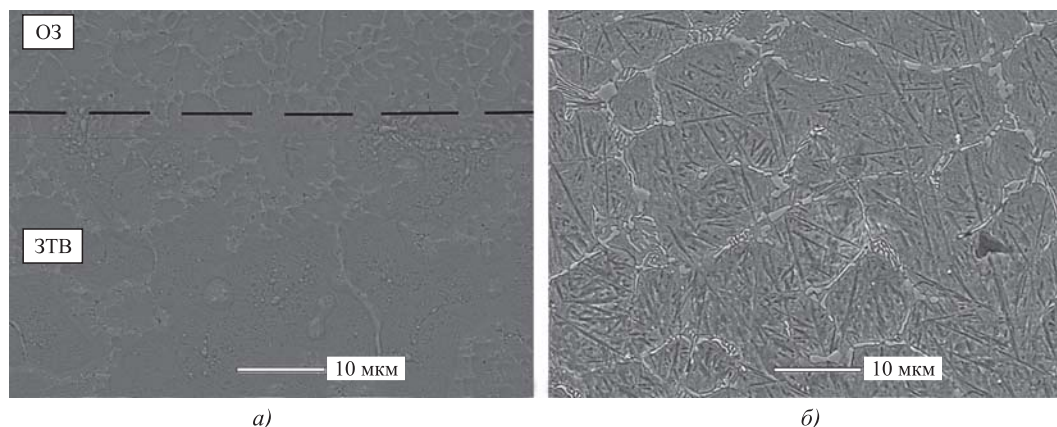


Рис. 7. Микроструктура ЗТВ области электронно-лучевого влияния

$\delta$ -фазы углеродом и легирующими элементами возможно только диффузионным путем. Однако даже в условиях замедленного охлаждения слитка этот процесс протекает частично, вследствие чего в структуре сохраняется некоторое количество  $\delta$ -фазы. Авторы работ [8–11] после лазерного оплавления быстрорежущей стали М2 обнаружили в литой структуре темные участки, содержащие  $\delta$ -феррит, который образуется в результате незавершенности перитектической реакции  $\delta + \text{жидкость} \rightarrow \gamma + \text{карбиды}$  из-за высокой скорости охлаждения расплава.

Кристаллизация ванны расплава ОЗ начинается на частично нерасплавленных аустенитных зернах и эвтектике переходного участка ЗТВ с формированием дисперсной структуры равноосных зерен матрицы и эвтектических карбидов (рис. 7, а), далее кристаллизуется дендритно-ячеистая структура с явным преобладанием древовидных кристаллов. Около границы сплавления наблюдается коагуляция равноосных дисперсных карбидов (~1 мкм). После ЭЛИО в оплавленной зоне не были обнаружены крупные первичные ( $M_2C$ ) и эвтектические ( $M_6C$ ) карбиды.

Граница сплавления между ОЗ и ЗТВ (см. рис. 5, а, I) представлена на рис. 7, а. Видно, что в светлом окаймлении (см. рис. 2, в, з) наблюдается перекристаллизация эвтектики на основе карбида  $M_6C$  с последующим выделением отдельных округлых выделений этого карбида и частичной их коагуляцией. По мере удаления от границы сплавления преобладает эффект коагуляции, а далее структура эвтектики не отличается от исходной. Следовательно, в ходе электронно-лучевого оплавления переходный участок ЗТВ нагревался до температурного интервала солидус–ликвидус, что приводило к расплавлению более легкоплавкой эвтектики на основе карбида  $M_6C$  по границам зерен с последующей ее дисперсной кристаллизацией. В матрице светлого окаймле-

ния в условиях быстрого охлаждения формируется дисперсный (скрытоигольчатый) мартенсит, который плохо протравливается по сравнению с крупноигольчатым мартенситом темного окаймления (см. рис. 7, б и рис. 5, а, II). Часть игл мартенсита проходят через все аустенитное зерно. Эвтектика на основе карбида  $M_6C$  сохраняет свою первоначальную морфологию, характерную для наплавленного покрытия.

### Микротвердость

Средняя исходная микротвердость покрытия на основе стали 10P6M5 равна  $(7,5 \pm 0,5)$  ГПа. На рис. 8 представлены графики изменения микротвердости структуры А оплавленной зоны. Видно, что с увеличением длительности импульса и силы тока микротвердость структуры А увеличивается прямо пропорционально, что вызвано снижением доли остаточного аустенита и  $\delta$ -феррита. Значения микротвердости структуры Б при точечном оплавлении ~8,2 ГПа, при развертке луча в линию ~7,8 ГПа, что связано с уменьшением дисперсности дендритно-ячеистой структуры. Микротвердость ЗТВ для переходного участка составляет

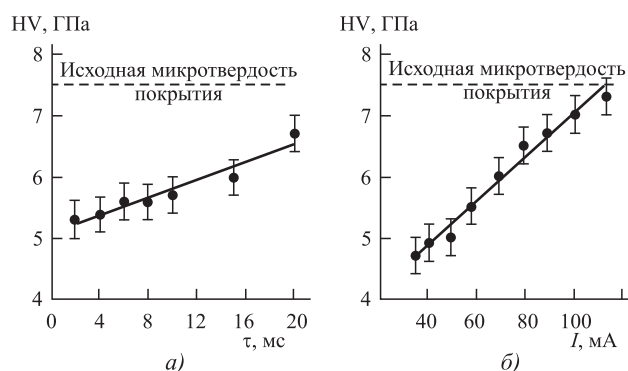


Рис. 8. Зависимость микротвердости структуры А оплавленной зоны от длительности импульса (а) и силы тока (б)

~8 ГПа, а для темного участка находится на уровне исходных значений наплавленного покрытия.

Максимальная твердость в высокоуглеродистых и высоколегированных сталях может быть получена при образовании мартенсита из аустенита при высоких скоростях охлаждения [18]. По данным некоторых исследований [7, 9, 10], при лазерном плавлении высокоуглеродистых сталей твердость получается меньше, чем после обычной объемной закалки. Это происходит из-за высокой скорости кристаллизации при лазерном оплавлении, которая приводит к снижению температуры начала мартенситного превращения ниже комнатной температуры, и, как следствие, сохраняется большее количество мягкого остаточного аустенита. В работе [20] установлено снижение микротвердости в верхней части расплава, богатой  $\delta$ -фазой. Зоны с различной структурой и резко отличающимися значениями микротвердости были также обнаружены авторами [21], которые изучали процесс селективного лазерного плавления стали М2. Однако получить микроструктурную однородность и выровненную высокую твердость можно с помощью соответствующей термической обработки. Увеличение твердости быстрорежущих сталей в процессе лазерной обработки возможно без оплавления или с минимальным оплавлением поверхности [22]. При значительных глубинах оплавления ( $> 100$  мкм) получения мягкой структуры не избежать, однако при необходимости добиться увеличения твердости позволяет последующий лазерный отпуск [7].

В данной работе низкий уровень твердости структуры А литого ядра можно объяснить следующими причинами. Во-первых, присутствие значительного количества  $\beta$ -стабилизирующих элементов, таких как вольфрам, молибден и хром, которые имеют тенденцию к кристаллизации ОЦК железа в качестве первичной фазы дендритов [9]. Во-вторых, увеличение доли остаточного аустенита 36...44 % (исходное количество 25 %) из-за высокой скорости охлаждения в материал покрытия.

### Выводы

1. Показано, что при развертке луча в точку диаметр ОЗ с ростом длительности импульса увеличивается с 1,35 до 2,20 мм, а при развертке луча в линию с повышением силы тока с 0,9 до 2,0 мм, при этом с помощью увеличения тока луча можно регулировать долю оплавленной поверхности в интервале 45...100 %.

2. Установлено, что ОЭЛВ состоит из оплавленной зоны и зоны термического влияния. Высокие скорости охлаждения ( $1,2 \cdot 10^8 \dots 2,6 \cdot 10^3$  К/с) ОЗ приводят к ее неравновесной кристаллизации, состоящей из двух структурных составляю-

щих А и Б. Структуры А и Б имеют дисперсное дендритно-ячеистое строение матрицы с эвтектическими карбидами по границам зерен. Внутри структуры А в результате незавершенности перитектической реакции обнаружены кристаллы  $\delta$ -фазы. Структура Б в результате завершенности перитектической реакции состоит только из  $\gamma$ - и  $\alpha$ -твердых растворов. Часть  $\gamma$ -фазы в обеих структурных составляющих при быстром охлаждении трансформируется в  $\alpha$ -фазу (мартенсит).

3. Образование  $\delta$ -фазы приводит к значительному понижению твердости объема ОЗ (4,5...7,0 ГПа) по сравнению с твердостью основного покрытия (7,5 ГПа). Феррит располагается преимущественно в верхней и средней части ОЗ, в то время как остаточный аустенит и мартенсит находятся во всем объеме оплавленной зоны.

4. ЗТВ состоит из светлого и темного окаймления (участка). Участок светлого окаймления нагревается до температурного интервала солидус—ликвидус, что приводит к расплавлению эвтектики на основе карбида  $M_6C$  по границам зерен с последующей ее дисперсной кристаллизацией. В зернах матрицы светлого окаймления в условиях быстрого охлаждения формируется дисперсный (скрытоигольчатый) мартенсит, который плохо протравливается по сравнению с крупноигольчатым мартенситом темного окаймления. Микротвердость ЗТВ для светлого участка составляет ~8 ГПа, а для темного окаймления находится на уровне исходных значений для наплавленного покрытия.

### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Phan H.T., Tieu A.K., Zhu H. A study of abrasive wear on high speed steel surface in hot rolling by Discrete Element Method // Tribology International. 2017. № 110. P. 66—76.
2. Xu Liu., Wei Shi., Xing Jian. Effects of carbon content and sliding ratio on wear behavior of high-vanadium high-speed steel (HVHSS) under high-stress rolling—sliding contact // Tribology International. 2014. № 70. P. 34—41.
3. Jia G.W., Hua L., Mao H.J. The influence of surface layer microstructure evolution of M2 steel cold-ring rolling mandrel roller on fatigue crack initiation // Journal of Materials Processing Technology. 2007. № 187—188. P. 562—565.
4. Чаус А.С. К вопросу износостойкости быстрорежущих сталей // Трение и износ. 2008. Т. 29. № 1. С. 33—45.
5. Гнусов С.Ф., Дураков В.Г. Электронный луч в формировании неравновесных структур. Томск: Изд-во Томского политехнического университета, 2012. 115 с.
6. Козаков А.Т., Ярьско С.И. Состав окисных пленок зоны лазерной импульсной обработки быстрорежущих сталей и его влияние на эффективность работы металлорежущего инструмента // Известия Самарского научного центра РАН. 2009. № 5. С. 81—88.
7. Афанасьева Л.Е., Барабонова И.А., Зубков Н.С., Емельянов С.Г. Лазерный отпуск быстрорежущей стали // Упрочняющие технологии и покрытия. 2014. № 7. С. 39—42.

8. **Arias J., Cabeza G., Castro G., Feijoo I.** Microstructural characterization of laser surface melted AISI M2 tool steel // *Journal of Microscopy*. 2010. Vol. 239. № 3. P. 184–193.
9. **Benyounis K.Y., Fakron O.M., Abboud J.H.** Rapid solidification of M2 high-speed steel by laser melting // *Materials and Design*. 2009. № 30. P. 674–678.
10. **Kwok C.T., Cheng F.T., Man H.C.** Microstructure and corrosion behavior of laser surface-melted high-speed steels // *Surface & Coatings Technology*. 2007. № 202. P. 336–348.
11. **Dziedzic A.** Microstructure of Remelted Zone of HS 6-5-2 High Speed Steel // *Arch. of Foundry Engineering*. 2007. Vol. 7. № 3. P. 43–46.
12. **Гнюсов С.Ф., Игнатов А.А., Дураков В.Г.** Особенности изнашивания композиционного покрытия на основе стали Р6М5 в трибоконтакте со сталью ШХ15 в широком интервале скоростей и нагрузок // *Известия Томского политехнического университета*. 2013. Т. 323. № 2. С. 76–84.
13. **Jiang J., Xue L., Wang Sh.** Discrete laser spot transformation hardening of AISI O1 tool steel using pulsed Nd:YAG laser // *Surface & Coatings Technology*. 2011. № 205. P. 5156–5164.
14. **Garcia A., Cadenas M., Fernandez M.R., Noriega A.** Tribological effects of the geometrical properties of plasma spray coatings partially melted by laser // *Wear*. 2013. 305. P. 1–7.
15. **Li Zh., Xing X., Yang M.** Investigation on rolling sliding wear behavior of wheel steel by laser dispersed treatment // *Wear*. 2014. 314. P. 236–240.
16. **Gnyusov S.F., Ignatov A.A., Durakov V.G., Tarasov S.Yu.** The effect of thermal cycling by electron-beam surfacing on structure and wear resistance of deposited M2 steel // *Applied Surface Science*. 2012. № 263. P. 215–222.
17. **Simulation** and experimental investigation of the spall fracture of 304L stainless steel irradiated by a nanosecond relativistic high-current electron beam / S.F. Gnyusov, V.P. Rotshtein, A.E. Mayer et al. // *International Journal of Fracture*. 2016. Vol. 199. N 1. P. 59–70.
18. **Voccalini M., Goldstein H.** Solidification of high speed steel // *Int. Mater. Rev.* 2001. Vol. 46. N 2. P. 42–115.
19. **Roberts G., Krauss G., Kennedy R.** *Tool Steels: 5<sup>th</sup> edition*. ASM International. 1998. 363 p.
20. **Kim Y.-W., Strutt P.R., Nowotny H.** Laser Melting and Heat Treatment of M2 Tool Steel: A Microstructural Characterization // *Metallurgical Transactions*. 1979. Vol. 10A. P. 881–886.
21. **Liu Z.H., Zhang D.Q., Chua C.K.** Crystal structure analysis of M2 high speed steel parts produced by selective laser melting // *Materials characterization*. 2013. № 84. P. 72–80.
22. **Григорьянц А.Г.** *Технические процессы лазерной обработки*. М.: Изд-во МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2006. 664 с.

УДК 621.77.539.21

<sup>1</sup>А.Т. Канаев, <sup>2</sup>П.А. Тополянский, <sup>1</sup>С.К. Бийжанов<sup>(1</sup>Казахский агротехнический университет имени С. Сейфуллина, г. Астана,<sup>2</sup>ООО "Плазмацентр", г. Санкт-Петербург)

E-mail: bijanov@mail.ru

## Исследование формирования градиентно-слоистой структуры в колесной стали при плазменной закалке

*Рассмотрены современные подходы к исследованию закономерностей формирования и развития градиентно-слоистых структур при различных видах упрочняющей термической обработки металлических материалов. Приведены особенности методологии плазменной закалки в поверхностной зоне колесной стали. Проведен анализ основных факторов, повышающих контактно-усталостную прочность колесной стали и способствующих увеличению ее трещиностойкости.*

**Ключевые слова:** упрочняющая термическая обработка, плазменная закалка, износостойкость и сопротивление контактной усталости, скоростной нагрев и охлаждение.

*Modern approaches to the study of the regularities of the formation and development of gradient-layered structures under various types of hardening thermal treatment of metallic materials are considered. Features of the methodology of plasma hardening in the surface zone of wheel steel are given. Analysis of the main factors that increase the contact fatigue strength of wheel steel and increase its crack resistance is made.*

**Keywords:** hardening heat treatment, plasma hardening, wear resistance and contact fatigue resistance, high-speed heating and cooling.

### Введение

В последние годы наблюдается повышенный интерес к исследованиям закономерностей формирования и развития градиентно-слоистых структур при различных видах упрочняющей термической обработки металлических материалов. Это

свидетельствует об их актуальности и аргументируется тем, что, с одной стороны, физическая природа процессов, протекающих при формировании и развитии градиентно-слоистых структур, мало изучена, а с другой — градиентно-слоистые структуры придают сталям и сплавам новые, ранее неизвестные свойства.



Особенно большой интерес градиентно-слоистые структуры вызывают при поверхностной плазменной закалке (упрочнении), проводимой в целях повышения износостойкости и сопротивления контактной усталости тяжело нагруженных деталей и узлов машин и механизмов. Это связано, по всей видимости, с тем, что во многих случаях технически и экономически оправдана локальная термообработка, когда упрочняется только наиболее нагруженная рабочая поверхность детали при сохранении во внутренних слоях ее первоначальных свойств [1, 2].

Заметим, что проблема повышения износостойкости и сопротивления контактной усталости приобретает большую практическую значимость в связи с высокой интенсивностью железнодорожных перевозок, большими нагрузками на оси подвижного состава, растущими скоростями и массой поездов.

При воздействии плазмы на поверхность материала происходит ряд физико-химических процессов, приводящих к созданию в приповерхностном слое сложного напряженного состояния под действием градиента температур. В совокупности эти процессы способствуют формированию в поверхностном слое обрабатываемого материала многослойной структуры. Это вызывает необходимость исследования особенностей формирования и развития такой структуры и соответствующих физико-механических и служебных свойств колесной стали.

### Материалы и методика исследования

Поверхностному плазменному упрочнению подвергали цельнокатаные колеса, изготовленные из углеродистых сталей марки 2, химический состав которой приведен в табл. 1 (ГОСТ 10791—2004).

Механические свойства стали ободьев колес, подвергнутых упрочняющей термической обработке (ГОСТ 1497), определяли на образце диаметром 15 мм с расчетной длиной 60 мм, ударную вязкость КСЧ на образцах типа 1 по ГОСТ 9454, твердость НВ по ГОСТ 9012 шариком диаметром 10 мм при нагрузке 29 430 Н (табл. 2).

#### Режим плазменного упрочнения:

Сила тока, А . . . . .	275
Напряжение электрической дуги, В . . . . .	120
Номинальное значение мощности дуги, кВт. . . . .	35
Расход защитного газа, л/мин. . . . .	5
Частота вращения при упрочнении, мин <sup>-1</sup> (7,0...7,2 мин за полный оборот колеса) . . . . .	0,143

Упрочнению подвергали зону перехода от рабочей поверхности гребня колеса к поверхности катания. Зона упрочнения начинается на рассто-

Таблица 1

#### Химический состав колесных сталей, %

Марка колесной стали	C	Mn	Si	P	S	Ni	Cu
1	0,52	1,20	0,65	0,003	0,002	0,3	0,3
2	0,630	0,820	0,420	0,025	0,036	0,19	0,15

Примечание. Остальное — Fe.

Таблица 2

#### Механические свойства колесной стали

Марка колесной стали	$\sigma_{в}$ , Н/мм <sup>2</sup>	$\delta$ , %	$\psi$ , %	КСЧ, Дж/см <sup>2</sup>	НВ на глубине 20 мм	НВ гребня
1	1017	15,0	32	34	258	267
2	1100	12,5	21	37	285	296

янии 2...3 мм от вершины гребня и имеет ширину 25...26 мм.

Макроскопические исследования проводили на поперечном темплете бандажа с высотой гребня 28 мм после травления 25%-ным водным раствором азотной кислоты. Микроскопические исследования осуществляли на оптическом микроскопе "Neophot" при увеличении  $\times 200$  на микрошлифах, вырезанных в поперечном направлении из сегмента с условием сохранения упрочненного слоя. Изучали микроструктуру, глубину, распределение микротвердости по сечению гребня, качество упрочненных поверхностей.

Измерение микротвердости упрочненного слоя проводили на микрошлифе до травления на твердомере ПМТ-3 при нагрузке 1,962 Н (200 гс) в соответствии с требованиями ГОСТ 9450—2006 "Измерение микротвердости вдавливанием алмазных наконечников".

Электронно-микроскопические исследования выполняли на просвечивающем электронном микроскопе Jeol JEM 2100. При этом особое внимание обращали на тщательное приготовление реплик. Наиболее ответственным при электронно-микроскопических исследованиях является отделение реплик металлографических шлифов электролитическим растворением металла. Растворение образца начинается от царапин-надрезов на реплике, вследствие чего происходят подмывание и отслаивание угольной пленки. При применении электролитического способа процесс отделения реплики стимулируется также газовой выделением на образце. Слишком интенсивный процесс отделения пленки, сопровождающийся сильным газовой выделением,

может привести к разрывам и разрушению реплики, особенно в случае шлифов с грубым рельефом.

Режим отделения реплики зависит от состояния образца, грубо- и тонкодисперсные структуры одного и того же сплава требуют различного режима отделения реплики. Изменение состава сплава также вызывает необходимость изменения режима отделения. Так, повышение содержания углерода в стали, сопровождающееся появлением сетки вторичного цементита, приводит к затруднениям в отделении реплики из-за того, что цементитные участки тормозят ее подмывание. Очень большое число дисперсных карбидов в стали при отделении реплики электролитическим растворением образца может способствовать образованию под пленкой сцементированного слоя частиц нерастворившихся карбидов, препятствующих нормальному отделению пленки [3].

### Результаты исследований и их обсуждение

На рис. 1 приведена смешанно-градиентная структура цельнокатаной колесной стали, сформировавшаяся при поверхностном плазменном упрочнении по указанному выше режиму.

В табл. 3 представлено изменение микротвердости в зависимости от расстояния от поверхности, т.е. зоны плазменно-термического воздействия. Как видно, изменение микротвердости происходит в диапазоне 872...261 HV<sub>0,2</sub>.

На глубине 0,05...0,30 мм наблюдается мартенситная структура с микротвердостью 871...764 HV<sub>0,2</sub>, на глубине 0,40...1,00 мм — троостомартенситная структура с микротвердостью 585...500 HV<sub>0,2</sub>, затем трооститная структура на глубине 1,00...1,40 мм

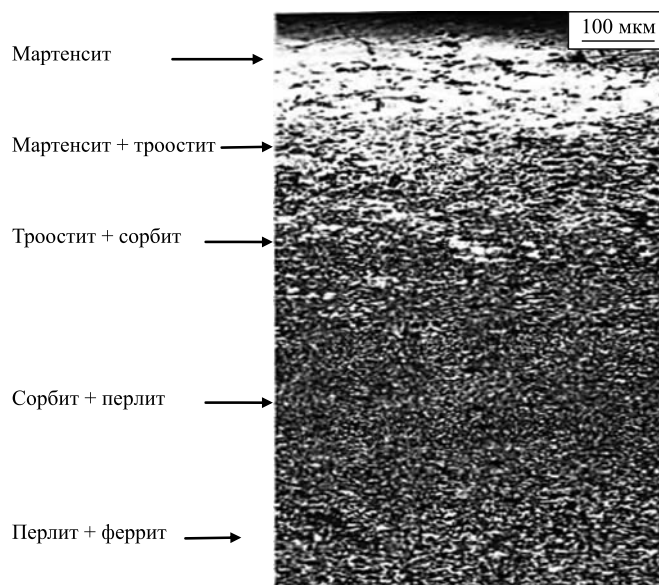


Рис. 1. Градиентно-слоистая структура гребня бандажа в упрочненной зоне

с микротвердостью 500...403 HV<sub>0,2</sub> плавно переходит в сорбитную глубиной 1,40...2,20 мм с микротвердостью 397...272 HV<sub>0,2</sub>, далее следует структура основного металла с типичной феррито-перлитной структурой, имеющей микротвердость 260...263 HV<sub>0,2</sub>.

Следует отметить, что при непрерывном охлаждении не удастся разграничить процессы образования двухфазных структур (троостита, сорбита или перлита), так как скорость изменения температуры по сечению охлаждаемого изделия не остается постоянной. В действительности процессы превращения накладываются один на дру-

Таблица 3

Изменение структуры и микротвердости по глубине упрочненного слоя

Расстояние от поверхности, мкм	Микротвердость, HV <sub>0,2</sub>	Микроструктура	Расстояние от поверхности, мкм	Микротвердость, HV <sub>0,2</sub>	Микроструктура
50	872	Пластинчатый мартенсит	1100	425	Троостит
100	850		1200	460	
150	800		1400	403	
200	803		1500	380	Сорбит + перлит
300	764		1600	323	
400	585	1800	301		
500	580	Пластинчатый мартенсит + троостит	1900	290	Перлит + феррит
600	550		2200	272	
700	546		2400	260	
800	536		2700	263	
950	500		2900	261	

гой по температуре и времени своего развития, что ведет к формированию, как правило, смешанных структур в виде мартенсит + троостит, троостит + сорбит или сорбит + перлит (см. рис. 1).

Из приведенных структур и экспериментальных данных видно, что по глубине упрочнения отчетливо наблюдается образование нескольких структурных зон различной микротвердости. На поверхности находится зона, химический состав которой соответствует составу стали с содержанием углерода 0,57...0,63 %. При резком охлаждении происходит ее превращение в игольчатый мартенсит с дисперсностью 5...15 мкм. За ней следует зона глубиной ~0,6 мм превращения аустенита в троостомартенсит. В микроструктуре этих слоев наблюдается присутствие небольшого количества остаточного аустенита, количество которого колеблется и зависит от глубины закаленного слоя.

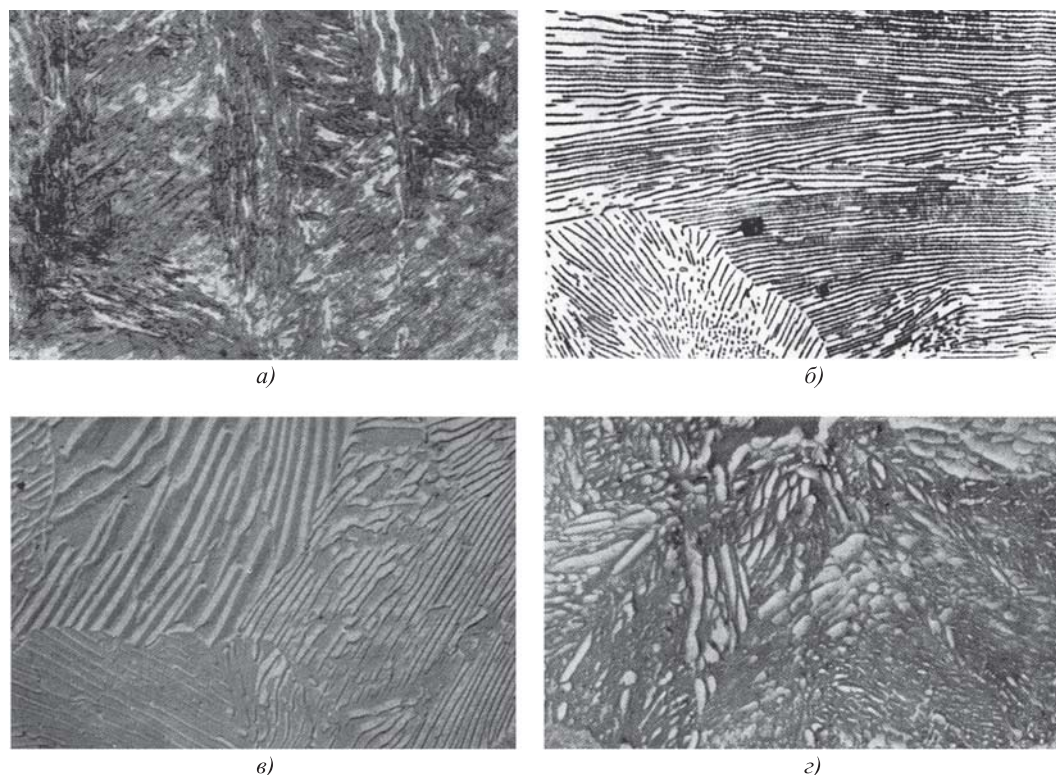
Далее следует слой (~0,4 мм) с преобладанием троостита, где микротвердость снижается и зависит от объемного содержания присутствующих фаз, затем в структуре появляется сорбит с ориентировочной глубиной 0,8 мм. Область расположения появляющегося сорбита определяется центральными участками бывших аустенитных зерен, характеризующихся меньшей дисперсностью ферритных и цементитных составляющих в них по сравнению

с трооститом и обладающих меньшей микротвердостью. Микротвердость в этой области также зависит от объемного количества присутствующих фаз.

По мере углубления внутрь образца на стыке границ бывших аустенитных зерен появляется феррит и его количество постепенно возрастает. Структура остается феррито-сорбитной и затем плавно переходит в феррито-перлитную. Суммарная микротвердость снижается до исходной. Исходная структура представляет собой смесь ферритных и перлитных зерен с объемной долей каждой фазы соответственно 20 и 80 %.

Двухфазное строение сорбита и троостита выявляется только под электронным микроскопом, так как межпластиночное расстояние этих структур находится на пределе разрешающей способности оптического микроскопа (~0,2 мкм). Поэтому на рис. 2, *в*, *г* приведены снимки, соответственно, сорбита и троостита при увеличении  $\times 5000$ , снятые электронным микроскопом. Четко видно, что обе эти структурные составляющие состоят из чередующихся пластинок феррита и цементита.

Рассмотрим кинетику и закономерности формирования градиентно-слоистой структуры на основе типичной термокинетической диаграммы доэвтектоидной углеродистой стали (0,59...0,63 % С), являющейся аналогом колесной



**Рис. 2. Структура продуктов распада аустенита при непрерывном охлаждении:**  
*а* — мартенсит,  $\times 1000$ ; *б* — перлит,  $\times 1000$ ; *в* — сорбит,  $\times 5000$ ; *г* — троостит,  $\times 5000$

стали по ГОСТ 10791—2004 (рис. 3). Сплошные линии соответствуют распаду аустенита при непрерывном охлаждении (термокинетические), штриховые — распаду аустенита при постоянной температуре (изотермические) [4].

Видно, что термокинетическая диаграмма при температурах выше мартенситной точки  $M_n$  (~260 °С) характеризуется только одним кинетическим максимумом, что означает отсутствие промежуточного механизма распада аустенита (незаштрихованная часть диаграммы). При температурах выше этого максимума распад аустенита протекает диффузионным путем и сопровождается образованием феррито-карбидной смеси различной степени дисперсности. В зависимости от степени дисперсности феррито-карбидную смесь называют перлитом, сорбитом или трооститом или, соответственно, грубо-, средне- и тонкодисперсным перлитом.

Из рис. 3 следует, что при охлаждении аустенита со скоростью  $v_1$  (критическая скорость закалки) и выше образуется пластинчатый мартенсит, при меньшей скорости охлаждения  $v_2$  переохлажденный аустенит превращается в троостомартенсит частично по перлитному (диффузионному), частично по мартенситному (бездиффузионному) механизму. При еще меньших скоростях охлаждения  $v_3$  и  $v_4$  превращение развивается по диффузионному механизму с образованием троостита и сорбита.

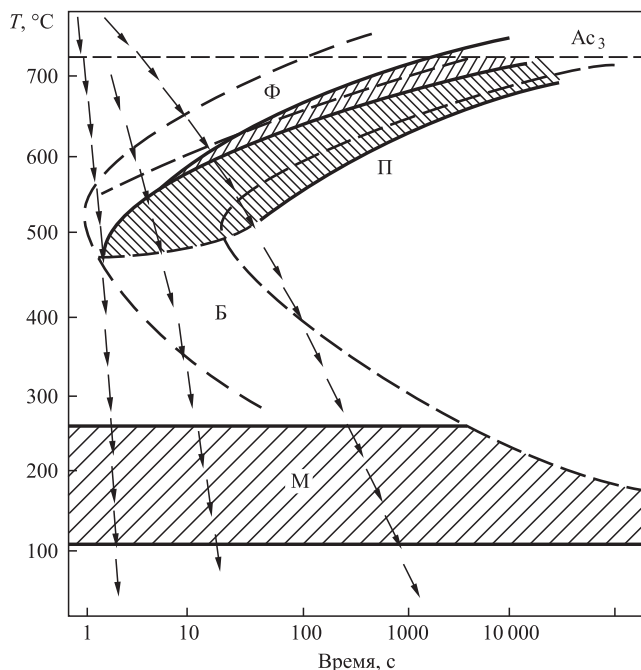


Рис. 3. Диаграмма распада переохлажденного аустенита доэвтектоидных (0,60...0,65 % С) конструкционных сталей [4]

В то же время термокинетическая диаграмма наглядно показывает, что промежуточный механизм превращения аустенита с образованием бейнитных структур не может быть реализован, поскольку превращение в данном случае развивается либо по перлитному механизму (скорости охлаждения  $v_3$  и выше), либо по смешанному перлитно-мартенситному (скорости охлаждения между  $v_1$  и  $v_3$ ), либо по мартенситному механизму (скорости охлаждения  $v_1$  и выше).

Заметим, что в основе как перлитного, так и мартенситного превращений лежит полиморфный переход гранцентрированной кристаллической решетки аустенита в объемно-центрированную решетку равновесного или пересыщенного феррита ( $\gamma \rightarrow \alpha$ ).

Сопоставление кинетики превращения аустенита в изотермических условиях и в процессе непрерывного охлаждения показывает, что соответствующие линии на термокинетических диаграммах расположены правее и ниже аналогичных линий изотермической диаграммы. Это свидетельствует о том, что устойчивость переохлажденного аустенита при непрерывном охлаждении несколько больше и превращение протекает при более низких температурах, чем в случае изотермического распада переохлажденного аустенита.

На практике это отражается на величине межпластиночного расстояния, являющегося важнейшей структурной характеристикой конструкционных сталей. Межпластиночное расстояние представляет собой усредненную сумму толщин двух соседних пластин феррита и цементита. Чем больше скорость охлаждения, тем меньше межпластиночное расстояние и тем дисперснее получающаяся феррито-карбидная смесь, тем выше микротвердость (твердость) стали [3, 5].

При анализе структурных превращений необходимо иметь в виду, что разделение феррито-цементитных структур на перлит, сорбит или троостит носит условный характер и между этими структурами, как правило, нет четкой границы. Как отмечено выше, объясняется это тем, что на практике не удается разграничить процессы образования чистого троостита, сорбита или перлита, так как скорость изменения температуры по сечению охлаждаемого изделия в процессе непрерывного охлаждения не остается постоянной, она переменна и меняется по определенному закону, зависящему от теплофизических свойств исследуемой стали.

Кроме того, в отличие от перлита сорбит и троостит не являются равновесными структурами, в реальных производственных условиях охлаждение, как правило, бывает неравновесным, и это приводит к определенному пресыщению сорбитного и трооститного феррита углеродом, что

сказывается, естественно, на механических свойствах. В частности, механические свойства стали со структурами перлит, сорбит или троостит прямо пропорциональны площади поверхности раздела между ферритом и цементитом. Поэтому с понижением температуры распада аустенита и соответствующим измельчением структуры (усиления степени дисперсности), при которых ферритные пластинки несколько пересыщаются углеродом, прочностные характеристики (прочность  $\sigma_B$ , твердость НВ) возрастают, а пластические характеристики (относительное удлинение  $\delta$  и сужение  $\psi$ ) уменьшаются [6, 7].

Микроструктуры, приведенные на рис. 1, иллюстрируют наложение мартенситного превращения на перлитное. Так, при скорости охлаждения  $v_2$  в температурном интервале 550...460 °С часть аустенита диффузионным механизмом превращается в троостит, оставшаяся часть ниже точки  $M_{\text{н}}$  (~260 °С) бездиффузионно переходит в мартенсит. Эти и другие подобные примеры показывают, что экспериментальное исследование структурообразования при охлаждении с различной скоростью представляет сложную задачу, поскольку в зависимости от ряда факторов и, в первую очередь, от скорости охлаждения кинетика и температурные условия развития того или иного превращения могут изменяться в определенных пределах. Поэтому далеко не всегда удается наметить температурные границы, в которых превращение протекает только по одному какому-нибудь механизму, и четко разграничить структурные зоны троостита, сорбита или перлита. В действительности процессы превращения могут накладываться один на другой по температуре и времени своего развития, что приводит к формированию смешанных структур пластинчатого типа.

### Выводы

1. Показано, что при скоростном нагреве и охлаждении в процессе плазменной закалки в поверхностной зоне формируется градиентно-смешанная структура, определяемая различными скоростями охлаждения и, соответственно, различными механизмами превращения аустенита ( $\gamma \rightarrow \alpha$ ) в сечении закаленной зоны. При этом оптимальной структурой металла с позиции обеспечения требуемого комплекса механических свойств (прочности, твердости, пластичности и ударной вязкости) является высокодисперсный мартенсит, троостомартенсит и сорбит.

2. Анализ микроструктуры на основе термокинетической диаграммы и распределение микротвердости по сечению упрочненной (закаленной) зоны показывают, что при поверхностной плаз-

менной закалке в колесной стали происходит мартенситное и перлитное превращение с образованием градиентно-слоистой структуры.

3. В поверхностной зоне развивается бездиффузионное мартенситное превращение, которое приводит к образованию игольчатого мартенсита. В нижележащих слоях распад аустенита протекает диффузионным путем и сопровождается образованием пластинчатой феррито-карбидной смеси различной степени дисперсности.

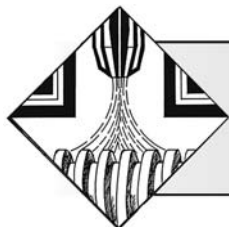
4. Чем больше скорость охлаждения, тем дисперснее получающаяся феррито-карбидная смесь, тем меньше межпластиночное расстояние. Поэтому с увеличением степени дисперсности прочностные характеристики (прочность, твердость) возрастают, а пластические характеристики (относительное удлинение и сужение) уменьшаются.

5. Формирование в поверхностном слое плазменно-упрочненной колесной стали градиентно-слоистой структуры позволяет исключить образование резкой границы перехода от структур мартенсита к троосто-мартенситным и смешанным пластинчатым структурам (троостит, сорбит). Это является одним из основных факторов, повышающих контактно-усталостную прочность колесной стали и способствующих ее трещиностойкости.

### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Коваленко В.В., Козлова Э.В. Физическая природа формирования и эволюции градиентных структурно-фазовых состояний в сталях и сплавах. Новокузнецк, 2009. 557 с.
2. Исакаев Э.Х., Ильичев М.В., Тюфтев А.С. Особенности структурообразования и формирования свойств при плазменной обработке углеродистой стали // Сталь. 2003. № 2. С. 52—55.
3. Канаев А.Т., Богомолов А.В. Структурообразование в плазменно-упрочненных металлических материалах. Павлодар: ТОО "Политон", 2015. 185 с.
4. Металлография железа: пер. с англ. Т. 1. Основы металлографии. М.: Металлургия, 1972. 240 с.
5. Исследование градиентных структур в рельсовой стали и моделирование теплофизических процессов их образования при термической обработке / В.В. Грачев, В.Д. Сарычев, В.И. Петров и др. // Известия вузов. Серия "Черная металлургия". 2001. № 10. С. 38—41.
6. Костерев В.Б., Ефимов О.Ю., Иванов Ю.Ф. Формирование градиентных структурно-фазовых состояний при термомеханическом упрочнении // Известия вузов. Серия "Черная металлургия". 2011. № 4. С. 24—27.
7. Тушинский Л.И. Структурная теория конструктивной прочности материалов. Новосибирск: НГТУ, 2004. 400 с.





УДК 621.9.025

В.П. Табаков, Л.В. Худобин  
(Ульяновский государственный технический университет)  
E-mail: vpt1947@yandex.ru

## Повышение работоспособности твердосплавного инструмента путем направленного выбора механических свойств слоев многослойного покрытия с учетом функциональных параметров процесса резания\*

*Представлены результаты исследований формирования многослойных покрытий твердосплавного инструмента на основе направленного выбора механических свойств слоев покрытия с учетом функциональных параметров процесса резания. Предложены конструкции многослойных покрытий и показана эффективность твердосплавного инструмента с разработанными покрытиями.*

**Ключевые слова:** режущий инструмент, многослойное покрытие, механические свойства, процесс резания, принцип формирования, функциональные параметры процесса резания.

*The results of studies on the formation of multilayer coatings of carbide tools on the basis of a directional choice of the mechanical properties of the coating layers are considered, taking into account the functional parameters of the cutting process. The constructions of multilayer coatings are proposed and the efficiency of carbide tools with developed coatings is shown.*

**Keywords:** cutting tool, multi-layer coating, mechanical properties, cutting process, formation principle, functional parameters of cutting process.

### Введение

В последние годы все большее применение находят многослойные покрытия, которые в наибольшей степени отвечают требованиям, предъявляемым к износостойким покрытиям [1–5]. Общий подход к формированию многослойных покрытий изложен в работе [3], согласно которой многослойное покрытие содержит несколько слоев, каждый из которых имеет собственное функциональное назначение. Нижний слой, непосредственно примыкающий к инструментальной основе, обеспечивает прочность адгезии с инструментальным материалом, верхний слой — минимальную совместимость кристаллохимических свойств и повышенную твердость относительно обрабатываемого материала, а также максимальную сопротивляемость макро- и микроразруше-

нию (изнашиванию) при термомеханических напряжениях, возникающих при резании. Промежуточные слои выполняют различные барьерные функции, например, замедляют интердиффузионные процессы, снижают интенсивность теплового потока и т.д.

Такой общий подход учитывает лишь функциональное назначение слоев многослойного покрытия без связи их состава с механическими свойствами и условиями резания, в которых находятся контактные площадки режущего инструмента. В то же время эффективность износостойких покрытий, в том числе и многослойных, зависит от условий механической обработки [2], которые определяют функциональные параметры процесса резания и причины разрушения покрытий на контактных площадках режущего инструмента. С другой стороны, функциональные параметры процесса резания зависят от состава покрытия и, следовательно, от его механических свойств. Следовательно, повышение эффективности многослойных покрытий может быть до-

\* Работа выполнена при поддержке РФФИ, грант № 18-48-730011.

стигнуто путем правильного выбора механических свойств функциональных слоев покрытия и выбора состава верхнего слоя, обеспечивающего благоприятные условия контактного взаимодействия покрытия с материалом стружки.

**Цель работы** — повышение работоспособности твердосплавного инструмента путем формирования многослойных покрытий с учетом функциональных параметров процесса резания и направленного выбора механических свойств слоев многослойного покрытия.

### Методика исследований

Нанесение покрытий осуществляли на установке "Булат-6" с использованием катодов из титана и циркония, сплава титана и алюминия, сплава титана, ниобия и алюминия, а также составных катодов из титана со вставками из циркония. Параметры структуры покрытий (период кристаллической решетки  $a$ , полуширина рентгеновской дифракционной линии  $\beta_{111}$ ) и остаточные сжимающие напряжения  $\sigma_0$  исследовали на дифрактометре ДРОН-3М, относительную микродеформацию кристаллической решетки  $\Delta a/a$  и размеры блоков областей когерентного рассеивания (ОКР)  $D$  рассчитывали по методике работы [6].

Микротвердость  $H_\mu$  покрытий определяли по методике, изложенной в работе [7], на микротвердомере Mitutoyo NH-125 с использованием пирамиды Кнуппа. Адгезионную прочность покрытий оценивали по величине коэффициента отслоения  $K_0$  (меньшее значение коэффициента свидетельствовало о большей адгезионной прочности), определяемого согласно методике работы [1] на твердомере ТК-2М.

Работоспособность режущего инструмента оценивали по периоду стойкости  $T$  при точении заготовок из сталей 38ХГН и 12Х18Н10Т. Использовали сменные многогранные пластины из твердых сплавов МК8 и НТ10.

### Результаты исследований и их обсуждение

Исследовали двухслойные покрытия с функциональными слоями TiZrN, TiZrAlN и TiZrNbAlN. Обоснование структуры многослойных покрытий проводили на основе работ [2, 8–12], согласно которым к покрытиям, используемым в условиях непрерывного резания, предъявляются следующие требования. Во-первых, обеспечение благоприятных условий контактного взаимодействия на передней поверхности режущего инструмента, способствующих снижению эквивалентных напряжений, являющихся причиной возникновения в покрытиях трещин в процессе резания, и благоприятного теплового и напряженного состояния режущего клина инструмента. Во-вторых,

сдерживание процессов трещинообразования и снижение их интенсивности за счет формирования в покрытиях в процессе резания высоких нормальных сжимающих напряжений. В-третьих, обеспечение высокой прочности адгезии с инструментальной основой.

Данные требования можно реализовать только в многослойном покрытии. При этом первое требование обеспечивает верхний слой многослойного покрытия, непосредственно контактирующий со стружкой. Второе требование (обеспечение повышения сопротивляемости покрытия процессам трещинообразования) реализует нижележащий слой, а слой, непосредственно прилегающий к инструментальной основе, обеспечивает третье требование (высокую прочность адгезии). Как показано в работах [8–12], снижение эквивалентных напряжений и рост максимальных нормальных сжимающих напряжений, формируемых в покрытии в процессе резания, наблюдаются при переходе от одно- к двух- и трехэлементным покрытиям. В то же время в такой же последовательности покрытия обеспечивают благоприятные контактные характеристики процесса резания, а также благоприятное тепловое и напряженное состояние режущего клина инструмента. Следовательно, верхний слой многослойного покрытия, предназначенного для токарной обработки, одновременно реализует два требования — обеспечивает благоприятные условия контактного взаимодействия на передней поверхности режущего инструмента и сдерживает процессы трещинообразования в покрытии в процессе резания. Таким образом, структура многослойных покрытий, предназначенных для токарной обработки, обеспечивающая высокую сопротивляемость процессам трещинообразования, может иметь минимум два слоя.

Исходя из приведенного выше, исследовали двухслойные покрытия, в качестве слоев которых использовали многоэлементные покрытия TiZrN, TiZrAlN и TiZrNbAlN. Многоэлементные покрытия наносили на твердосплавные пластины МК8. Изменение механических свойств покрытий обеспечивали путем использования отдельных катодов, целиком изготовленных из испаряемого материала, и составных, в титановом корпусе которых закрепляли вставку из легирующего материала, а также путем изменения температуры нанесения покрытий. В случае использования отдельных катодов покрытия TiZrN наносили двумя катодами из титана и циркония, расположенными противоположно друг другу, покрытия TiZrAlN — катодами из титана и циркония и расположенным между ними катодом из сплава титана и алюминия, при нанесении покрытий TiZrNbAlN вместо катода из сплава титана и алюминия использовали катод из сплава титана, циркония и алюми-

ния. При нанесении многоэлементных покрытий из составных катодов вместо катодов из титана и циркония применяли составные катоды из титана со вставками из циркония.

Параметры структуры и механические свойства покрытий представлены в табл. 1 и 2. Полученные данные подтверждают результаты исследований, полученные ранее в работах [2, 8]. Покрытия, нанесенные с использованием отдельных катодов по сравнению с покрытиями, полученными из составных катодов, имеют более высокий уровень сжимающих напряжений (на 5,7...18,4 %), более высокие (на 32...40 %) значения полуширины рентгеновской линии, большую относительную микродеформацию кристаллической решетки (в 1,5...1,7 раза), меньший размер блоков ОКР и, как следствие, более высокую микротвердость (на 16,1...17,3 %). Для них характерны более высокие значения модуля упругости  $E$ , устойчивости к абразивному износу (соотношение  $H_{\mu}/E$ ) и сопротивляемости пластическому деформированию (соотношение  $H_{\mu}^3/E^2$ ).

Снижение температуры осаждения ведет к росту ширины рентгеновской линии  $\beta_{111}$  (на 20 %), сжимающих остаточных напряжений  $\sigma_0$  (в 3,1 раза), уменьшению размеров кристаллитов  $D$  (на 18 %), повышает относительную микродеформацию кристаллической решетки (на 21,7 %). Изменение параметров структуры отражается на микротвердости покрытия, которая повышается с уменьшением температуры. В то же время снижение температуры уменьшает прочность адгезии покрытия с инструментальной основой.

Оценку функциональных параметров процесса резания проводили при токарной обработке заготовок из стали 38ХГН. Как видно из табл. 3, переход от одноэлементных покрытий к многоэлементным покрытиям сопровождается ростом сил трения на передней поверхности инструмента, что вызывает повышение полной длины контакта стружки с передней поверхностью режущего инструмента  $C_{\gamma}$ , коэффициента укорочения стружки  $K_L$ , главной составляющей силы резания  $P_z$  и контактных температур на передней поверхности  $T_{п.ср}$ . С другой стороны, повышение полной длины контакта стружки при резании режущим инструментом с многоэлементными покрытиями снижает нормальные контактные нагрузки  $q_N$  и напряжения  $\sigma_N$ . Несмотря на небольшой рост контактных температур на передней поверхности, применение многоэлементных покрытий сдвигает максимальную температуру на передней поверхности и изотермы температуры в режущем клине в сторону от задней поверхности режущего инструмента и вглубь инструментальной основы по сравнению с инструментом с одноэлементными покрытиями.

Таким образом, использование многоэлементных покрытий создает более благоприятные кон-

Таблица 1

**Параметры структуры покрытий**

Покрытие	$a$ , нм	$\beta_{111}$ , °	$\sigma_0$ , МПа	$D$ , нм	$\Delta a/a$ , $10^{-3}$
TiZrN	0,4356	0,82	-1352	11,63	10,6
	0,4344	0,51	-1103	19,49	6,3
TiZrAlN	0,4344	1,06	-1487	8,90	13,8
	0,4309	0,65	-1241	14,89	8,3
TiZrAlN*	0,4356	0,72	-1604	13,35	9,24
TiZrAlN**	0,4344	0,6	-506	16,26	7,59
TiZrNbAlN	0,4356	0,98	-2324	9,66	12,8
	0,4333	0,66	-2191	14,60	8,4

\*, \*\* Данные для покрытий, нанесенных при температуре соответственно 300 и 600 °С.

Примечание. В числителе приведены данные для покрытий, полученных из отдельных катодов, в знаменателе — из составных катодов.

Таблица 2

**Механические свойства покрытий**

Покрытие	$H_{\mu}$ , ГПа	$E$ , ГПа	$H_{\mu}/E$	$H_{\mu}^3/E^2$ , ГПа
TiZrN	36,4	388	0,094	0,32
	30,1	385	0,078	0,18
TiZrAlN	39,8	424	0,094	0,35
	34,6	413	0,083	0,24
TiZrAlN*	41,3	428	0,099	0,41
TiZrAlN**	37,5	398	0,094	0,33
TiZrNbAlN	42,8	486	0,088	0,33
	35,9	478	0,075	0,20

Примечание. См. табл. 1.

Таблица 3

**Влияние покрытий на функциональные параметры процесса резания**

Покрытие	$C_{\gamma}$ , мм	$K_L$	$P_z$ , Н	$q_N$ , МПа	$\sigma_N$ , МПа	$T_{п.ср}$ , °С
TiN	0,45	1,76	196	590	1908	803
TiZrN	0,50	1,96	216	574	1839	911
TiZrAlN	0,56	1,98	205	533	1549	885
TiZrNbAlN	0,54	1,90	210	589	1654	925

тактные характеристики процесса резания и тепловое состояние режущего клина инструмента по сравнению с одноэлементными покрытиями. Полученные данные хорошо согласуются с ранее проведенными исследованиями [2, 4, 13].



Механические свойства двухслойных покрытий

Номер покрытия	1	2	3	4	5
Покрытие	TiZrN—TiZrAlN	TiZrN—TiZrAlN	TiZrN—TiZrAlN	TiZrN—TiZrNbAlN	TiZrN—TiZrNbAlN
$H_{\mu}$ , ГПа	39,5	35,8	41,1	41,2	36,8
$E$ , ГПа	427	437	430	443	448

Примечание. Измерено по верхнему слою двухслойного покрытия.

С учетом полученных данных по исследованию механических свойств и функциональных параметров процесса резания и положений по формированию многослойных покрытий были предложены варианты структур двухслойных покрытий с нижним слоем TiZrN и верхними слоями TiZrAlN и TiZrNbAlN (варианты покрытий 1–5 в табл. 4). В вариантах 1 и 2 покрытия TiZrN—TiZrAlN, 4 и 5 покрытия TiZrN—TiZrNbAlN выбор механических свойств проводили за счет применения различных конструкций катодов при их осаждении (варианты покрытий 1 и 4 нанесены с использованием отдельных катодов, варианты 2 и 5 — составных катодов). Для варианта 3 покрытия TiZrN—TiZrAlN механические свойства изменяли за счет изменения температуры осаждения. Нижний слой TiZrN наносили при температуре 600 °С в целях повышения прочности адгезии двухслойного покрытия с инструментальной основой, а верхний слой TiZrAlN — при температуре 300 °С для повышения его микротвердости.

Измерения механических свойств многослойных покрытий подтвердили ожидаемые изменения функционального назначения отдельных слоев покрытия. Как видно из табл. 4, микротвердость двухслойных покрытий, полученных с использованием отдельных катодов, выше аналогичного показателя покрытий, нанесенных с использованием составных катодов, так же как и микротвердость покрытия TiZrN—TiZrAlN, верхний слой которого нанесен при температуре 300 °С, по сравнению с аналогичным покрытием, полученным по варианту 1. При этом микротвердость и модуль упругости двухслойных покрытий незначительно отличаются от данных показателей однослойных покрытий того же состава, что и верхний слой в многослойных покрытиях. Прочность адгезии двухслойного покрытия TiZrN—TiZrAlN, нижний слой которого наносили при температуре 600 °С, выше аналогичного покрытия, полученного по варианту 1. Подтверждением этому свидетельствуют данные по коэффициенту отслоения  $K_0$  (0,12 и 0,32 соответственно для вариантов 3 и 1).

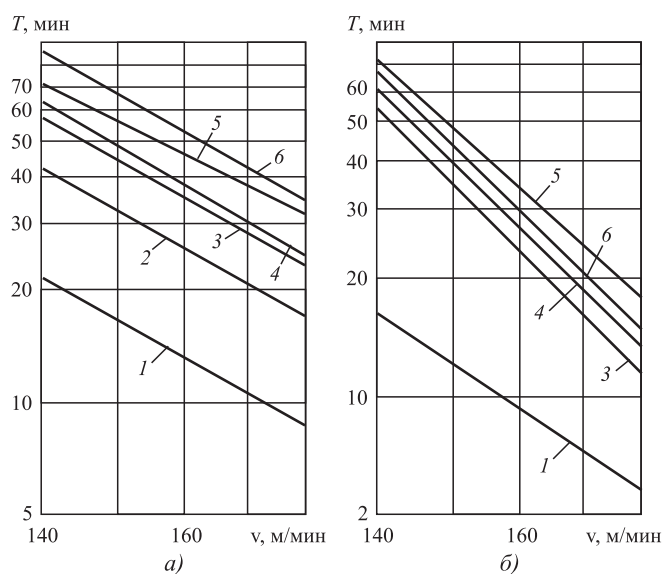
Оценку эффективности двухслойных покрытий проводили при токарной обработке заготовок из сталей 38ХГН и 12Х18Н10Т (см. рисунок,

в скобках в подрисуночной подписи указаны варианты двухслойных покрытий в соответствии с табл. 4).

Исследования показали, что двухслойные покрытия по сравнению с покрытием TiN повышают период стойкости твердосплавных пластин в 1,95...4,0 раза в зависимости от режима резания, марки твердого сплава и структуры двухслойных покрытий.

Использование в двухслойных покрытиях слоев нитридов, полученных с использованием отдельных катодов, ведет к росту периода стойкости в 1,25...1,40 раза по сравнению с покрытиями, имеющими слой, полученные из составных катодов. Нанесение слоев двухэлементных покрытий в условиях изменения температуры конденсации увеличивает период стойкости твердосплавных пластин в 1,23...1,50 раза.

Анализ полученных результатов позволяет сделать заключение, что направленный выбор ме-



Влияние скорости резания на период стойкости пластин МК8 и НТ10 при обработке заготовок соответственно из сталей 38ХГН (а) и 12Х18Н10Т (б):

1 — TiN; 2 — TiZrN—TiZrAlN (2); 3 — TiZrN—TiZrAlN (1); 4 — TiZrN—TiZrNbAlN (5); 5 — TiZrN—TiZrAlN (3); 6 — TiZrN—TiZrNbAlN (4);  $S = 0,15$  мм/об,  $t = 0,5$  мм

ханических свойств отдельных слоев многослойного покрытия повышает эффективность многослойных покрытий и способствует росту периода стойкости режущего инструмента.

### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Табаков В.П.** Работоспособность режущего инструмента с износостойкими покрытиями на основе сложных нитридов и карбонитридов титана. Ульяновск: УлГТУ, 1998. 122 с.
2. **Табаков В.П.** Формирование износостойких ионно-плазменных покрытий режущего инструмента. М.: Машиностроение, 2008. 311 с.
3. **Верещака А.С.** Работоспособность режущего инструмента с износостойкими покрытиями. М.: Машиностроение, 1993. 336 с.
4. **Табаков В.П., Чихранов А.В.** Износостойкие покрытия режущего инструмента, работающего в условиях непрерывного резания. Ульяновск: УлГТУ, 2007. 255 с.
5. **Табаков В.П., Смирнов М.Ю., Циркин А.В.** Работоспособность торцовых фрез с многослойными износостойкими покрытиями. Ульяновск: УлГТУ, 2005. 151 с.
6. **Горелик С.С., Расторгуев Л.Н., Скаков Ю.А.** Рентгеноструктурный и электронно-оптический анализ металлов. М.: Металлургиздат, 1970. 366 с.
7. **Табаков В.П., Чихранов А.В.** Определение механических характеристик износостойких ионно-плазменных покрытий на основе нитрида титана // Известия Самарского научного центра РАН. 2010. Т. 12. № 4. С. 292—297.
8. **Табаков В.П., Григорьев С.Н., Верещака А.С.** Принципы формирования и технологии нанесения износостойких покрытий режущего инструмента. Ульяновск: УлГТУ, 2012. 196 с.
9. **Верещака А.С., Григорьев С.Н., Табаков В.П.** Методологические принципы создания функциональных покрытий для режущего инструмента // Упрочняющие технологии и покрытия. 2013. № 2. С. 18—39.
10. **Tabakov V.P.** The Influence of Machining Condition Forming Multilayer Coatings for Cutting Tools // Key Engineering Materials. 2012. Vol. 496. P. 80—85.
11. **Tabakov V.P., Vereschaka A.S.** Development of technological means for formation of multilayer composite coatings, providing increased wear resistance of carbide tools, for different machining condition // Key Engineering Materials. 2014. Vol. 581. P. 55—61.
12. **Табаков В.П., Верещака А.С., Верещака А.А., Батяко А.Д.** Методологические подходы к формированию многослойных покрытий на режущем инструменте // Вестник машиностроения. 2015. № 9. С. 82—88.
13. **Табаков В.П., Верещака А.С., Григорьев С.Н.** Функциональные параметры процесса резания режущим инструментом с износостойкими покрытиями. Ульяновск: УлГТУ, 2012. 172 с.

УДК 621.78.001, 621.793.18

**А.А. Шматов**

(Белорусский национальный технический университет, Минск, Беларусь),

**А.Е. Соломянский**

(Институт химии новых материалов НАН Беларуси, Минск, Беларусь)

E-mail: shmatovalexander@gmail.com

## Многомерное проектирование технологии упрочнения твердого сплава в вододисперсном речном песке

*Приведены результаты исследования триботехнических свойств твердосмазочных покрытий, полученных на сплаве ВК6 (94 % WC + 6 % Co) в результате термогидрохимической обработки (ТГХО) в вододисперсной среде на основе речного песка. Выполнена многомерная оптимизация состава среды и температурно-временных параметров процесса ТГХО по коэффициенту трения полученных твердосмазочных покрытий. Используя математические модели, построены диаграммы "параметры процесса—свойство". Обработка по оптимальному режиму ТГХО позволяет в условиях отсутствия смазки снизить коэффициент трения твердосплавной поверхности в 4,5 раза по сравнению с необработанной.*

**Ключевые слова:** термогидрохимическая обработка, твердый сплав, инструмент, упрочнение, твердосмазочное покрытие, речной песок.

*The results examination of the tribotechnical properties for solid lubricant coatings obtained on hard alloy VK6 (94 % WC + 6 % Co) by thermo-hydrochemical treatment (THCT) in water-dispersed medium based on river sand are presented. The multidimensional optimization of the medium composition and the temperature-time parameters of the THCT is performed for the friction coefficient of the obtained solid lubricant coatings. The diagrams "process parameters—property" are plotted using the obtained mathematical expressions. Treatment with optimal regime of THCT permits decreasing the friction coefficient of the hard alloy surface in 4,5 as compared with untreated.*

**Keywords:** thermo-hydrochemical treatment, hard alloy, tool, strengthening, solid lubricant coating, river sand.

## Введение

Режущие и другие формообразующие инструменты из твердых сплавов предназначены для высокопроизводительной механической обработки сложнoleгированных труднообрабатываемых сталей и сплавов со специальными свойствами. Однако, по-прежнему, твердосплавные инструменты имеют недостаточную эксплуатационную стойкость. Существуют различные способы ее повышения. Основной тенденцией развития зарубежных технологий является разработка и применение процессов получения покрытий из износостойких тугоплавких соединений методами PVD (физического осаждения из паровой фазы), CVD (химического осаждения из парогазовой фазы), напылением, ХТО (химико-термической обработкой) в вакууме, которые активированы нетрадиционными источниками нагрева (плазмой, лазером, электронным лучом и др.). Однако эти способы упрочнения имеют ряд недостатков, главными из которых являются:

- высокие температуры проведения процессов, приводящие к деформации изделий и разупрочнению исходной матрицы;
- малая производительность и высокая стоимость применяемого оборудования;
- большая трудоемкость и энергоемкость процессов;
- ухудшение экологии и вредное энергетическое воздействие на здоровье человека;
- высокая стоимость применяемого оборудования и компонентов и др. [1–4].

Поэтому наибольший научный и практический интерес представляет процесс термогидрохимической обработки (ТГХО), поскольку он отличается простотой, высокой эффективностью и производительностью, позволяет получать покрытия на базе любых керамических материалов, применим для готовых к эксплуатации изделий из различных сплавов, незначительно изменяет их первоначальные размеры, форму и структуру [5, 6].

ТГХО предназначена гидрохимически осаждать на поверхности различных материалов антифрикционные твердосмазочные покрытия, которые обладают резервными возможностями в жестких и катастрофических условиях эксплуатации инструментов и машин [5, 6]. Как известно [7–10], покрытия приобретают твердосмазочные свойства в случаях, когда:

- созданы из материалов со слоистой поликристаллической структурой (графит, сульфиды, др.);
- сформированы на основе наноструктурированных тугоплавких и сверхтвердых материалов;

— реализуется теория Берналла, согласно которой любое твердое тело приобретает свойства жидкости, если в кристаллической решетке содержится более 10 % вакансий;

— реализуется эффект Ребиндера, который ведет к пластифицированию поверхностного слоя и созданию положительного градиента механических свойств в зоне трения;

— реализуется эффект Киркиндала, который приводит к селективному растворению из сплава легирующих элементов, вследствие различия их электрохимических потенциалов, в результате чего формируется квазижидкая пленка, снижающая коэффициент трения и фрикционный разогрев.

ТГХО — наиболее простой и универсальный метод получения твердосмазочных покрытий. С помощью этого метода можно создавать наноструктурированные покрытия на основе оксидов, сульфидов, карбидов, алмаза, углеродных и других антифрикционных материалов [5, 6]. При формировании таких покрытий реализуется эффект Ребиндера за счет введения в вододисперсную среду поверхностно-активных веществ (ПАВ) [9]. Полученные наноструктурированные покрытия обладают сверхпластичностью, они облегчают разрыв адгезионных соединений в зоне трения, в то же время твердость наноматериалов из металлов и тугоплавких соединений возрастает в 2...3 раза [2–4]. Согласно вакансионно-диффузионному и адгезионно-деформационному механизмам трения повышения износостойкости твердого тела можно достичь при сочетании указанных эффектов: высокой твердости его поверхности и низкой прочности адгезионной связи [7, 8, 10].

Поскольку в большинстве случаев в результате ТГХО исходная структура материала сохраняется (не разупрочняется), а конечные размеры и форма изделий практически не изменяются, данные покрытия можно наносить на готовые к эксплуатации инструменты и детали. С другой стороны, в условиях интенсивной эксплуатации изделий, когда в зоне трения отсутствует смазка или ее подача ограничена, наилучшим способом снижения трения рабочих частей изделий является нанесение на них твердосмазочных покрытий [5, 6, 11].

Особое внимание уделяется вопросам развития биосовместимых, так называемых "Green" технологий с использованием природных экологичных материалов, например, речного и кварцевого песка, кремнезема, глины, глинозема и др. [12]. Речной песок благодаря малой стоимости, экологической чистоте, фракционной однородности, абразивной и коррозионной стойкости, имеет множество при-

менений в строительстве и технике [13], поэтому его использование позволит получать покрытия и материалы многофункционального назначения.

На основании приведенного анализа следует, что процесс ТГХО имеет большие перспективы для своего развития, прежде всего для высокопроизводительных инструментов, испытывающих значительные механические и температурные нагрузки. Особое внимание в этом плане следует уделить инструментам из твердых сплавов (марки ВК, ТК, ТТК и др.), которые благодаря их высокой твердости, износостойкости и теплостойкости широко применяют для изготовления различных видов режущих и штамповых инструментов. Однако вопросы, связанные с термогидрохимическим способом получения на твердых сплавах твердосмазочных покрытий на основе речного песка, пока не изучены.

Огромную помощь исследователю при выборе оптимального варианта проведения процесса ТГХО инструментальных материалов могут оказать математические методы планирования экспериментов, которые позволяют получать максимум информации при минимуме затрат. В материаловедении традиционно решают прямые задачи, когда на основании минимального количества экспериментов, проведенных по заранее заданным температурно-временным режимам (согласно плана экспериментов) определяют свойства материала, затем создают математические модели, описывающие влияние факторов, и с помощью графической интерпретации выбирают оптимальные параметры процесса [14]. Но такой подход не может решить всего комплекса вопросов, возникающих при проектировании технологии, поскольку функционирование любой технологической системы (в данном случае таковой является технология ТГХО твердого сплава в вододисперсной среде на основе речного песка) происходит в условиях постоянного случайного изменения значений параметров системы под влиянием различных внешних и внутренних дестабилизирующих факторов.

Технологические системы, как объекты проектирования, обладают рядом специфических особенностей: многокритериальностью, многопараметричностью, стохастичностью (рассеиванием параметров), наличием нелинейных внутрисистемных связей и т.д. При исследовании, проектировании и освоении таких объектов требуется решение не только прямых, но и обратных задач, когда исследователь заранее задает комплекс необходимых свойств материала и с помощью компьютерного моделирования находит оптимальные температурно-

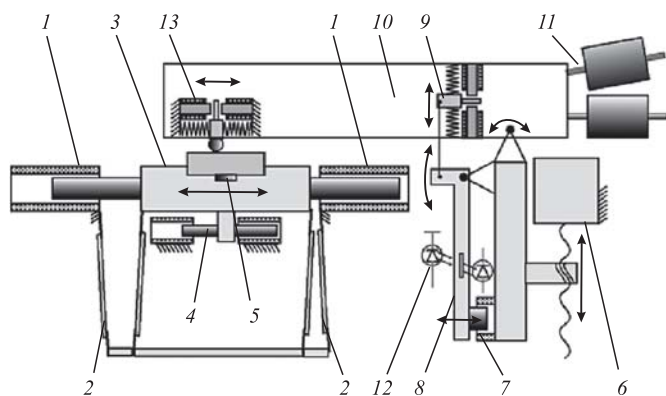
временные параметры процесса. Данный методологический подход, получивший название многомерного проектного синтеза технологической системы, успешно используют при разработке новых технологий и материалов [5, 15, 16].

**Цель работы** — многомерная оптимизация и компьютерное проектирование технологии ТГХО в вододисперсной среде из речного песка для получения на твердом сплаве ВК6 твердосмазочного покрытия за счет применения метода многомерного проектного синтеза технических объектов, материалов и технологий.

### Материалы и методика исследований

Термогидрохимической обработке подвергали твердый сплав ВК6 (94 % WC + 6 % Co), который широко применяют для точения, фрезерования, рассверливания, зенкерования чугунов, жаропрочных и цветных сплавов, неметаллических материалов. Процесс ТГХО осуществляли путем проведения двух операций: 1) гидрохимическая обработка (ГХО) поверхности твердого сплава при температуре 96...100 °С в течение 10...40 мин в специально приготовленной водной суспензии на основе диспергированного речного песка; 2) последующая термическая обработка (ТО) при нагреве в защитной (безокислительной) среде до температуры 150...1050 °С, выдержка в течение 10...15 мин и охлаждение. Водную суспензию предварительно готовили по специальной технологии при смешивании ультра- и наноразмерных (0,1...1,0 мкм) песчинок речного песка с 4...8 % сульфанола (ПАВ). Весь речной песок предварительно тщательно промывали от загрязнений. Готовым считался рабочий состав с pH = 7...9, который устанавливали и поддерживали путем дозированного введения NH<sub>4</sub>OH. При проведении ГХО образцы помещали и выдерживали в ванне с готовым рабочим составом, нагретой до температуры процесса. Поверхность образцов предварительно обезжиривали и декапировали в 5...10%-ном растворе серной кислоты в течение 1...2 мин. После каждой операции ГХО образцы промывали в воде. Изотермическую выдержку твердого сплава при температурах до 200 °С проводили в воздушной среде, а выше 200 °С — в защитной среде.

Определение триботехнических свойств поверхности осуществляли на микротрибометре возвратно-поступательного типа (рис. 1) по схеме "подвижный шарик—неподвижная плоскость" при условиях испытаний: нагрузка 1 Н; длина хода (трека) 3 мм; скорость 4 мм/с; пара трения: упрочненный твердый сплав (плоскость) — сталь



**Рис. 1. Микротрибометр возвратно-поступательного типа с максимально прилагаемой нагрузкой 1 Н (производства ИММС, г. Гомель, Беларусь):**

1 — электромагниты привода; 2 — направляющие изгиба; 3 — столик-держатель образца; 4 — датчик положения; 5 — датчик трибоакустической эмиссии; 6 — шаговый привод; 7 — электромагнит системы нагружения; 8 — рычаг; 9 — датчик нагрузки; 10 — головка; 11 — балансировочные грузы; 12 — оптопара; 13 — датчик силы трения

ШХ15 (сфера диаметром 4 мм) [5]. Показатель относительной стойкости упрочненного твердосплавного инструмента определяли по формуле  $K_w = t_2/t_1$ , где  $t_1$  — время работы (длина рабочего хода) исходного инструмента;  $t_2$  — время работы упрочненного инструмента.

При проектировании технологического процесса ТГХО твердого сплава ВК6 применяли метод многомерного проектного синтеза технологических объектов, материалов и технологий в виде базовой компьютерной программы СИНТЕЗ МК [15, 16]. Алгоритм многомерного компьютерного проектирования данного процесса складывается из решения двух главных задач: прямой задачи оптимизации и обратной задачи 100%-ной воспроизводимости оптимальных параметров процесса в заданных полях производственных допусков применяемого технологического оборудования. Предлагаемый метод позволяет оперировать не только математическими, но и техническими критериями оптимальности. Для реализации процедур многомерного проектного синтеза технологической системы при проведении ТГХО твердого сплава ВК6 использован комплекс новых методов, наиболее значимыми из которых, являются методы: решения обратных многокритериальных задач, компьютерного выбора технически оптимального варианта, выделения областей устойчивости исследуемой технологической системы в многомерном пространстве технологических параметров и построения графического изображения состояний технологической системы.

Метод многомерного проектного синтеза технологической системы имеет преимущества перед известным методом [14] и позволяет:

- выбирать технически оптимальный вариант, обладающий наибольшей устойчивостью к воздействию дестабилизирующих факторов производства;

- одновременно решать обратные многокритериальные задачи: выделять в пространстве системы области устойчивости и выбирать технически оптимальный вариант технологической системы в одной из областей устойчивости при обеспечении требуемого уровня воспроизводимости свойств материала;

- выбирать в пространстве технологических параметров область устойчивого состояния системы, в которой одновременно достигаются и стабильно воспроизводятся заданные свойства материала.

### Результаты исследований и их обсуждение

Для проектирования нового процесса ТГХО твердый сплав ВК6 подвергали гидрохимической обработке в вододисперсной среде, содержащей речной песок и ПАВ при нагреве до температуры, близкой к температуре кипения, в течение 10...20 мин, а последующий нагрев осуществляли при температуре 450...500 °С. В таких условиях на твердом сплаве ВК6 формируются твердосмазочные покрытия на основе речного песка с наилучшими антифрикционными свойствами без изменения исходной структуры матрицы (рис. 2, см. обложку).

При оптимизации процесса варьировали температуру и время гидрохимической обработки, долевое содержание основного компонента химически активной среды и температуру отпуска. В настоящей работе не учитывали объемную долю и морфологию исходных частиц речного песка, поскольку они мало влияют на триботехнические свойства получаемых покрытий, что связано с изменением всех структурных параметров частиц в процессе их гидрохимического нанодиспергирования до образования гидрозоля. В табл. 1 представлены результаты триботехнических испытаний термогидрохимически упрочненного твердого сплава ВК6, полученные при реализации 11 опытов плана экспериментов [14].

На основании этих данных рассчитаны линейные и нелинейные математические модели, описывающие влияние температурно-временных параметров и состава активной смеси на коэффициент трения термогидрохимических твердосмазочных покрытий на основе речного песка.

Таблица 1

**Результаты исследования коэффициента трения покрытий, полученных на твердом сплаве ВК6 путем ТГХО в вододисперсном составе на основе речного песка**

Номер опыта	Факторы				Параметры оптимизации
	Гидрохимическая обработка			Отпуск	
	Температура T, °C	Время τ, мин	Доля ПАВ в составе, %	Температура T, °C	Коэффициент трения f за 1000 циклов
Условное обозначение	X <sub>1</sub>	X <sub>2</sub>	X <sub>3</sub>	X <sub>4</sub>	Y <sub>1</sub>
Основной уровень (0)	98	15	6	475	—
Интервал варьирования	2	5	2	25	
Верхний уровень (+1)	100	20	8	500	
Нижний уровень (-1)	96	10	4	450	
1	+	+	+	+	
2	—	+	+	—	0,133
3	+	—	+	+	0,104
4	—	—	+	+	0,105
5	+	+	—	+	0,115
6	—	+	—	—	0,136
7	+	—	—	—	0,127
8	—	—	—	+	0,106
9	0	0	0	0	0,130
10	0	0	0	0	0,129
11	0	0	0	0	0,127

Таблица 2

**Оптимальные параметры процесса ТГХО твердого сплава ВК6 в вододисперсной среде на основе речного песка и поля их рассеяния**

Параметр	Номинальное значение	Разрешенные поля рассеяния
Температура гидрохимической обработки, °C	97	2,2
Время гидрохимической обработки, мин	11	1,2
Доля ПАВ в составе, %	7	1,1
Температура отпуска, °C	492	9,0

Однако адекватными признаны только нелинейные многокритериальные математические модели следующего вида:

$$Y_1 = -2,15 + 0,05 X_1 - 1,62 \cdot 10^{-2} X_2 + 3,38 \cdot 10^{-2} X_3 - 6,27 \cdot 10^{-4} X_4 - 2,48 \cdot 10^{-4} X_1^2 + 3,25 \cdot 10^{-4} X_2^2 - 3,53 \cdot 10^{-3} X_3^2 - 2,47 \cdot 10^{-7} X_4^2 + 9,99 \cdot 10^{-5} X_1 X_2 + 1,50 \cdot 10^{-5} X_3 X_4.$$

Из-за многокритериальности, стохастичности и нелинейности технологической системы "процесс ТГХО твердого сплава ВК6" прогнозирование ее поведения усложняется. У каждого реального объекта значения параметров отличаются от расчетных и случайным образом распределены в поле рассеяния. Вследствие этого нет гарантии полного попадания точек оптимизации реальной системы в область устойчивости, т.е. не всегда можно улучшить свойства материала до заданного уровня свойств. Чтобы такого не произошло, при многомерном проектировании технологического процесса предусмотрен определенный запас устойчивости системы, который позволяет избежать ухудшения качества функционирования системы по критерию воспроизводимости свойств материала.

При традиционной методологии оптимизации параметров системы решения задач технологического проектирования системы не совсем корректны, поскольку процессы рассматриваются как детерминированные, т.е. проходящие при соблюдении точных значений параметров технологической системы. В действительности детерминированных систем не существует, так как значения параметров реальных технологических систем всегда являются случайными, а системы — стохастическими. Выбор технически оптимального варианта ТГХО твердого сплава ВК6 в гидрозоле речного песка осуществляли методами компьютерного проектирования технологических систем, которые предназначены для решения нелинейных и стохастических задач при наличии взаимосвязанных, часто противоречивых требований к свойствам материала и показателям качества системы.

Компьютерное многомерное проектирование технологии ТГХО твердого сплава ВК6 с помощью программы СИНТЕЗ МК осуществляли в несколько этапов. Результаты выбора оптимального варианта изучаемой технологической системы сведены в табл. 2, 3. При решении обратной многокритериальной задачи были заданы желаемые уровни показателей свойств твердосмазочных покрытий, сформированных при ТГХО твердого



Таблица 3

**Оптимальные показатели свойства покрытий, полученных на твердом сплаве ВК6 путем ТГХО в вододисперсном составе на основе речного песка и поля их рассеяния**

Показатель	Номинальное значение	Поле рассеяния
Коэффициент трения $f$	0,101	0,018

Таблица 4

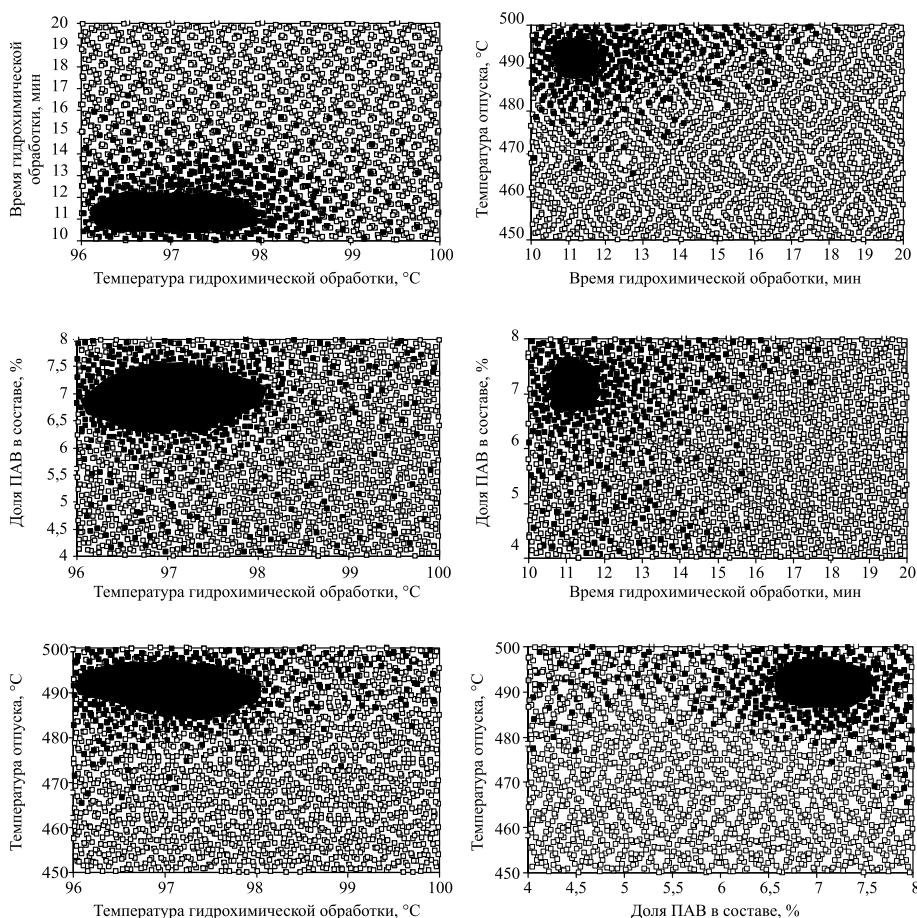
**Заданные границы свойства покрытий, полученных на твердом сплаве ВК6 путем ТГХО в вододисперсном составе на основе речного песка**

Показатель	Минимальное значение	Максимальное значение
Коэффициент трения $f$	0,091	0,110

Таблица 5

**Определение запаса работоспособности технологической системы по входным параметрам**

Параметр	Значение параметра	Значение производственного допуска	Поле производственного допуска	Коэффициент работоспособности
Температура гидрохимической обработки, °С	97	±1,0	2,0	1,1
Время гидрохимической обработки, мин	11	±0,1	0,2	6,0
Доля ПАВ в составе, %	7	±0,1	0,2	5,5
Температура отпуска, °С	492	±2,5	5,0	1,8



**Рис. 3. Дискретные портреты виртуального пространства технологической системы процесса ТГХО твердого сплава ВК6 в вододисперсной среде на основе речного песка:**

◆ — вариант системы, обеспечивающий заданные свойства твердого сплава ВК6; ◇ — вариант системы, не обеспечивающий заданные свойства твердого сплава ВК6

сплава ВК6 (табл. 4). Результаты виртуальных испытаний работоспособности системы в условиях влияния дестабилизирующих факторов производства приведены в табл. 5.

Для графической интерпретации результатов, полученных при решении задач исследования и проектирования технологии ТГХО твердого сплава ВК6 в вододисперсном составе на основе речного песка, построены дискретные портреты (рис. 3). Выделение областей устойчивости в многомерном пространстве состояний является важным этапом выбора технически оптимального варианта системы. В качестве критерия оптимизации выступает коэффициент трения с желаемым уровнем: 0,091...0,110 (см. табл. 4). Из рис. 3 видно, что технология ТГХО твердого сплава ВК6 реализуется с высокими свойствами только тогда, когда система попадает в области устойчивости, отмеченные темными точками. Выход одного или нескольких параметров процесса за пределы областей устойчивости в области, отмеченные светлыми точками,

свидетельствует о том, что материал покрытия с заданными свойствами в этом случае не будет получен.

В результате решения задачи проектирования технологии ТГХО твердого сплава ВК6 в вододисперсном составе на основе речного песка установлены фактические показатели ее основного триботехнического свойства (табл. 6), 100%-ная воспроизводимость которого достигается при точном соблюдении параметров процесса в пределах производственных допусков (см. табл. 5). Это подтвердили и результаты испытаний (рис. 4, см. обложку).

Для любого инструмента, у которого место контакта с обрабатываемой деталью изменяется со временем [17], важно на протяжении всего периода эксплуатации иметь не только минимальные, но неизменные значения коэффициента трения.

Таблица 6

**Фактические показатели свойства твердого сплава ВК6 после ТГХО и границы их рассеяния по результатам виртуальных испытаний технологической системы**

Показатель	Номинальное значение	Границы рассеяния показателей свойств	
		Нижняя	Верхняя
Коэффициент трения $f$	0,101	0,092	0,110

Таким требованиям отвечают термогидрохимические покрытия, и в этом они имеют преимущества перед другими известными твердосмазочными покрытиями [11].

Таблица 7

**Результаты испытаний твердосплавных инструментов, подвергнутых ТГХО**

Вид инструмента	Материал инструмента	Обрабатываемый материал	Повышение стойкости $K_w$
<b>ПО "БелАЗ"</b>			
Режущие пластины для чистовой токарной обработки	Твердый сплав Т15К6	Сталь 40Х (217 НВ)	2,0...2,1
<b>РУП "Кузнецкий завод тяжелых штампов" (КЗТШ)</b>			
Режущие пластины для чистовой токарной обработки	Твердый сплав Т15К6	Сталь 20	1,8...1,9
<b>АП "Минский подшипниковый завод"</b>			
Торцевые фрезы сборные	Твердый сплав Т15К6	Конструкционные и инструментальные стали	2,1
Резцы гальтельные			2,0
<b>РУПП "Автогидроусилитель" (АГУ)</b>			
Режущие пластины для чистовой токарной обработки	Твердый сплав Т15К6	Сталь 30ХГТ (229 НВ)	2,0
<b>РУП "Белорусский металлургический завод" (БМЗ)</b>			
Торцевые фрезы сборные	Твердый сплав МК8	Медный сплав М1Р0	1,6...2,0
Режущие пластины для черновой токарной обработки	Твердый сплав РТ40	Сталь 20	2,6...3,3
Режущие пластины для чистовой токарной обработки	Твердый сплав МР4	Сталь Ст3	1,3
Волоки	Твердые сплавы	Металлокорд	1,4...1,8
<b>ОАО "Минский мотовелозавод" (ММВЗ или Мотовело)</b>			
Режущие пластины для черновой фрезерной обработки	Твердый сплав Т15К6	Сталь ШХ15 и сталь 4Х5МФС	3,0...4,0
<b>АО "НОВОМЕТ-ПЕРМЬ"</b>			
Режущие пластины для черновой токарной обработки	Твердый сплав CNMG 120401 MS KCU10	ЖГр1Д1	1,6...2,0
	Твердые сплавы CNMG 120401 MS KCU10, CNMG 120404 NMS WSM20	X11H8D20	2,1...3,6



Результаты производственных испытаний свидетельствуют о том, что ТГХО с использованием оксидосодержащих вододисперсных составов позволяет увеличить эксплуатационную стойкость различных видов твердосплавных инструментов в 1,3...4,0 раза по сравнению с необработанными (табл. 7). Анализируя результаты испытаний в табл. 7, следует отметить, что максимальные показатели износостойкости твердосплавного режущего инструмента достигнуты при черновой токарной и фрезерной обработке, особенно высоколегированных конструкционных и нержавеющей сталей и сплавов. Технология термогидрохимической обработки твердых сплавов с использованием нанодисперсных сред внедрена в Беларуси на машиностроительных предприятиях "БелАЗ" и "Мотовело".

### Выводы

1. Выполнены математическое моделирование и компьютерное проектирование процесса ТГХО твердого сплава ВК6 в среде гидрозоля речного песка с помощью компьютерных технологий метода многомерного проектного синтеза технических объектов, материалов и технологий. Определены технически оптимальные режимы для реализации процесса в производстве с гарантированным достижением заданных свойств твердосплавных инструментов, подвергнутых ТГХО.

2. Обработка твердого сплава ВК6 по оптимальному режиму ТГХО позволяет существенно (в 4,5 раза) снизить коэффициент трения твердосплавной поверхности в условиях сухого трения скольжения.

3. Разработан простой безэлектролизный способ термогидрохимической обработки, который позволяет повысить эксплуатационную стойкость различных видов твердосплавных инструментов в 1,3...4,0 раза в сравнении со стандартными.

### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Хокинг М., Васантасри В., Сидки П. Металлические и керамические покрытия: пер. с англ. М.: Мир, 2000. 518 с.

2. **Материаловедение**: учебник для вузов / Б.Н. Арзамасов и др.; под общ. ред. Б.Н. Арзамасова. М.: МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2005. 648 с.

3. **Наноструктурные** покрытия: пер. с англ. / под ред. А. Кавалейро, Д. де Хоссона. М.: Техносфера, 2011. 752 с.

4. **Материаловедение**. Технология конструкционных материалов / под ред. В.С. Чередниченко. М.: Омега-Л, 2008. 752 с.

5. **Shmatov A.A., Soos L., Krajny Z.** Thermo-Hydrochemical Treatment for Tool Materials (a monograph). Bratislava: Slovak Technical University, 2014. 115 p.

6. **Шматов А.А.** Формирование композиционной структуры при термогидрохимической обработке твердого сплава // Упрочняющие технологии и покрытия. 2013. № 2. С. 33—40.

7. **Польцер Г., Майсснер Ф.** Основы трения и изнашивания. М.: Машиностроение, 1984. 264 с.

8. **Мышкин Н.К., Петроковец М.Н.** Трение, смазка, износ. М.: ФИЗМАТЛИТ, 2007. 368 с.

9. **Фридман Я.Б.** Механические свойства металлов. Т. 2. М.: Машиностроение, 1974. 135 с.

10. **Гаркунов Д.Н., Корник П.И.** Виды трения и износа. Эксплуатационные повреждения деталей машин. М.: Изд-во МСХА, 2003. 344 с.

11. **Витязь П.А.** Твердосмазочные покрытия в машиностроении. Минск: Бел. наука, 2007. 170 с.

12. **Shmatov A.A.** Low-temperature technology dispersing raw materials (sand, clay, chalk) to create high performance materials and coatings // Proceedings of the Green Materials workshop, Hannover, 9 April 2013 / East-West-Science Centre. Hannover, 2013. P. 7.

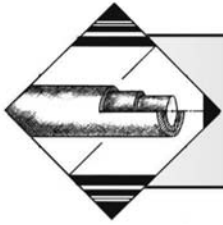
13. **Телегин А.И., Ничипорук А.О.** Обеспечение стандартного качества и эффективности транспортирования и поставки нерудных стройматериалов, добываемых из речных водоемов. Н. Новгород: Изд-во ФГБОУ ВО "ВГУВТ", 2015. 216 с.

14. **Новик Ф.С.** Математические методы планирования экспериментов в материаловедении. Раздел IV. М.: МиСИС, 1971. 148 с.

15. **Витязь П.А., Жилинский О.В., Лактюшина Т.В.** Компьютерная методология выбора технически оптимального варианта в многокритериальных задачах проектирования // Физическая мезомеханика. Томск, 2004. Т. 7. С. 3—11.

16. **Компьютерные** синтез-технологии исследования и проектирования технических и технологических систем / П.А. Витязь и др. // Информационные технологии в промышленности (IT\*2008): материалы 5-й Междунар. конф., Минск, 22—24 октября 2008 г. Минск, ОИПИ НАН РБ, 2008. С. 11—12.

17. **Бельский С.Е., Тофпенев Р.Л.** Структурные факторы эксплуатационной стойкости режущего инструмента. Минск: Наука и техника, 1984. 128 с.



# ОБРАБОТКА КОМБИНИРОВАННЫМИ МЕТОДАМИ

УДК 621.002:658.562

С.С. Грядунов, Е.А. Памфилов, Я.С. Прозоров, П.Г. Пыриков  
(Брянский государственный технический университет)  
E-mail: pyrikovpg@mail.ru

## Применение функциональных покрытий в задачах реновации деталей машин и режущих инструментов

*Изложен концептуальный подход к решению задач реновации машин и оборудования разного технологического назначения. Рассмотрены перспективы реновации. Дан сравнительный анализ существа выполняемых мероприятий. Проанализированы основные технологические направления реновации, обеспечивающие качественно новый уровень функциональных и эксплуатационных свойств машин и инструментов.*

**Ключевые слова:** реновация, качество машин, работоспособность, технологии упрочнения, долговечность, надежность.

*Conceptual approach to the solution of problems of renovation of machines and the equipment of different technological appointment is stated. Renovation prospects are considered. The comparative analysis of a being of the carried-out actions is given. The main technological directions of renovation providing qualitatively new level of functional and operational properties of machines and tools are analysed.*

**Keywords:** renovation, quality of machines, working capacity, technologies of hardening, durability, reliability.

### Введение

Анализ современных концепций машиностроения позволяет признать две наиболее выраженные тенденции в исследовательской и проектно-конструкторской стадиях жизненного цикла продукции: с одной стороны, создаваемые объекты ориентированы на высокую оборачиваемость, что позволяет создавать качественно их новые виды, с другой — создается возможность для реновации, существенно изменяющей первоначальные свойства объектов. Следствием этого в первом случае выступает неочевидное снижение общего уровня надежности изделия, во втором — возможность создавать качественно новый продукт на основе прототипирования и, тем самым, существенно увеличить наработку на отказ и межремонтные периоды. Это позволяет существенным образом изменить традиционно сложившееся представление о сущности физического и морального устаревания изделия.

Введенный в терминологию машиностроения термин "реновация" предполагает комплекс технологических, конструкторских и организационных мероприятий, направленных на **увеличение**

**ресурса** реновируемого объекта или его составляющих, на использование его по новому назначению или повторное использование материала и его утилизацию [1].

Одним из самых распространенных видов исходных заготовок при реновации считается объект, имеющий приобретенные при эксплуатации или технологически наследуемые повреждения (усадочная пористость металла при литье, ликвация, анизотропия свойств, флокенообразование, трещины, коррозия и др.).

Однако, по мнению авторов статьи, в определении места и роли реновации в машиностроении следует отталкиваться от понятия "базовой технологии" изготовления — последовательности уникальных операций для достижения конечного результата, отвечающего нормативным требованиям к готовому изделию. В отличие от технологий реновации, реализуемых по заявочному принципу, для восполнения неудовлетворяющих свойств изделия, базовая технология является исчерпывающей в части его создания. Однако принципиальная возможность создавать реновируемые изделия, очевидно, должна предусматриваться еще на стадии проектно-конструкторской проработки.

Таким образом, устранение повреждений разного рода, начиная от заготовительной стадии производства, по смыслу не продлевает ресурс объекта, а только доводит его до уровня требований к качеству, обеспечиваемых "базовой" технологией изготовления. В этом состоит основное смысловое отличие понятий ремонта и реновации.

Если проанализировать любой технологический процесс изготовления нового изделия, то можно отметить, что он представлен последовательно чередующимися операциями разрушения и восстановления структуры материала. К числу первых относится механическая обработка, ко вторым — термическая. Причем восстановление или реновация свойств происходят либо в объеме, либо в поверхностных слоях. Очевидно, что показатели качества готового изделия находятся в тесной взаимосвязи с условиями реализации указанных технологий.

### Технологические основы реновации

Научной школой проф. А.Г. Сулова установлено, что эксплуатационные свойства деталей машин и соединений в значительной степени базируются на технологическом обеспечении их качественных параметров, среди которых выделяются группы геометрических и физико-химических. Принятие решения о технологии реновации машин по мере достижения указанными параметрами своих предельных значений основывается на метрологическом обеспечении и технологическом управлении. При этом ряд параметров практически невозможно проконтролировать (параметры структуры, фазового состава, химсостава, наклепа, остаточных напряжений, экзoeлектронной эмиссии и т.д.). Это указывает на необходимость комплексных исследований для разработки методик оценки состояния поверхностей деталей машин [2].

Практически задача обеспечения работоспособности, в частности, пар трения изначально сводилась к технологическому обеспечению равновесной шероховатости, а затем равновесного качества поверхностного слоя.

### Наплавка покрытий износостойкими чугунами

Касаясь технологического аспекта реновации следует отметить, что научными школами Брянского инженерно-технологического университета разработаны структуры специальных белых чугунов (проф. Г.И. Сильманом и доц. С.С. Грядновым) в качестве литейного и наплавочного материала, используемого для деталей, работающих в особо тяжелых условиях интенсивного изнашивания (при повышенных температурах и термоциклировании) [3]. Эти чугуны отличаются высокой

твердостью (до 67 HRC) и износостойкостью, высокими прочностными свойствами ( $\sigma_b$  до 1000 МПа) при достаточно высоких значениях пластичности и ударной вязкости. Столь необычное сочетание свойств белых чугунов обеспечивается специальной микроструктурой, имеющей композиционный характер и формирующейся в процессе естественного структурообразования. Основу такой структуры составляет двойная эвтектика А + МС (А — аустенит, МС — карбидная фаза (например, карбиды ванадия VC), М — атомы металлов в карбиде).

В целях измельчения литой структуры и инициализации формообразования карбидов МС-сплав подвергается комплексному модифицированию и микролегированию. Общий химический состав сплавов скоррелирован таким образом, что в них обеспечивается формирование необходимой структуры в разных термокинетических условиях или ее доводка при простой термической обработке. Так как сплав является самозакаляющимся, то он и после сравнительно "мягкой" термической обработки приобретает высокую твердость (60 HRC и выше).

Формы применения разработанных сплавов обширны: они могут быть представлены в виде наплавки, литых прутков, гранулированных порошков, механических смесей порошкообразных компонентов, применяемых в порошковых проволоках и лентах.

Проведенные испытания разработанных сплавов Fe—C—Cr—V (сплав 320X8Ф8C2Г3), наплавляемых на концевники рабочих органов навесного оборудования землеройных машин (рис. 1) показали увеличение срока службы в 2,5...3,0 раза. Испытания проводили на бульдозерной технике при

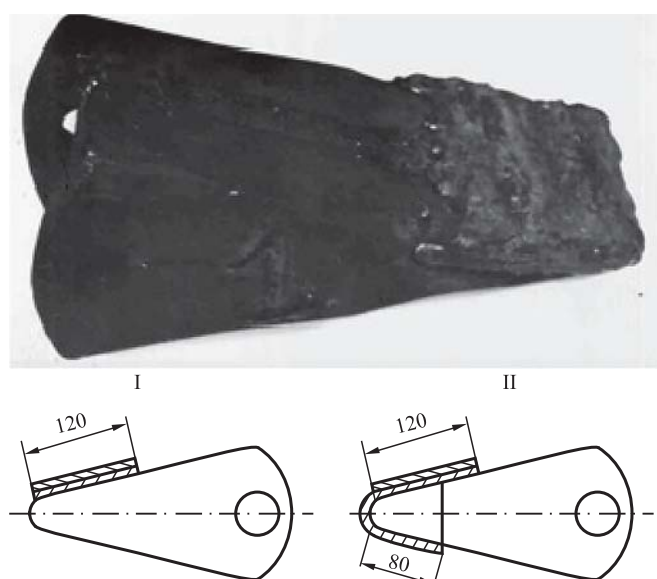


Рис. 1. Наконечник рыхлителя ковша бульдозера и схемы наплавки

скоростях 0,5...1,5 м/с и среднем давлении на поверхности 5...20 МПа, работающей в условиях низких температур (248...253 К — воздух; 260...263 К — грунт).

Установлено, что изнашивание наплавленного сплава носит характер преимущественного полидеформационного разрушения поверхности в отличие от ненаплавленных наконечников, изнашивание которых происходит главным образом в виде микрорезания.

### Текстурирование поверхностных слоев деталей

В большинстве случаев эксплуатационные характеристики деталей напрямую определяются показателями прочности. Примером тому выступают рабочие органы оборудования и инструментов для обработки неметаллических материалов, в частности древесины, бумаги и картона, режущие качества которых являются критерием работоспособности. Технологический подход к вопросу их реновации предложен на основе кристаллографического текстурирования, обеспечиваемого при кристаллизации из расплава в индуцированном состоянии [4].

Анализ информации позволяет отметить возможность управлять фрикционной усталостью  $s_0$ , а также значениями  $K_c$ ,  $KCV$ ,  $KCT$ ,  $t_{50}$ , поверхностной сопротивляемостью материала микрорезанию  $e$ , пределом выносливости  $s_{-1}$ , микротвердостью  $H_{\mu}$ , шероховатостью и остаточным напряженным состоянием  $s_{ост}$ ,  $h_{ост}$ , модулем упругости, коэффициентами деформации  $c_{ij}$  и др. Влияние указанных параметров на функциональные показатели работоспособности (прочность, износостойкость и др.) проявляются в зависимости от эксплуатационных условий. Повышение потенциальной энергии, поверхностной твердости, предела выносливости (на 30...50 %), остаточных напряжений сжатия (более 1000 МПа), сопротивление коррозионной и контактной усталости, формирование близкого к эксплуатационному комплекса микрогеометрии поверхности являются следствием структурных и деформационных процессов при текстурировании, обеспечивающих прирост сопротивляемости изнашиванию в среднем в 1,5...2,0 раза.

Однако большая эффективность текстурирования ожидается от управления эффектом анизотропии, в частности, по упругопрочностным характеристикам. Для гетерогенных сплавов они оказываются соизмеримыми по уровню с монокристаллами. Для последних характерно влияние кристаллографической анизотропии на коэффициент трения скольжения (вариация величин на 2...3 порядка), а также на коэффициент адгезии (вариация на 1...2 порядка) и модуль упругости (на

50...70 %). При этом отмечается общая закономерность, выраженная в повышении деформационной составляющей силы трения в направлениях, перпендикулярных к плотноупакованным плоскостям [5]. Это следует из принципа Неймана, согласно которому симметрия физических свойств кристаллов и симметрия их строения взаимообусловлены.

Технологический аспект обеспечения поверхностного текстурирования предполагает термическое воздействие на поверхность объектов в изнашиваемых зонах до состояния перекристаллизации во внешне индуцированном магнитном поле (рис. 2). К таким технологиям, в частности, могут быть отнесены: обработка поверхности концентрированными источниками энергии (лучом лазера, плазмы, искровыми разрядами), наплавка износостойких покрытий, металлизация, а также получение изделий методами литья и др.

При этом направление поля устанавливается таким образом, при котором вектору деформирующей нагрузки (например, силе трения) оказывается параллельно кристаллографическое направление, в котором выражен максимум требуемых свойств материала. При этом вектор магнитной индукции

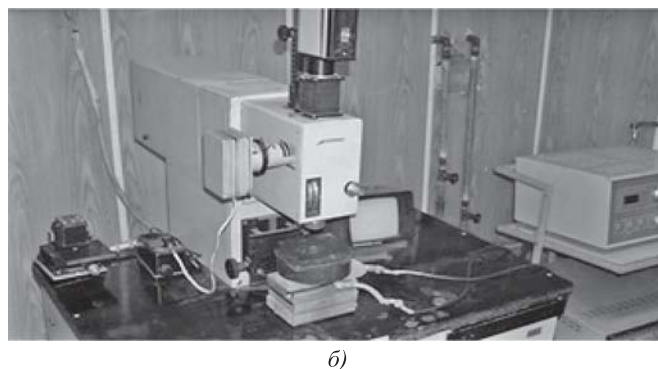
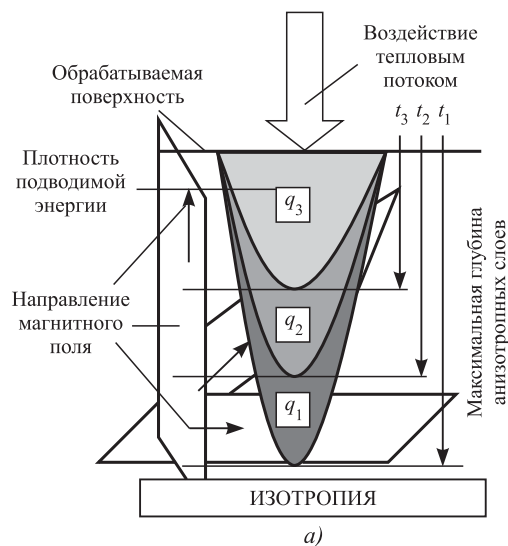


Рис. 2. Схема обработки (а) и лабораторная лазерная установка "Квант 12" (б)

и ось легчайшего намагничивания зоны кристаллографических плоскостей скольжения в области перекристаллизации совпадают по направлению.

Индуктированное в объекте магнитное поле вследствие свойства магнитной анизотропии стремится установить магнитные моменты атомов вдоль вектора магнитной индукции. Тепловое движение, обусловленное импульсным нагревом, стремится рассредоточить их по разным направлениям. В результате устанавливается некоторая преимущественная ориентация моментов вдоль поля тем большая, чем больше магнитная индукция, и тем меньшая, чем выше температура нагрева.

С учетом того, что силовые линии магнитного поля направлены вдоль вполне определенного для образца направления, выделяющиеся в ходе кристаллизации частицы фаз ориентируются вдоль силовых линий магнитной индукции. В итоге по мере завершения кристаллизации в сплаве на глубину расплавления формируется анизотропная структура, в образцах при лазерном упрочнении в магнитном поле (сталь Р6М5,  $H = 270$  кА/м),



Рис. 3. Область перекристаллизации.  $\times 150$

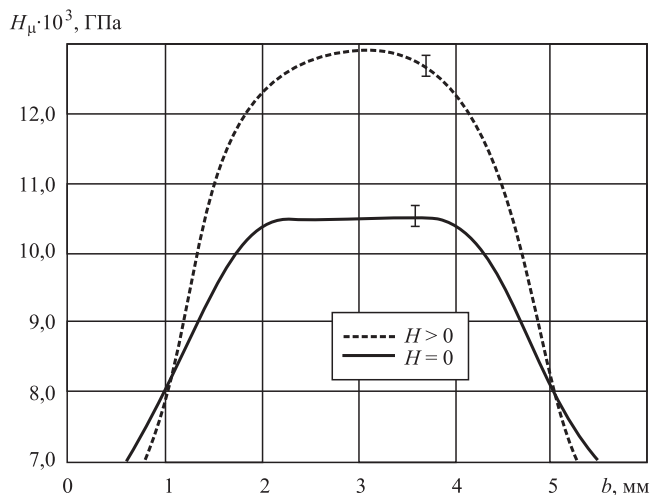


Рис. 4. Распределение микротвердости в пределах зоны термического воздействия луча лазера (сталь У10А) в зависимости от напряженности  $H$  магнитного поля

кристаллы которой имеют статистически однонаправленную ориентацию кристаллографических направлений (рис. 3). При изменении направления поля (вектора магнитной индукции) при повторной перекристаллизации направление роста зерен соответствующим образом меняется. Распределение микротвердости в пределах зоны термического воздействия приведено на рис. 4.

Результаты исследований предложенного способа упрочнения позволили установить, что для инструмента с профилированной режущей частью, работающего в условиях температурно-механического нагружения с присутствием агрессивной среды (режущие элементы цепных пил, инструмент линий агрегатной переработки, фрезы, лущильные и строгальные ножи, инструмент лезвийных типов гофроагрегатов и слоттеров), работоспособность может быть обеспечена комплексным упрочнением текстурированием при управлении кристаллографическими направлениями в структуре инструментальных материалов (для структур с кристаллами ОЦК-типа — [111], для ГЦК — [110], для ГПУ — [0001], при напряженности магнитного поля 250...500 кА/м, плотности мощности лазерного луча 1,7...2,4 Дж/мм<sup>2</sup>). При этом у некоторых типов инструмента ресурс по стойкости возрос почти в 2,5 раза по сравнению с серийно выпускающимся инструментом. Отмечается также существенное снижение интенсивности выкрашивания режущих кромок и прилегающих поверхностей как в период приработки, так и в период установившегося изнашивания [6].

### Адаптивные покрытия (коррозионно-механическое изнашивание)

Особую сложность для реновации представляют объекты, закономерности изнашивания которых протекают при комплексном влиянии коррозионной и механической составляющих. Примером этому являются рабочие органы стружечного оборудования для получения технологического сырья в производстве ДСтП (рис. 5).



Рис. 5. Ножевой вал (реновируемый наплавкой) стружечного станка мод. ДС-8



Для таких объектов синергетическая компонента износа определяется взаимовлиянием механических и химических факторов. В рамках этого прослеживается вызванное коррозией увеличение механического изнашивания и вызванное механическим изнашиванием ускорение коррозии [7].

Таким образом, для обеспечения коррозионной стойкости сталей следует стремиться к уменьшению их термодинамической нестабильности, торможению катодных или анодных процессов. На практике это может быть достигнуто за счет уменьшения площади анодных участков, легирования, повышающего анодную пассивируемость и катодную эффективность. Это достигается путем введения в состав поверхностных слоев хрома, никеля, кобальта и молибдена.

Наличие хрома в поверхностных слоях способствует образованию пассивирующего слоя, обладающего достаточной сплошностью и прочностью сцепления с поверхностью основы. При этом можно полагать, что благоприятной является концентрация, примерно равная 13 %, так как по достижении такой концентрации сплавы по своим пассивирующим характеристикам приближаются к чистому хрому. Однако содержание хрома в сплаве выше этого значения приводит к ухудшению механических свойств, особенно ударной вязкости.

Кроме химической стойкости к агрессивным средам важнейшими факторами являются толщина наносимых поверхностных слоев и характер их структуры. Исходя из технологических требований, толщина слоя должна обеспечить необходимый уровень работоспособности оборудования в течение срока эксплуатации.

Таким образом, в целях противодействия химическому воздействию поверхностный слой деталей узлов трения стружечных станков должен обладать равномерной мелкозернистой структурой при содержании в нем 13...14 % Cr и 0,2...0,3 % C. Толщина слоя должна составлять после окончательной обработки не менее 3—4 величин максимального значения износа.

Нанесенное покрытие должно обеспечивать эффективное рассеяние подводимой при трении энергии, поэтому создаваемая структура должна содержать элементы, формирующие благоприятную микрогетерогенную структуру.

Упрочнение межфазных связей возможно за счет формирования вторичных соединений из элементов основных фаз. Эти соединения в виде тонкодисперсных включений (например,  $Cr_7C_3$ ,  $Fe_3C$ ,  $Fe_2C$ ,  $C_{19}Cr_7Mo_{24}$ ,  $Fe_{63}Mo_{37}$ ,  $FeTi$ ,  $MoC$ ) образуются вблизи основных межфазных границ. Поэтому для противодействия усталостным воздействиям целесообразна структура поверхностного слоя с вязкой аустенитной матрицей и равномерными твердыми включениями карбидной фазы [8].

С позиций уменьшения абразивного изнашивания предпочтительно создание покрытия с высокой твердостью и прочностью, для чего желательно введение в их состав упрочняющих фаз: карбидов, нитридов, карбонитридов, интерметаллидов, чистых и малорастворимых в железе металлов. При этом лучшее упрочнение достигается при формировании твердых дисперсных частиц малого размера и при обеспечении минимального расстояния между ними в твердом растворе.

Для снижения водородной составляющей изнашивания желательны повышение плотности и минимизация пористости наносимого слоя и повышение его водородоизолирующей способности. Это достигается за счет ввода в поверхностные зоны карбидообразующих элементов (хром, молибден, ванадий, ниобий и титан); создания на поверхности металла барьерных слоев, препятствующих диффузии водорода в сталь (окисные пленки, карбидные и нитридные покрытия); плакирования стали металлами, имеющими низкую водородопроницаемость.

Предложенная научной школой проф. Е.А. Памфилова для повышения износостойкости деталей узлов трения стружечных станков структура поверхностного слоя с содержанием 12...14 % Cr и 0,1...0,2 % C, имеющая аустенитно-мартенситную основу с равномерно распределенными в ней карбидами хрома типа  $Cr_7C_3$ , является рациональной для минимизации механического и водородного изнашивания и повышения сопротивления электрохимической коррозии.

На основании вышеизложенного предложен следующий порядок упрочнения новых или реновации изношенных деталей узлов резания стружечных станков [9]:

1) исходная механическая обработка заготовки, подлежащей наплавке, обеспечивающая достижение требуемого сцепления наплавленного слоя с материалом заготовки. При этом формируемые размеры заготовки должны обеспечивать нанесение упрочняющего слоя толщиной до 12...15 мм;

2) нанесение упрочняющего слоя посредством автоматической наплавки порошковой проволокой или лентой;

3) механическая обработка наплавленного слоя, обеспечивающая достижение требуемой точности и шероховатости;

4) формирование поверхностного защитно-прирабочного защитного слоя путем электроискрового легирования на глубину 0,3...0,4 мм с последующим нанесением медного покрытия толщиной 0,1...0,2 мм.

Для наплавки целесообразно использовать порошковую проволоку [9]. Режим наплавки: сила тока  $I = 850...900$  А, напряжение  $U = 40...47$  В и скорость подачи  $v = 15...30$  м/ч.



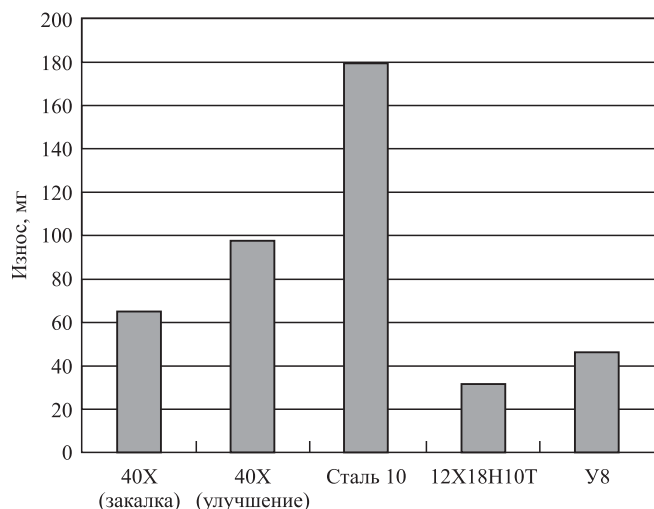


Рис. 6. Диаграммы коррозионно-механического износа исследуемых материалов

Теоретически установлено и экспериментально подтверждено [10], что при трении металлических поверхностей по древесине сопротивляемость их коррозионно-механическому изнашиванию определяется преимущественно химическим составом и структурой материала, при этом наибольшей износостойкостью в указанных условиях отличаются материалы, имеющие аустенитно-мартенситную основу, упрочненную дисперсной карбидной фазой, и обладающие повышенными показателями прочности ( $\sigma_B = 520...570$  МПа) и твердости (42...46 HRC) в сочетании с высокой пластичностью ( $KCU = 130...160$  кДж/м<sup>2</sup>) и коррозионной стойкостью (рис. 6).

### Выводы

1. Требуется разработка моделей, на основании которых оптимизируются вид и технологические условия реновации. Критерием этого должны являться результаты мониторинга экономической составляющей с учетом морального и физического устаревания техники.

2. Требуется установить критерии, позволяющие оценить классификацию изделия, прошедшего реновацию, к качественно новому техниче-

скому уровню, при которых оно теряет признаки, свойственные прототипу.

### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Ярославцев В.М., Ярославцева Н.А. Виды исходных заготовок в технологиях реновации // Наука и образование. 2014. № 2. С. 1—12.
2. Суслов А.Г. От технологического обеспечения эксплуатационных свойств к качеству машин // Трение и износ. 1997. Т. 18. № 3. С. 311—319.
3. Сильман Г.И., Памфилов Е.А., Грядунов С.С., Грувман А.И. Влияние структуры белых хромованадиевых чугунов на их износостойкость // Металловедение и термическая обработка металлов. 2007. № 8. С. 32—36.
4. Pамфилов Е., Pyrikov P. The increasing of Machine Parts & Cutting Tools durability by complex technological method // Total Life Cycle: Conference & Exposition Land, Sea & Air Mobility Detroit Marriott Renaissance. Michigan USA, 2000. P. 631—638.
5. Пыриков П.Г. К вопросу обеспечения стойкости металлических материалов на основе формируемой анизотропии: материалы VI междунар. науч.-техн. конф. "Проблемы качества машин и их конкурентоспособности". Брянск: БГТУ, 2008. С. 67—69.
6. Памфилов Е.А., Пыриков П.Г. Поверхностное текстурирование изделий из стали и чугуна // Теоретические и технологические основы рационального текстурирования чугунов и сталей. Брянск: БГИТА, 2010. С. 168—217.
7. Прозоров Я.С. Механохимическая модель изнашивания узлов трения стружечных станков // Новые материалы и технологии в машиностроении: сб. науч. тр. Брянск, 2010. Вып. 12. С. 91—95.
8. Прозоров Я.С. Разработка композиционных покрытий для узлов трения оборудования для производства стружки // Материалы междунар. заочной научно-практич. конф. "Актуальные направления научных исследований XXI века: теория и практика" Воронеж: ФГБОУ ВПО "ВГЛТА", 2014. № 3. Ч. 2 (8—2). С. 407—411.
9. Грядунов С.С., Прозоров Я.С. Выбор технологии для повышения износостойкости ножевых валов стружечных станков // Новые материалы и технологии в машиностроении: сб. науч. тр. Брянск, 2011. Вып. 13. С. 11—13.
10. Грядунов С.С., Пронько Е.В. Восстановление и повышение износостойкости ножевых валов стружечных станков методами наплавки // Лесной комплекс: состояние и перспективы развития: сборник научных трудов по итогам международной научно-технической конференции. Брянск, 2001. С. 87—89.

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

Е-mail: [utp@mashin.ru](mailto:utp@mashin.ru)

Web-site: [www.mashin.ru](http://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 04.07.2018 г. Подписано в печать 27.08.18 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 "Авансд солюшнз". 119071, г. Москва, Ленинский пр-т, д. 19, стр. 1

Сайт: [www.aov.ru](http://www.aov.ru)

## К сведению авторов журнала «Упрочняющие технологии и покрытия»

Объем статьи (текст статьи, рисунки, таблицы), предлагаемой к публикации, не должен превышать 12 страниц, напечатанных на белой бумаге (формата А4) на одной стороне листа через два интервала 12-м кеглем.

Все страницы в статье должны быть пронумерованы.

В редакцию предоставляется статья в электронном виде – файл (с расширением .doc или .pdf) с набором текста (шрифт Times New Roman) или распечатанная рукопись (на белой бумаге (формата А4) на одной стороне листа).

Электронная версия может быть выслана по e-mail: utp@mashin.ru

### Требования к оформлению статьи

#### 1. Обязательно должны быть представлены сведения об авторах:

- Ф.И.О.;
- ученая степень и звание (если есть);
- место работы;
- должность;
- адреса и телефоны (домашний и служебный), факс;
- E-mail.

*Названия учреждений, в которых выполнялись исследования, необходимо раскрывать полностью, указывать город.*

#### 2. Обязательно представлять на русском и английском языках:

- фамилии, имена и отчества авторов, название учреждения, в котором выполнялось исследование;
- название статьи;
- аннотацию к статье;
- ключевые слова.

#### 3. Начало статьи должно быть оформлено по следующему образцу:

- УДК (Индекс статьи по Универсальной десятичной классификации <http://teacode.com/online/udc/>);
- авторы (с указанием ученой степени);
- полное название учреждения, в котором выполнялось исследование;
- город;
- страна (для иностранных авторов).

*Ссылку на гранты необходимо обозначать звездочкой (\*) на первой странице.*

#### 4. Формулы, буквенные обозначения (прописные и строчные, латинского (не готического) и греческого алфавитов), цифры, знаки и их расположение должны быть четкими и различимыми.

Для набора формул и буквенных обозначений следует использовать программу MathType или редактор формул Equation в офисном редакторе Microsoft Office Word.

#### 5. После текста должен быть приведен список литературы, используемой при написании статьи.

Составляется список по порядку ссылок в тексте и оформляется по ГОСТ 7.0.5–2008. Ссылки на иностранную литературу следует писать на языке оригинала без сокращений. Количество литературных источников не должно превышать пяти наименований. Допускаются ссылки на литературу не ранее 2000 г. выпуска (при необходимости ссылку на более "старый" источник литературы приводят непосредственно в тексте).

#### 6. Иллюстрации представляются в виде отдельных файлов (с расширением .doc, .tiff, .pdf, .jpeg 600 dpi), размер не должен превышать 186 мм.

Рисунок должен быть четким и иметь подрисовочную подпись. Подрисовочные подписи следует представлять отдельным списком. Объяснение рисунков и фотографий в тексте и подписи к ним должны соответствовать содержанию рисунков.

*Данные таблиц и рисунков не должны дублировать текст!*

#### Все статьи, поступающие в редакцию, проходят рецензирование.

В случае отклонения статьи редакционным советом журнала редакция оставляет за собой право сообщать автору о решении ред. совета без предоставления рецензии.

#### Материалы, присланные в редакцию, обратно не высылаются

#### Плата за публикацию статей не взимается

