ЕЖЕМЕСЯЧНЫЙ НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ И ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ ЖУРНАЛ

УПРОЧНЯЮЩИЕ ТЕХНОЛОГИИ И ПОКРЫТИЯ

№ 7 (31)
ИЮЛЬ
2007

Издается с января 2005 г.

Главный редактор
д-р физ.-мат. наук, заслуженный деятель науки РФ
В.Н. НЕВОЛИН
Председатель редакционного совета
д-р техн. наук, заслуженный деятель науки и техники РФ
В.Ф. БЕЗЪЯЗЫЧНЫЙ
Заместители главного редактора:
И.Н. ЖЕСТКОВА
д-р физ.-мат. наук
В.Ю. ФОМИНСКИЙ
Заместители председателя редакционного совета:
д-р техн. наук
В.Ю. БЛЮМЕНШТЕЙН
д-р техн. наук
А.В. КИРИЧЕК
д-р техн. наук
О.В. ЧУДИНА
Редакционный совет:
Ю.П. АНКУДИМОВ
А.П. БАБИЧЕВ
В.П. БАЛКОВ
С.Н. ГРИГОРЬЕВ
В.Ю. ЗАМЯТИН
В.А. ЗЕМСКОВ
С.А. КЛИМЕНКО
В.А. ЛЕБЕДЕВ
В.В. ЛЮБИМОВ
Ф.И. ПАНТЕЛЕЕНКО
Ю.В. ПАНФИЛОВ
Х.М. РАХИМЯНОВ
Б.П. САУШКИН
В.П. СМОЛЕНЦЕВ
А.М. СМЫСЛОВ
В.А. ШУЛОВ
М.Л. ХЕЙФЕЦ
Редакция:
Н.А. ФЕТИСОВА
И.В. СИНЦОВА
Т.В. ПАРАЙСКАЯ

Журнал распространяется по подписке, которую можно оформить в любом почтовом отделении (индексы по каталогам: "Роспечать" **85159**, "Пресса России" **39269**, "Почта России" **60252**) или в издательстве.
Тел.: (495) 269-52-98, 269-66-00, 268-40-77.
Факс: (495) 269-48-97.
E-mail: realiz@mashin.ru, utp@mashin.ru

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

СОДЕРЖАНИЕ

ОБЩИЕ ВОПРОСЫ УПРОЧНЕНИЯ

Петрова Л.Г., Чудина О.В. Прогнозирование уровня упрочнения металлов и сплавов на основе методологии управления структурообразованием . . . 3

МЕХАНИЧЕСКАЯ УПРОЧНЯЮЩАЯ ОБРАБОТКА

Блюменштейн В.Ю. Информационная поддержка жизненного цикла упрочненных ППД деталей машин. Программы нагружения поверхностного слоя на стадиях резания и поверхностного пластического деформирования . . . 12

Киричек А.В., Афонин А.Н., Должиков Д.А., Хромов В.Н., Коренев В.Н. Накатывание резьб с замковым профилем . . . 20

Безъязычный В.Ф., Прокофьев М.А., Ломанова М.В. Деформационная способность металлов как один из факторов, определяющих степень упрочнения поверхностного слоя деталей при механической обработке . . . 25

ХИМИЧЕСКАЯ, ХИМИКО-ТЕРМИЧЕСКАЯ И ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА

Погрелюк И.Н., Яськив О.И., Федирко В.Н., Пастух И.М., Машовец Н.С. Применение комбинированных методов азотирования для формирования износостойких покрытий на титановых сплавах . . . 29

ОБРАБОТКА КОМБИНИРОВАННЫМИ МЕТОДАМИ

Киселев Е.С., Степчева З.В. Эффективность касательно-осевых наложений ультразвуковых колебаний в процессе алмазного выглаживания стальных заготовок . . . 34

КОНТРОЛЬ КАЧЕСТВА УПРОЧНЯЮЩЕЙ ОБРАБОТКИ

Фоминский В.Ю., Романов Р.И., Костычев И.В., Селис Ж.-П. Трибологические свойства антифрикционного покрытия, сформированного импульсным лазерным осаждением углерода и диселенида вольфрама . . . 39

Гурин В.Д., Григорьев С.Н., Синопальников В.А. Особенности контактных явлений на передней поверхности инструмента с износостойким покрытием при прерывистом резании . . . 45

Морозов В.В., Югов В.И., Шлегель А.Н. Исследование износостойкости упрочненных лазерным излучением кромок деталей формовых комплектов для литья стеклотары . . . 52

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

© **Издательство "Машиностроение", "Упрочняющие технологии и покрытия", 2007**

THE MONTHLY SCIENTIFIC AND PRODUCTION JOURNAL

STRENGTHENING TECHNOLOGIES AND COATINGS

№ 7 (31)
July
2007

Since 2005, January

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

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

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

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

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

Edition:
N.A. FETISOVA
I.V. SINTSOVA
T.V. PARAYSKAYA

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

Ph.: (495) 269-52-98, 269-66-00, 268-40-77.
Fax: (495) 269-48-97
E-mail: realiz@mashin.ru, utp@mashin.ru

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

CONTENTS

GENERAL QUESTIONS OF STRENGTHENING

Petrova L.G., Chudina O.V. Prediction of strengthening level of metals and alloys on base of the methodology of structural management 3

MECHANICAL STRENGTHENING PROCESSING

Blumenstein V.Yu. Information support of life cycle strengthened by SPD details of machines. Programs of loading of superficial layer at stages of cutting and superficial plastic deformation 12

Kirichek A.V., Ghromov V.N., Afonin A.N., Korenev V.N., Dolgikov D.A. Rolling thread a lock profile 20

Bezyazichny V. F., Prokofiev M.A., Lomanova M.V. The deformability of metals as one of factors what defining mechanical hardening degree of parts superficial layer under mechanical working 25

CHEMICAL, CHEMICO-THERMAL AND ELECTROCHEMICAL PROCESSING

Pohreliuk I.N., Yaskiv O.I., Fedirko V.N., Pastuh I.M., Mashovets N.S. An application of combined methods of nitriding for the formation of wear resistant coatings on titanium alloys 29

PROCESSING BY COMBINED METHODS

Kiselev E.S., Stepcheva Z.V. The efficiency of using the tangent-axial direction of ultrasonic fluctuations in process diamond burnishing 34

QUALITY CONTROL OF STRENGTHENING PROCESSING

Fominski V.Yu., Romanov R.I., Kostichev I.V., Celis J.P. Tribological properties of antifriction coating formed by pulsed laser deposition of carbon and tungsten diselenide 39

Gurin V.D., Grigoriev S.N., Sinopalnikov V.A. Features of contact phenomena on the front tool surface with antiwear coating by discontinuous cutting 45

Morozov V.V., Yugov V.I., Shlegel A.N. Researches of wear capability of hardened by the laser radiation mould details edges for forming glass 52

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

© **"Mashinostroenie Publishers", "Strengthening Technologies and Coatings", 2007**

Л.Г. Петрова, О.В. Чудина *(МАДИ (ГТУ))*

Прогнозирование уровня упрочнения металлов и сплавов на основе методологии управления структурообразованием

Разработана методология управления структурообразованием в целях получения в поверхностном слое сталей структуры с высоким уровнем характеристик конструкционной прочности. Созданы графоаналитические модели расчета уровня прочности при реализации дислокационного, зернограничного, субструктурного механизмов упрочнения, твердорастворного упрочнения элементами замещения и внедрения, а также механизма дисперсионного упрочнения когерентными и некогерентными частицами. На основе разработанной методологии составлены расчетные методики прогнозирования прочностных характеристик металлов и сплавов. Предложена высокоэффективная комбинированная технология поверхностного упрочнения конструкционных сталей, заключающаяся в лазерном легировании стали нитридообразующими элементами, азотировании и старении, после которых в структуре действует максимальное число упрочняющих механизмов.

Methodology of structural management is developed with the purpose of development of structure with high level of structural properties in the surface layer of steels. Graphic and analytical models of strengthening level calculations are suggested concerning the realization of dislocation, grain-bound, substructure and solid solution mechanisms and also the mechanism of dispersion hardening by coherent and non-coherent particles. High efficient combined technology of surface strengthening of structural steels is developed consist in laser alloying of steels by nitride-forming elements, nitriding and ageing that provides maximal number of strengthening mechanisms.

Одной из важнейших задач современного машиностроения является разработка высокоэффективных экологически безопасных ресурсосберегающих технологий поверхностного упрочнения деталей машин и инструмента. Научный подход к решению этой задачи связан с разработкой *методологии управления структурообразованием* сталей и сплавов, представляющей собой совокупность последовательных теоретических, экспериментальных и технологических исследований, которые направлены на формирование в поверхностном слое сталей структуры, обеспечивающей высокий уровень характеристик конструкционной прочности.

Структурная схема методологии управления структурообразованием включает следующие **основные этапы** (рис. 1).

1. Выявление причинно-следственных связей параметров структуры металла с характеристиками конструкционной прочности и параметрами технологических процессов.

2. Разработка графоаналитических моделей расчета уровня прочности при реализации различных механизмов упрочнения.

3. Разработка расчетных моделей прогнозируемой прочности стали на основе анализа существующих дислокационных теорий прочности и механизмов упрочнения.

4. Выбор и определение параметров структуры и состава стали, необходимых для расчета прогнозируемой прочности.

5. Расчет прогнозируемой прочности конструкционных сталей и сплавов; количественная оценка вклада в упрочнение отдельных структурных составляющих и механизмов упрочнения.

6. Сравнительный анализ расчетных и экспериментальных характеристик прочности стали; при необходимости корректирование технологии в целях получения заданной структуры.

7. Разработка и совершенствование технологических способов поверхностного упрочнения конструкционных сталей; выявление зависимостей между структурой поверхностного слоя, характеристиками конструкционной прочности и параметрами технологического процесса упрочнения.

8. Оптимизация параметров технологических процессов поверхностного упрочнения стали по одному или нескольким критериям конструкционной прочности и разработка рекомендаций по комбинированию технологических вариантов обработки конструкционных сталей для деталей машин различного назначения.

Рис. 1. Структурная схема методологии управления структурообразованием

В настоящей работе представлены теоретические результаты, полученные в рамках разработанной методологии, включающие графоаналитические и расчетные модели прогнозируемого упрочнения металлов и сплавов при реализации различных упрочняющих механизмов. Как обсуждалось в предыдущих работах (например, в [1]), в качестве основных упрочняющих механизмов рассматриваются дислокационный, зернограничный, субструктурный, твердорастворный и механизм дисперсионного упрочнения.

Дислокационный (деформационный) механизм

Упрочнение металла за счет торможения движущихся дислокаций другими неорганизованными дислокациями чаще всего реализуется в результате пластической деформации, поэтому дислокационное упрочнение называют также деформационным. Прирост напряжения течения металлической матрицы $\Delta\tau_д$ при дислокационном упрочнении зависит от плотности дислокаций $\rho_д$ и ряда индивидуальных характеристик материала: вектора Бюргерса дислокации b, модуля сдвига металла G и параметра междислокационного взаимодействия α [2]:

$$\Delta\tau_д = \alpha G b\sqrt{\rho_д}. \qquad (1)$$

По формуле (1) прирост предела текучести $\Delta\sigma_д$ α- и γ-железа за счет дислокационного упрочнения можно рассчитать с учетом соотношения $\Delta\sigma_д = m\Delta\tau_д$, где m – ориентационный множитель Тейлора, равный 2,75 для ОЦК-решетки и 3,1 для ГЦК-решетки. Для расчетов использовали значения модуля сдвига G = = 82 000 МПа и вектора Бюргерса b = 0,25 нм для ферритной и b = 0,253 нм для аустенитной матрицы.

На рис. 2 представлена зависимость расчетных значений прироста предела текучести α- и γ-железа за счет дислокационного упрочнения от плотности дислокаций в интервале значений α. Расчеты показывают, что деформационное упрочнение γ-Fe сильнее, чем α-Fe, что подтверждает закономерности, наблюдающиеся при холодной пластической деформации аустенитных и ферритных сталей. При плотности дислокаций в ферритной матрице $\rho_д < 1\cdot10^9$ см$^{-2}$ упрочняющий эффект незначителен, прирост предела текучести $\Delta\sigma_д$ < 20...50 МПа сопоставим с напряжением трения решетки (силой Пайерлса–Набарро), т.е. в этом случае долей дислокационного упрочнения в суммарной прочности материала можно пренебречь.

Для аустенитных сталей вклад дислокационного упрочнения можно не учитывать при плотности дислокаций $\rho_д < 1\cdot10^8$ см$^{-2}$, при этом $\Delta\sigma_д$ < 20...40 МПа.

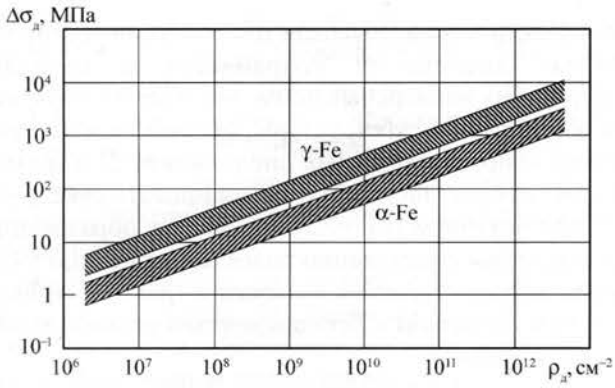


Рис. 2. Расчетная зависимость прироста предела текучести $\Delta\sigma_д$ за счет деформационного упрочнения α- и γ-железа от плотности дислокаций $\rho_д$

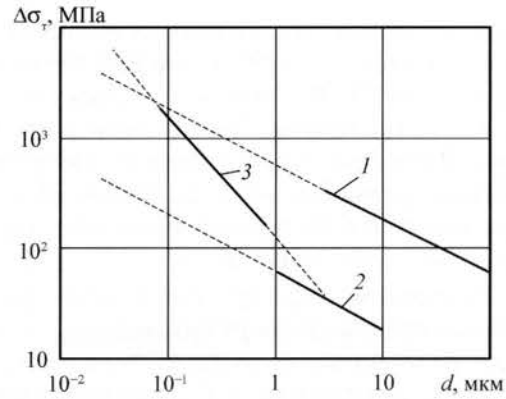


Рис. 3. Зависимость прироста предела текучести $\Delta\sigma_т$ при упрочнении границами зерен (*1*), субзерен (*2*) или ячеек (*3*) от их размера *d*

Зернограничный и субструктурный механизмы

При *зернограничном* упрочнении прирост прочности обусловлен сопротивлением границ зерен движению дислокаций. Для расчета прироста предела текучести при зернограничном упрочнении $\Delta\sigma_з$ можно воспользоваться известным уравнением Холла–Петча [3, 4]:

$$\sigma_т = \sigma_i + \Delta\sigma_з = \sigma_i + K_з d_з^{-1/2}, \qquad (2)$$

где σ_i – предел текучести матрицы при отсутствии сопротивления границ, который может быть принят как предел текучести монокристалла (поскольку если средний размер зерна металла $d_з \approx \infty$, то $\sigma_т = \sigma_i$);

$K_з$ – коэффициент зернограничного упрочнения, характеризующий металл и состояние границ.

Коэффициент $K_з$ определяют как тангенс угла наклона прямых в координатах $\sigma_т = f(d^{-1/2})$. Для ферритоперлитных сталей $K_з$ = 0,57...0,73 МПа·м$^{1/2}$ [3, 4]; для малоуглеродистых сталей чаще всего принимают $K_з$ = 0,63 МПа·м$^{1/2}$ [5, 6]; для однофазной ферритной структуры $K_з$ = 0,6 МПа·м$^{1/2}$ [2, 6].

Расчеты показывают, что, например, при $d_з$ = = 50 мкм прирост предела текучести феррита за счет зернограничного упрочнения составляет около 85 МПа. Для получения весомого зернограничного упрочнения феррита (например, $\Delta\sigma_з$ > 200 МПа) величина зерна должна быть менее 10 мкм.

Большинство исследователей указывает на линейную аддитивность зернограничного упрочнения по отношению к другим компонентам упрочнения [2, 7]. Следовательно, расчет суммарного предела текучести можно вести по формуле (2) с учетом того, что σ_i есть совокупный вклад остальных упрочняющих механизмов.

Субструктурное упрочнение обусловлено торможением дислокаций такими элементами субструктуры, как субзерна или ячейки. В первом случае прирост предела текучести $\Delta\sigma_с$ зависит от диаметра субзерна $d_с$, во-втором – от среднего линейного размера ячейки l [2, 6, 8]:

$$\Delta\sigma_с = K_с d_с^{-n}, \qquad (3)$$

где n – показатель степени, изменяющийся от 1/2 до 1;

$$\Delta\sigma_с = K_с l^{-1}. \qquad (4)$$

В формулах (3) и (4) величина $K_с$ представляет собой коэффициент субструктурного упрочнения, рекомендованные значения которого приведены в работах [9, 10].

С помощью несложного расчета можно сравнить эффективность упрочнения границами зерен, субзерен или ячеек. На рис. 3 представлена графическая зависимость прироста предела текучести $\Delta\sigma_т$ при рассматриваемых видах упрочнения от размеров соответствующих структурных элементов. Зависимость построена на основании расчетов с использованием коэффициента $K_з$ = 0,63 МПа·м$^{1/2}$ для зернограничного упрочнения низкоуглеродистых сталей, коэффициента $K_с = 0{,}1K_з$ = 0,063 МПа·м$^{1/2}$ для упрочнения границами субзерен, коэффициента $K_с$ = = 1,5·10^{-4} МПа·м$^{1/2}$ для упрочнения при образовании ячеистой структуры.

Анализ полученных графиков показывает, что уровень упрочнения границами субзерен всегда меньше уровня зернограничного упрочнения. Упрочнение при образовании ячеистой субструктуры наиболее эффективно при малых размерах ячеек: при ширине ячейки l < 0,1 мкм этот механизм становится преобладающим. Однако, учитывая реальные размеры этих структурных элементов, характерные для большинст-

ва сталей (сплошные участки прямых на рис. 3), можно сделать вывод, что упрочнение при образовании ячеек размером 0,1...0,7 мкм более эффективно, чем упрочнение границами зерен размером более 5...7 мкм. Расчетный прирост предела текучести при упрочнении границами зерен диаметром 10 мкм такой же, как при упрочнении ячейками шириной 0,75 мкм ($\Delta\sigma_з = \Delta\sigma_с = 200$ МПа).

Таким образом, согласно проведенным расчетам упрочнение при образовании субзеренной структуры не представляет большого интереса, поскольку реально не дает возможности получить значительный прирост предела текучести. Если допустить, что можно получить размер субзерен 0,3...0,5 мкм, то величина $\Delta\sigma_з$ не превысит 100 МПа, тогда как субструктурное упрочнение за счет ячеек малого размера может оказаться дополнительным резервом для получения высокой прочности металлических материалов. Л.И. Тушинским в работе [7] отмечена перспективность субструктурного упрочнения при образовании ячеисто-полигональных структур для повышения конструкционной прочности сталей, так как оно не сопровождается снижением трещиностойкости.

Однако следует учесть, что при образовании ячеистой субструктуры плотность беспорядочно расположенных дислокаций внутри блоков уменьшается до $1\cdot10^8...1\cdot10^{10}$ см$^{-2}$ за счет повышения на два-три порядка плотности дислокаций в дислокационных скоплениях, являющихся границами ячеек. Таким образом, уровень собственно дислокационного упрочнения за счет неорганизованных дислокаций уменьшится.

Представляет интерес определить, компенсирует ли это уменьшение прирост прочности за счет образования ячеек. Так, при отсутствии ячеистой субструктуры и плотности дислокаций в α-Fe $\rho_д = 1\cdot10^{12}$ см$^{-2}$ прирост предела текучести от деформационного упрочнения $\Delta\sigma_д = 1000$ МПа (см. рис. 2). При образовании ячеек прирост предела текучести складывается из дислокационного упрочнения $\Delta\sigma_д$ и субструктурного упрочнения $\Delta\sigma_с$. Расчет показывает, что при плотности неорганизованных дислокаций $1\cdot10^{10}$ см$^{-2}$ и размере ячеек 0,5 мкм суммарное упрочнение составит примерно 400 МПа, из которых 100 МПа приходится на долю беспорядочных дислокаций, а 300 МПа – на долю ячеистой субструктуры. Эффект снижения деформационного упрочнения дислокациями компенсируется лишь в том случае, если размер ячеек не превышает 0,17 мкм, что довольно редко реализуется на практике.

Таким образом, согласно проведенным расчетам **предпочтительным с точки зрения повышения прочности сталей является механизм упрочнения хаотически расположенными дислокациями без образования ячеистой субструктуры.** Высокая плотность неорганизованных дислокаций сохраняется в сплавах, содержащих дисперсные фазы, которые препятствуют образованию субструктуры, способствуя закреплению неорганизованных дислокаций. Тем не менее, не следует полностью игнорировать субструктурный механизм упрочнения, так как образование субструктуры существенно более благоприятно в отношении характеристик вязкости и трещиностойкости, чем структуры с беспорядочным расположением дислокаций.

Твердорастворное упрочнение при легировании

Наиболее изучено влияние легирующих элементов на изменение механических свойств феррита. Количественная оценка прироста предела текучести $\Delta\sigma_{т.р}$ при легировании α-железа проводится в предположении аддитивности вкладов в упрочнение отдельных легирующих элементов:

$$\Delta\sigma_{т.р} = \sum_{i=1}^{n} k_L C^{\alpha}, \qquad (5)$$

где k_L – коэффициент упрочнения легирующим элементом, т.е. прирост предела текучести при концентрации элемента 1 % по массе, МПа (для некоторых легирующих элементов коэффициенты k_L определены эмпирически в ряде работ [5, 11]);

C^{α} – концентрация элемента, растворенного в α-Fe, % по массе.

Оценочный расчет твердорастворного упрочнения элементами замещения позволяет определить, какие легирующие элементы являются наиболее эффективными упрочнителями. При расчете необходимо учесть, что в реальных сталях многие элементы могут образовывать карбиды или нитриды, вследствие чего происходит перераспределение их концентрации между твердым раствором и возможными карбидными и нитридными фазами. Коэффициент перераспределения представляет собой отношение концентрации элемента в твердом растворе к исходному содержанию элемента в сплаве: $\xi = C_L^{\alpha}/C_L$.

Тогда прирост предела текучести при легировании данным элементом

$$\Delta\sigma_{т.р} = k_L \xi C_L \qquad (6)$$

определяется произведением коэффициента упрочнения этим элементом k_L и его коэффициента перераспределения ξ. Наиболее эффективным упрочнителем следует считать легирующий элемент с наибольшим значением $k_L\xi$, определяющим истинный уровень упрочнения при концентрации элемента 1 % по массе. Расчеты показывают, что в порядке

увеличения эффективности упрочнения феррита элементы замещения можно расположить в ряд: Ti→V→Mo→Mn→Cr→Ni→Si.

Для получения высокого прироста предела текучести при легировании элементами замещения требуется довольно значительное их содержание в твердом растворе, что ограничивает возможности упрочнения такого вида.

Элементы внедрения упрочняют твердый раствор существенно сильнее, чем атомы замещения. Эти различия в степени упрочнения связаны, во-первых, с большей величиной параметра размерного несоответствия у элементов внедрения с матричным металлом. Во-вторых, атомы замещения вызывают в решетке растворителя симметричные искажения и, следовательно, дают относительно небольшой эффект упрочнения. Атомы внедрения вызывают сильные анизотропные упругие искажения матричной решетки, что приводит к существенно большему упрочнению. Такой сильный эффект упрочнения от тетрагональных искажений наблюдается, например, при растворении углерода в мартенсите железоуглеродистых сплавов, характерной особенностью которого является высокое сопротивление пластической деформации.

Однако упрочнение мартенсита нельзя свести только к твердорастворному упрочнению углеродом, так как оно является совокупным результатом действия нескольких факторов: искажения решетки, вызванные образованием пересыщенного твердого раствора углерода в α-железе, закрепление дислокационной структуры при образовании атмосфер из атомов углерода, высокая плотность дислокаций, дислокационных сплетений и двойниковых прослоек, наличие большого числа различных границ и субграниц (в том числе обусловленных формированием мелких пластин или реек мартенсита), выделение дисперсных карбидных частиц при самоотпуске мартенсита.

Показано [3], что при повышенном содержании углерода в железе напряжение течения углеродистой стали пропорционально квадратному корню из его концентрации:

$$\sigma_{\text{т}} = 470 + 1330\sqrt{C_{\text{C}}}. \qquad (7)$$

В работе [11] предложено выражение для предела текучести мартенсита, учитывающее влияние среднего размера мартенситных пластин $d_{\text{м}}$ и расстояния между выделениями карбидных частиц λ:

$$\sigma_{0,2} = 550 + 1{,}23\cdot 10^{-1} d_{\text{м}}^{-1} + 4{,}1\cdot 10^{-2}\lambda^{-1}. \qquad (8)$$

Следует отметить, что повышение прочности и твердости мартенсита сопровождается резким снижением сопротивления хрупкому разрушению, особенно при образовании двойникованного мартенсита,

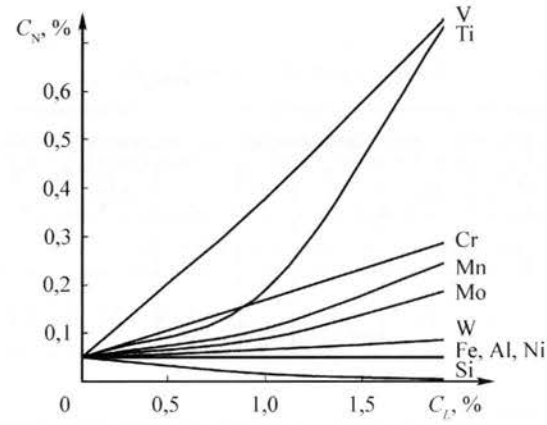


Рис. 4. Влияние концентрации легирующих элементов C_L на растворимость азота в α-железе

содержащего в местах стыка пластин микротрещины. Хрупкость мартенсита связывают также с образованием атмосфер из атомов углерода и с возникновением высоких внутренних напряжений при увеличении удельного объема в процессе мартенситного превращения.

Помимо углерода элементом, эффективно упрочняющим твердый раствор, является азот. Преимущество азота заключается в его более высокой растворимости в α- и γ-железе. Дополнительная возможность получения повышенной концентрации азота в ферритной матрице связана с наличием в ней легирующих элементов из группы переходных металлов (например, Cr, Mo, W, V, Ti). Известно, что эти элементы существенно повышают растворимость азота в феррите. Это связано с увеличением потенциала ионизации и размера октаэдрических пор, зависящих от соотношения радиусов атомов железа и легирующего элемента. Так, по данным работ [12–14], растворимость азота в железе при добавлении 13 % хрома составляет 1,9 % по массе, при введении 8 % ванадия – 3 % N, при концентрации молибдена 6,5 % – 0,73 % N, при содержании 2,5 % Ti – 1,5 % N.

Таким образом, благодаря высокой концентрации растворенного азота в сплавах железа с переходными металлами можно ожидать высокого уровня твердорастворного упрочнения азотом в легированном феррите.

Расчет прироста предела текучести легированного феррита за счет твердорастворного упрочнения азотом в первом приближении можно выполнить по формуле

$$\Delta\sigma_{\text{т.р}}^{\text{N}} = k_{\text{N}} C_{\text{N}}^{L}, \qquad (9)$$

где k_{N} – коэффициент твердорастворного упрочнения α-железа азотом, равный 4670 МПа независимо от типа легирующего элемента [12].

Таблица 1

Коэффициенты ξ_L и k_L [2, 12]

Коэффициент	Значение коэффициента при легировании элементом							
	Cr	Mo	W	V	Ti	Mn	Ni	Si
ξ_L	0,75	0,6...0,7	0,5...0,8	0,1	0,0001	0,6...0,7	1	1
k_L, МПа	31	11	–	3	82	33	30	86

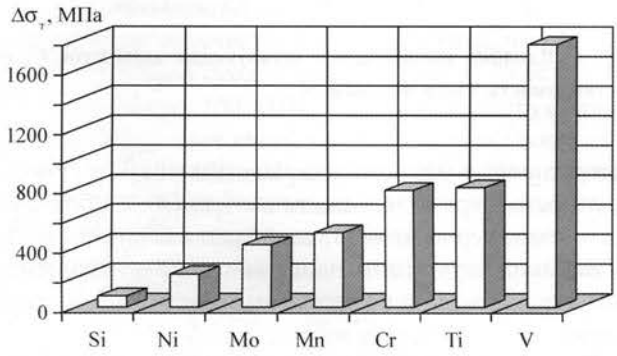


Рис. 5. Прирост предела текучести $\Delta\sigma_т$ двойных сплавов Fe–ЛЭ за счет твердорастворного упрочнения азотом при концентрации легирующего элемента 1 % по массе

На основании данных работы [12] построена зависимость растворимости азота от концентрации легирующих элементов C_L в α-железе (рис. 4). Из ее анализа следует, что наиболее высокая растворимость азота достигается при легировании железа ванадием, титаном, хромом, причем эффект повышения растворимости азота сильно растет с увеличением концентрации этих элементов. Несколько ниже степень повышения растворимости азота в присутствии марганца, молибдена и вольфрама.

Для более точного расчета следует учесть возможное уменьшение концентрации легирующего элемента в твердом растворе при образовании нитридов этого элемента, что повлечет за собой соответствующее снижение концентрации растворенного азота. В целях учета эффекта уменьшения твердорастворного упрочнения из-за перераспределения легирующего элемента между раствором и нитридными фазами в формулу (9) можно ввести поправку на специфическую склонность конкретного элемента к нитридообразованию:

$$\Delta\sigma^{N}_{т.р} = k_N C^{L}_{N} - k_L C_L (1-\xi_L), \qquad (10)$$

где k_L – коэффициент твердорастворного упрочнения феррита легирующим элементом (табл. 1);

$C_L(1-\xi_L)$ – концентрация легирующего элемента, связанного в нитриды;

$\xi_L = C^{\alpha}_{L}/C_L$ – коэффициент перераспределения, представляющий собой отношение концентрации элемента в твердом растворе C^{α}_{L} к исходному содержанию элемента в сплаве (см. табл. 1).

Рассчитанные по формуле (10) значения прироста предела текучести при твердорастворном упрочнении азотом двойных сплавов железа, содержащего 1 % *легирующего элемента* (ЛЭ), приведены на рис. 5. Как следует из расчетов, наиболее сильно происходит упрочнение твердого раствора азотом в сплавах Fe–V, довольно высокий уровень упрочнения в сплавах Fe–Ti и Fe–Cr. Никель и кремний, снижающие растворимость азота, а также алюминий, не изменяющий ее, не способствуют, таким образом, увеличению твердорастворного упрочнения азотом.

Дисперсионное упрочнение металлов частицами фаз внедрения

Для расчета дисперсионного упрочнения металлической матрицы когерентными частицами, например выделениями нитридов и карбидов, можно использовать количественную модель Мотта–Набарро, согласно которой значение упругих напряжений, создаваемых когерентными выделениями, определяется, в первую очередь, структурным несоответствием решеток матрицы и выделения. Для его оценки вводят параметр размерного несоответствия

$$\delta = \frac{2(a_{MeX} - a_{Me})}{a_{MeX} + a_{Me}}, \qquad (11)$$

где a_{Me} – период решетки матричного металла;

a_{MeX} – период решетки выделения.

Параметр вынужденной деформации решетки ε определяется, с одной стороны, размерным несоответствием частицы и матрицы, с другой – упругими свойствами самой частицы:

$$\varepsilon = \frac{3K\delta}{3K + 2E(1+\nu)}, \qquad (12)$$

где K – объемный модуль упругости выделения;

E – модуль упругости выделения;

ν – коэффициент Пуассона матричного металла.

В первом приближении можно считать, что прирост напряжения сдвига $\Delta\tau_{M-H}$, необходимого для перерезания когерентной частицы движущейся дислокацией по Мотту–Набарро, прямо пропорционален объемной доле этих частиц f:

$$\Delta\tau_{M-H} = 2G\varepsilon f, \qquad (13)$$

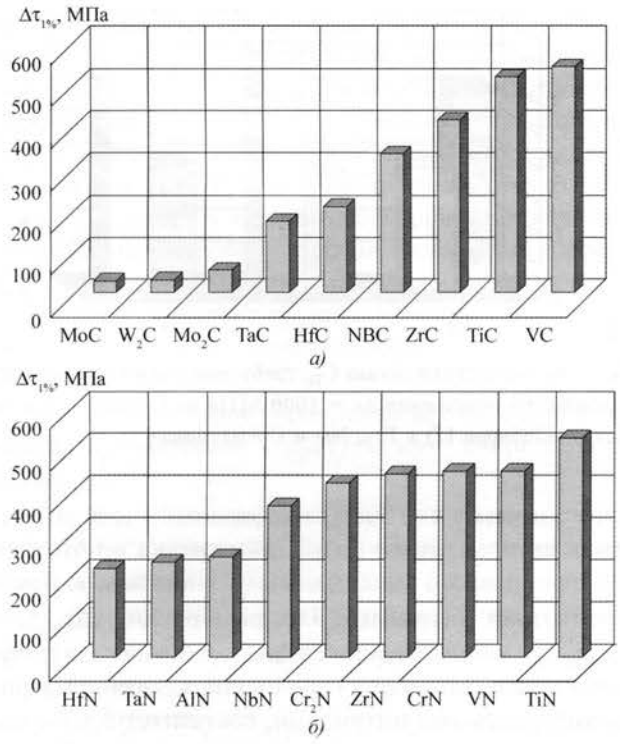


Рис. 6. Расчетный прирост напряжения течения $\Delta\tau_{1\%}$ железной матрицы за счет упрочнения когерентными карбидами (*а*) и нитридами (*б*)

где G – модуль сдвига матричного металла.

Объемная доля выделений определяется размером частиц выделений в матрице r и расстоянием между ними λ. Поскольку движение дислокации происходит в плоскости выделения, объемную долю можно оценить как площадь сечения сферической частицы на единицу площади матрицы, приходящейся на одну частицу:

$$f = \frac{2\pi}{3}\left(\frac{r}{\lambda}\right)^2. \qquad (14)$$

Расчет по модели Мотта–Набарро проведен для Fe-матрицы, содержащей стехиометрические карбиды (нитриды) легирующих элементов (Ti, V, Nb, Ta, Hf, Zr, Mo, W, Cr), в предположении, что легирующие элементы полностью связаны в карбидные (нитридные) фазы. Расчеты позволяют определить, какие карбидные или нитридные фазы обеспечивают наибольшее упрочнение данного металла. При одинаковой объемной доле выделяющихся дисперсных фаз наибольшее критическое напряжение наблюдается при образовании карбидов HfC, ZrC и нитридов TaN, HfN, ZrN , а наименьшее – при выделении карбидов W_2C, Mo_2C и нитридов VN, Mo_2N, CrN, AlN.

Таким образом, для получения одного и того же упрочнения данной матрицы требуется разная объемная доля выделений различного типа. В свою очередь, для создания одной и той же объемной доли карбидов или нитридов требуется разная концентрация легирующего элемента в твердом растворе. Если формируются избыточные фазы стехиометрического состава, то количество легирующего элемента C_L^{MeX}, необходимое для достижения данной объемной доли частиц f, можно вычислить по формуле

$$C_L^{\text{MeX}} = \frac{100 M_L}{M_{\text{MeX}}} \frac{\gamma_{\text{MeX}}}{\gamma_{\text{м}}} f, \qquad (15)$$

где M_L, M_{MeX} – молекулярный вес легирующего элемента и упрочняющей фазы соответственно;

γ_{MeX}, $\gamma_{\text{м}}$ – плотность упрочняющей фазы и матричного металла соответственно.

Следовательно, уровень дисперсионного упрочнения в итоге определяется типом и концентрацией карбидо- или нитридообразующего элемента. Проведенный расчет при концентрации 1 % по массе позволяет сделать вывод (рис. 6), что ферритная матрица наиболее эффективно упрочняется когерентными карбидами TiC, VC и нитридами TiN. Таким образом, одним из наиболее предпочтительных легирующих элементов является титан, позволяющий достичь требуемого упрочнения при его минимальной концентрации в сплаве.

Предложенный расчет позволяет спрогнозировать уровень упрочнения когерентными выделениями в зависимости от объемной доли выделений или концентрации нитридообразующего элемента. С помощью такого рода расчетов можно регулировать химический состав дисперсно-упрочненных сплавов по концентрации карбидо- или нитридообразующего элемента для получения заданного уровня дисперсионного упрочнения.

Дисперсионное упрочнение некогерентными частицами (упрочнение по Оровану)

В отличие от модели Мотта–Набарро, учитывающей упругие кристаллографические характеристики упрочняющих когерентных частиц, упрочнение некогерентными частицами согласно модели Орована не зависит от природы выделяющихся фаз, а определяется только геометрическими параметрами выделений: средним размером (диаметром) частиц D и расстоянием между ними λ. Степень упрочнения различных сплавов по Оровану зависит от упругих свойств матрицы и вектора Бюргерса b, характеризующего движение дислокаций в данной матрице.

Расчет прироста напряжения $\Delta\tau_{\text{Ор}}$ при огибании частиц движущейся дислокацией проведен по уточненной формуле Орована:

Таблица 2

Исходные данные и результаты расчета предельного упрочнения по Оровану $\Delta\tau_{Op\ max}$ Fe-матрицы

D, нм	λ, нм	$\lambda - D$, нм	$f_{расч}$	$\Delta\tau_{Op\ max}$, МПа
5,0	6,36	1,36	0,323	2470

$$\Delta\tau_{Op} = 0{,}85\frac{Gb}{2\pi(\lambda - D)}\Phi\ln\left(\frac{\lambda - D}{2b}\right), \qquad (16)$$

где параметр $\Phi = \frac{1}{2}\left(1 + \frac{1}{1-\nu}\right)$.

По формуле Орована проведены расчеты упрочнения Fe-матрицы дисперсными частицами при разных значениях D и λ. Согласно результатам расчетов $\Delta\tau_{Op}$ сильно снижается при увеличении расстояния λ. В соответствии с формулой (16) уровень упрочнения одинаков при постоянном значении $\lambda - D$, т.е. одно и то же значение $\Delta\tau_{Op}$ можно получить для выделений разного размера, но с сохранением определенной пропорции между диаметром частиц и расстоянием между ними. Прирост напряжения течения достигает максимального значения при $\lambda - D = 2b$.

В табл. 2 приведены результаты расчетов предельного упрочнения по Оровану Fe-матрицы, а также значения λ для $D = 5$ нм и объемной доли дисперсных частиц f, требуемой для получения максимального упрочнения (для железа $b = 2{,}5\cdot10^{-7}$ мм).

Как и при расчете упрочнения когерентными выделениями, критерием сравнения уровней упрочнения может служить минимум концентрации легирующего элемента, необходимой для получения данного значения $\Delta\tau$.

Выполнены расчеты концентраций некоторых нитридообразующих элементов, требующихся для получения объемной доли нитридных выделений f в Fe-матрице, соответствующей оптимальным значениям D и λ и, следовательно, максимальному упрочнению Fe-матрицы $\Delta\tau_{Op\ max} = 2470$ МПа. Установлено, что наибольшее упрочнение теоретически может быть достигнуто за счет образования некогерентных нитридов титана. Вместе с тем необходимо отметить, что максимальное упрочнение по Оровану за счет нитридных выделений едва ли может быть достигнуто, так как для этого потребуются слишком большие концентрации нитридообразующих элементов.

Сравнение расчетного уровня упрочнения на основе моделей Мотта–Набарро и Орована позволяет оценить эффективность упрочнения когерентными или некогерентными частицами фаз внедрения. Были проведены расчеты концентрации нитридообразующего элемента (титана), необходимой для упрочнения когерентными нитридами титана по Мотту–Набарро, равного максимальному упрочнению некогерентными нитридами TiN по Оровану ($\Delta\tau_{M-H} = \Delta\tau_{Op\ max}$). Концентрация титана, требуемая для получения заданного уровня упрочнения железной матрицы когерентными нитридами, составляет 3,8 %, что существенно меньше, чем концентрация, необходимая для создания упрочнения некогерентными нитридами (16 %). Следовательно, для ферритной матрицы выделение когерентных частиц, тормозящих дислокации по механизму "перерезания", обеспечивает более эффективное упрочнение.

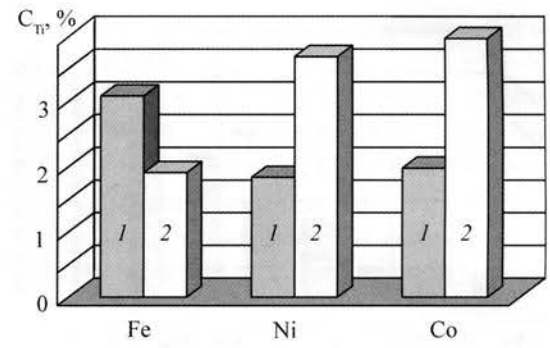


Рис. 7. Концентрация титана C_{Ti}, требуемая для получения дисперсионного упрочнения $\Delta\tau$ = 1000 МПа по Оровану (*1*) и по Мотту–Набарро (*2*) в Fe-, Ni- и Co-матрицах

Как уже отмечалось, концентрации нитридообразующего элемента для получения максимального упрочнения по Оровану далеки от реально наблюдаемых в дисперсионно-упрочняемых сплавах. Поскольку зависимость $\Delta\tau_{Op}$ от λ (а значит, и от объемной доли) носит нелинейный характер, для получения более низкого уровня упрочнения, например $\Delta\tau = 1000$ МПа, потребуются существенно меньшие значения f и C_L. Результаты расчетов концентрации титана для получения данного значения $\Delta\tau$ по Оровану и по Мотту–Набарро при $D = 5$ нм (рис. 7) показывают, что при реальных концентрациях титана α-железо сильнее упрочняется когерентными нитридами, тогда как, например, никель и кобальт – некогерентными частицами нитридов титана при условии оптимальных структурных характеристик нитридных выделений. Таким образом, **предпочтительность того или иного механизма дисперсионного упрочнения при выборе упрочняющей технологии зависит от типа матричного металла, состава сплава, типа упрочняющих фаз и условий их выделения, определяющих геометрические параметры структуры, что, в свою, очередь, зависит от параметров технологического процесса.**

Прогнозирование прочностных характеристик упрочненных материалов и целенаправленное приме-

нение предложенных графоаналитических и расчетных моделей позволяют разрабатывать высокоэффективные технологические процессы поверхностного упрочнения сталей и сплавов, после реализации которых действует наибольшее число упрочняющих механизмов [15]. Так, комбинированная технология, заключающаяся в лазерном легировании железной матрицы нитридообразующими элементами с последующим азотированием и старением, обеспечивает формирование структуры упрочненного слоя, в которой одновременно реализуются следующие механизмы упрочнения:

- зернограничное упрочнение за счет формирования мелкозернистой структуры при лазерной обработке ($\Delta\sigma_з$);
- субструктурное упрочнение за счет образования ячеистой субструктуры зон лазерного легирования ($\Delta\sigma_c$);
- твердорастворное упрочнение легирующими элементами ($\Delta\sigma_L$) и растворенным азотом ($\Delta\sigma_N$);
- дисперсионное упрочнение когерентными или некогерентными нитридами легирующих элементов ($\Delta\sigma_{MeN}$).

Тогда суммарный прирост предела текучести

$$\sigma_т = \sigma_0 + \Delta\sigma_з + \Delta\sigma_c + \Delta\sigma_L + \Delta\sigma_N + \Delta\sigma_{MeN}. \quad (17)$$

Испытания показали, что такая технология с параметрами процесса, оптимизированными на основе предложенной методологии, обеспечивает не только существенное упрочнение, но и повышение всего комплекса характеристик конструкционной прочности. Так, твердость поверхностного слоя стали 20 возрастает до 19 000...21 000 МПа, износостойкость – в 3 раза в сравнении с азотированной сталью 38Х2МЮА и в 15 раз – в сравнении с азотированной сталью 20, трещиностойкость – в 1,5 раза в сравнении с нормализованной сталью 20.

Выводы

1. Разработана методология управления структурообразованием как комплекс теоретических, экспериментальных и технологических исследований, направленных на формирование в поверхностном слое сталей структуры, обеспечивающей высокий уровень характеристик конструкционной прочности.

2. Предложены графоаналитические модели расчета уровня прочности при реализации различных механизмов упрочнения: дислокационного, зернограничного, субструктурного, твердорастворного элементами замещения и внедрения, а также дисперсионного упрочнения когерентными и некогерентными частицами фаз внедрения.

3. На основе предложенной методологии разработана высокоэффективная комбинированная технология поверхностного упрочнения конструкционных сталей, заключающаяся в лазерном легировании стали нитридообразующими элементами, азотировании и старении, которая задействует максимальное число упрочняющих механизмов и обеспечивает высокий уровень конструкционной прочности.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Петрова Л.Г., Чудина О.В.** Принципы разработки упрочняющих технологий на основе структурной теории прочности // Упрочняющие технологии и покрытия. 2005. № 1. С. 7–13
2. **Гольдштейн М.И., Литвинов В.С., Бронфин Б.М.** Металлофизика высокопрочных сплавов: учеб. пособие для вузов. М.: Металлургия. 1986. 312 с.
3. **Petch N.J.** // Phil. Mag. 1958. Vol. 3. P. 1089–1097.
4. **Holl E.O.** // Proc. Phys. Soc. Ser. B. 1951. Vol. 64. P. 747–756.
5. **Прика Т.** Количественные соотношения между параметрами дисперсных выделений и механическими свойствами сталей // Металловедение и термическая обработка металлов. 1975. № 7. С. 3–8.
6. **Келли А.** Высокопрочные материалы: пер. с англ. М.: Мир, 1976. 262 с.
7. **Тушинский Л.И.** Теория и технология упрочнения металлических сплавов. Новосибирск: Наука. Сиб. отд-ние. 1990. 306 с.
8. **Kuhlmann-Wilsdorf D.** // Trans. AIME. 1962. Vol. 224. P. 1047–1051.
9. **Беленький Б.З., Фарбер В.М., Гольдштейн М.И.** // Физика металлов и металловедение. 1975. Т. 39. № 2. С. 403–409.
10. **Young S.M., Sherby O.D.** // JISI. 1973. Vol. 211. No. 9. P. 640–647.
11. **Пикеринг Ф.Б.** Физическое металловедение и разработка сталей: пер. с англ. М.: Металлургия. 1982. 184 с.
12. **Теория** и технология азотирования / Ю.М. Лахтин, Я.Д. Коган, Г.-И. Шпис, З. Бемер. М.: Металлургия, 1991. 320 с.
13. **О растворимости** азота в легированном феррите / А.В. Белоцкий, О.Г. Пахаренко, В.Г. Пермяков, И.М. Самсонюк // Украинский физический журнал. 1968. Т. 13. № 10. С. 1749–1751.
14. **Булгач А.А., Солодкин Г.А., Глиберман Л.А.** Моделирование на ЭВМ кинетики роста нитридов в азотированном слое // Металловедение и термическая обработка металлов. 1984. № 1. С. 30–35.
15. **Приходько В.М., Петрова Л.Г., Чудина О.В.** Металлофизические основы разработки упрочняющих технологий. М.: Машиностроение, 2003. 384 с.

УДК 621.01:681.5

В.Ю. Блюменштейн *(Кузбасский ГТУ)*

Информационная поддержка жизненного цикла упрочненных ППД деталей машин

Программы нагружения поверхностного слоя на стадиях резания и поверхностного пластического деформирования

В рамках теории технологического наследования рассмотрено аналитическое описание программ нагружения поверхностного слоя при обработке резанием и поверхностным пластическим деформированием. Показано, что программы нагружения описывают физические закономерности формирования и трансформации поверхностного слоя деталей машин.

The analytical description of the loading programs of surface layer while cutting and under plastic sheet warping has been given within the theory of technological inheritance. It is shown that the loading programs describe physical regularities of formation and deformation processes of the machine components' surface layer.

Программа нагружения как инструмент для описания физических закономерностей технологического наследования

В соответствии с базовыми положениями механики технологического наследования носителем наследственной информации поверхностного слоя является очаг деформации, возникающий в зоне контакта режущего или деформирующего инструмента с деталью и свойственный процессам механической обработки деталей машин. Геометрические параметры *очага деформации* (ОД), глубина распространения, границы начала и окончания пластического течения металла позволяют сформулировать граничные и начальные условия для решения задач механики технологического наследования. К ним относят условия на контакте, значения напряжений на передней внеконтактной границе ОД, глубину упрочнения, начальные свойства материала и др. Форма и размеры ОД зависят от накопленных ранее свойств материала, с одной стороны, и полностью и адекватно определяют состояние поверхностного слоя после обработки – с другой [1–3].

Формирование свойств поверхностного слоя при механической обработке осуществляется в результате довольно сложной истории нагружения частиц этого слоя при их движении относительно инструмента. Изменение температурных или скоростных условий обработки, наличие предварительного упрочнения поверхностного слоя и другие факторы усложняют задачу, однако принципиально не меняют ее постановку и ход решения. В результате решения задач механики деформируемого твердого тела накопленные свойства поверхностного слоя могут быть достоверно определены только как результат истории нагружения.

Для количественной оценки истории нагружения предложено использовать представления о *программе нагружения* (ПН).

ПН представляет собой функцию степени деформации сдвига Λ, накопленной вдоль линии тока в ОД, от показателя схемы напряженного состояния П в виде Λ = Λ(П). Программа нагружения описывает накопление деформаций в условиях изменяющейся схемы напряженного состояния металла поверхностного слоя в очаге пластической деформации и состоит из квазимонотонных этапов, соответствующих определенным зонам очага деформации.

Наличие программ нагружения позволяет выполнить расчет *степени исчерпания запаса пластичности* (СИЗП) металла поверхностного слоя. В рамках данной работы используется СИЗП в виде критерия, разработанного Ю.Г. Калпиным и Ю.К. Филипповым [4, 5]:

$$\Psi = \Psi_1 + \Psi_2 = n\varphi_0 \int_0^{\Lambda_k} \Lambda_1^{n-1} d\Lambda + \left(\int_0^{\Lambda_k} \frac{d\Lambda}{\Lambda_p} - \varphi_0 \int_0^{\Lambda_k} \Lambda_p^{n-1} d\Lambda \right),$$

где Ψ_1 – составляющая, зависящая от напряжения текучести или от накопленной деформации;

Ψ_2 – составляющая, зависящая от пластичности металла в условиях П = const;

n – коэффициент деформационного упрочнения;

φ_0 – коэффициент, определяемый на основе испытаний на пластичность;

k – число этапов нагружения;

Λ и Λ_p – накопленная и предельная степень деформации сдвига при данном показателе схемы напряженного состояния П.

В неупрочненном металле $\Psi = 0$, а при полном исчерпании запаса пластичности $\Psi = 1$.

Анализ показал, что программа нагружения раскрывает не только физические закономерности формирования поверхностного слоя на данной операции (стадии нагружения), но и закономерности формирования и трансформации наследуемых свойств поверхностного слоя на последующих стадиях, т.е. основные закономерности *технологического наследования* (ТН).

Удобство использования программы нагружения в теории технологического наследования заключается в том, что она:

1) имеет серьезную научную основу, базирующуюся на фундаментальном разделе физики – механике сплошных сред;

2) имеет технологический смысл, так как полностью определяется технологическими факторами;

3) не противоречит существующим инженерным параметрам состояния поверхностного слоя, так как степень деформации Λ имеет связь с твердостью, а показатель напряженного состояния П – с остаточными напряжениями;

4) может быть использована для каждой операции (стадии нагружения), включая механическую обработку и последующее эксплуатационное нагружение, что создает предпосылки для сквозного анализа всех стадий обработки и эксплуатации деталей с единых методологических позиций;

5) имеет четкую связь со степенью исчерпания запаса пластичности металла;

6) характеризует немонотонность накопления деформации и исчерпания запаса пластичности металлом поверхностного слоя, а также учитывает частичное залечивание поврежденности и восстановление запаса пластичности металла в результате смены знака деформации.

Постановка задачи

Автор считает научно обоснованным подход, в соответствии с которым начало разрушения металла детали при эксплуатации – это всегда исчерпание его запаса пластичности. Даже хрупкому разрушению всегда предшествует небольшая пластическая деформация, причиной которой является пластическое течение металла. Механическая обработка резанием и *поверхностным пластическим деформированием* (ППД) также приводит к пластическому течению и постепенному исчерпанию запаса пластичности металла в очаге деформации, следствием которого является формирование поверхностного слоя. Следовательно, и механическая обработка, и процессы эксплуатации имеют общую физическую природу поведения металла.

Ранее было показано, что на стадиях жизненного цикла детали, представленных резанием, ППД и многоцикловым усталостным нагружением, происходят непрерывное накопление деформации и исчерпание запаса пластичности; при этом данные процессы контролируются программами нагружения. В связи с этим возникает задача аналитического описания программ нагружения и исследования трансформации этих программ по стадиям с учетом истории нагружения, т.е. технологического наследования. При этом важным является поиск моделей, приемлемых для каждой из рассматриваемых стадий резания, ППД и эксплуатационного усталостного нагружения.

В соответствии с положениями механики ТН внедрение и перемещение инструмента на стадии резания приводят к возникновению очага деформации, в котором происходит течение металла, приводящее к накоплению деформаций $\Lambda_{рез}$, исчерпанию запаса пластичности $\Psi_{рез}$ и формированию поверхностного слоя. Последующее нагружение на стадии ППД приводит к возникновению очага деформации, зависящего от истории нагружения, и означает продолжение деформационных процессов. Следствием этого является формирование поверхностного слоя с накопленной за две стадии деформацией ($\Lambda_{рез} + \Lambda_{ППД}$) и исчерпанным запасом пластичности ($\Psi_{рез} + \Psi_{ППД}$). Тензор остаточных напряжений также формируется с учетом истории нагружения.

В процессе эксплуатационного циклического нагружения накопление деформации продолжается до предельного уровня Λ_p, которому соответствует степень исчерпания запаса пластичности $\Psi = 1$. В этот момент происходят зарождение начальной трещины и окончание стадии циклической долговечности.

Дальнейшее развитие трещины описывается в категориях диаграмм циклической трещиностойкости.

Как было отмечено ранее [3], очаг деформации при ППД представляет собой объем материала, находящийся в состоянии пластического течения в момент воздействия индентора (инструмента) на поверхностный слой изделия (рис. 1).

Схема рассматривается в осевом сечении вала, в котором расположена плоскость главных деформаций. На профиле очага деформации выделены следующие

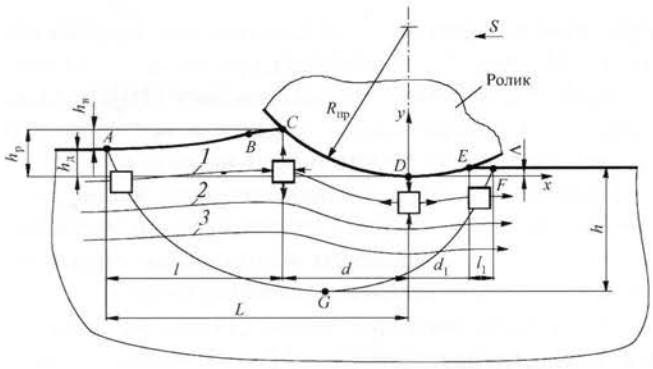


Рис. 1. Схема очага деформации при обработке ППД:
1–3 – линии тока

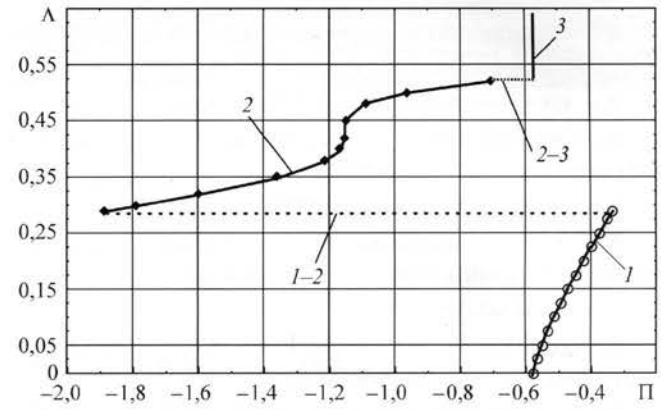


Рис. 2. Программы нагружения на участках квазимонотонной деформации:
1, 2, 3 – соответственно для передней внеконтактной, контактной и задней внеконтактной поверхностей

характерные точки, линии и области: $h_д$ – действительный натяг, равный глубине внедрения инструмента; $h_в$ – высота упругопластической волны перед деформирующим инструментом; $h_р = h_д + h_в$ – расчетный натяг, равный вертикальной проекции передней дуги контакта; Δ – высота упругопластического восстановления металла за деформирующим инструментом; d – длина горизонтальной проекции передней дуги контакта CD (длина передней контактной зоны очага деформации); d_1 – длина горизонтальной проекции задней дуги контакта DE (длина задней контактной зоны очага деформации); l – длина волны перед деформирующим инструментом ABC (длина передней внеконтактной зоны очага деформации); $L = l + d$ – длина передней зоны очага деформации $ABCD$; l_1 – длина вторичной зоны очага деформации EF. Пластическая деформация зарождается в точке A и заканчивается в точке F. Профиль очага деформации состоит из передней внеконтактной области ABC, контактной области CDE и задней внеконтактной области EF. Передняя внеконтактная область в свою очередь состоит из вогнутого участка AB и выпуклого участка BC.

При нагружении поверхностного слоя пластическая деформация распространяется на глубину h, материальные частицы перемещаются в ОД вдоль линий тока, в результате чего формируется поверхностный слой с неравномерными по глубине степенью деформации сдвига, показателем использования запаса пластичности и тензором остаточных напряжений.

Между геометрическими параметрами очага деформации существуют достаточно тесные взаимосвязи. Кроме того, тесные связи обнаружены между параметрами очага деформации, с одной стороны, и элементами режима обработки и параметрами качества поверхностного слоя – с другой [6]. Указанные взаимосвязи используются для описания граничных и начальных условий решения задач механики технологического наследования.

Применительно к ППД на основе использования метода визиопластичности программы нагружения получены в работах [7, 8]. На рис. 2 представлена графическая модель программы нагружения для очага деформации. Анализ показал, что изменение ПН (участки *1*, *2* и *3*) при переходе из одной квазимонотонной зоны ОД в другую происходит почти мгновенно (участки *1–2, 2–3* на рис. 2).

Автором настоящего исследования после обработки экспериментальных исследований указанных авторов были получены математические выражения программы нагружения, описывающие участки квазимонотонной деформации (табл. 1).

Таблица 1

Зависимости для описания программ нагружения

Этап нагружения	Степень деформации сдвига	Модель на этапе
Передняя внеконтактная поверхность	$0 < \Lambda \le 0{,}29$	$\Lambda_{вн} = (0{,}87П + 0{,}5)^{0{,}8}$
Контактная поверхность	$0{,}29 < \Lambda \le 0{,}5$	$\Lambda = \dfrac{1}{П(П(П(-3{,}056П - 12{,}415) - 16{,}507) - 9{,}232)}$
Задняя внеконтактная поверхность	$0{,}52 < \Lambda \le 0{,}6$	$П \approx -0{,}577$

Как видно, каждый участок квазимонотонной деформации описывается своей функцией, что не позволяет рекомендовать полученные зависимости для использования для различных стадий нагружения поверхностного слоя. Более того, их применение предполагает всякий раз наличие достаточно большого объема экспериментальных данных. Другим важным обстоятельством является то, что эти модели не учитывают историю нагружения поверхностного слоя.

Программа нагружения поверхностного слоя на стадии ППД

При разработке аналитического описания программ нагружения при ППД полагали, что влияние технологического наследования проявляется в "затухающем" характере изменения этих программ в ОД. Это предполагает уменьшение размаха показателя схемы и снижение скорости накопления степени деформации сдвига на каждом последующем этапе программы нагружения. В физике затухающие процессы описывают экспоненциальными зависимостями (например, процессы заряда и разряда конденсатора, процессы распада в атомной физике, затухающие колебания системы, процессы ползучести и др.). Хорошие приближения для описания распределений случайных величин дает распределение Гаусса.

Поэтому аналитическое описание проводилось с помощью функции плотности нормального распределения:

$$F(x) = \frac{1}{\sigma\sqrt{2\pi}} \exp\left[-\frac{(x-a)^2}{2\sigma^2}\right], \qquad (1)$$

где a – математическое ожидание случайной величины;

σ^2 – дисперсия.

Графическую обобщенную модель программы нагружения приняли в соответствии со схемой на рис. 3. В соответствии с ранее установленными закономерностями при разработке обобщенной модели приняты следующие предположения и допущения:

• металл находится в исходном состоянии, т.е. не имеет истории нагружения (не упрочнен);

• программа нагружения состоит из трех этапов квазимонотонной деформации, на границах которых знак деформации изменяется;

• накопление деформации в очаге деформации (на каждом этапе) происходит непрерывно;

• программа нагружения на каждом следующем этапе стартует с некоторого накопленного ранее значения деформации;

• смена знака деформации на границах этапов происходит скачкообразно, соответственно, скачкообразно изменяются значения показателя схемы;

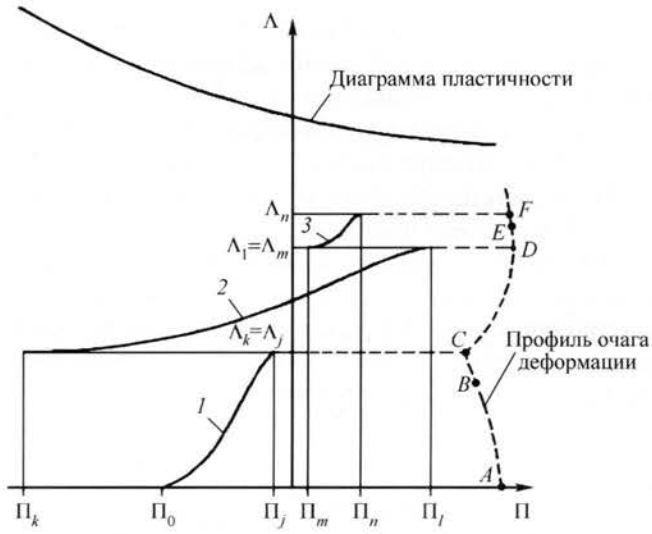


Рис. 3. Схема обобщенной модели программы нагружения процесса ППД:
1–3 – участки квазимонотонной деформации

• при смене знака деформации происходит частичное или полное залечивание дефектов и, соответственно, частичное или полное восстановление запаса пластичности;

• программа нагружения на каждом квазимонотонном этапе может быть описана левой ветвью функции плотности нормального распределения;

• вид ПН на каждой следующей стадии нагружения определяется историей нагружения.

Обобщенная модель программы нагружения на 1-м этапе квазимонотонной деформации при использовании левой ветви графика плотности нормального распределения выглядит следующим образом:

$$\begin{cases} \Lambda_i = \dfrac{1}{\sigma_\Pi\sqrt{2\pi}} \exp\left[-\dfrac{(\Pi_i - \Pi_j)^2}{2\sigma_\Pi^2}\right]; \\ \Pi_{|i=0} = \Pi_0 = \Pi_A \approx -0{,}577; \\ \Lambda_{|i=0} = \Lambda_0 = \Lambda_A \approx 0; \\ \Pi_{|i=j} = \Pi_j = \Pi_C; \\ \Lambda_{|i=j} = \Lambda_j = \Lambda_C, \end{cases} \qquad (2)$$

где Λ_i, Π_i – соответственно текущие значения степени деформации сдвига и показателя схемы на этапах квазимонотонной деформации;

Λ_i, Π_i – соответственно значения степени деформации сдвига и показателя схемы по окончании 1-го этапа;

σ_Π^2 – дисперсия показателя схемы.

В модели 1-го этапа принято, что программа нагружения стартует в точке *A* и финиширует в точке *C* профиля очага деформации.

Начальные значения показателя схемы и степени деформации сдвига, безусловно, зависят от истории нагружения и могут отличаться от принятых. Тогда программа нагружения 1-го этапа стартует с некоторого накопленного значения степени деформации сдвига.

В соответствии с данным типом описания между 1-м и 2-м этапами происходит скачкообразное изменение значения показателя схемы напряженного состояния, что свидетельствует о нарушении монотонности процесса. Деформации на 2-м этапе продолжают накапливаться, а обобщенная модель программы нагружения представлена в виде

$$\begin{cases} \Lambda_i = \Lambda_k + \dfrac{1}{\sigma_\Pi \sqrt{2\pi}} \exp\left[-\dfrac{(\Pi_i - \Pi_1)^2}{2\sigma_\Pi^2}\right]; \\ \Pi_{|_{i=k}} = \Pi_k = \Pi_C; \\ \Lambda_{|_{i=k}} = \Lambda_j = \Lambda_C; \\ \Pi_{|_{i=1}} = \Pi_1 = \Pi_D; \\ \Lambda_{|_{i=1}} = \Lambda_1 = \Lambda_D, \end{cases} \quad (3)$$

где Λ_k, Π_k – соответственно значения степени деформации сдвига и показателя схемы на старте 2-го этапа;

Λ_1, Π_1 – соответственно значения степени деформации сдвига и показателя схемы по окончании 2-го этапа.

В модели 2-го этапа принято, что программа нагружения стартует в точке C и финиширует в точке D профиля очага деформации.

В соответствии с данным типом описания между 2-м и 3-м этапами происходит скачкообразное изменение значения показателя схемы напряженного состояния, что также свидетельствует о нарушении монотонности процесса. Деформации на этом этапе продолжают накапливаться, а обобщенная модель программы нагружения при использовании левой ветви графика плотности нормального распределения выглядит следующим образом:

$$\begin{cases} \Lambda_i = \Lambda_m + \dfrac{1}{\sigma_\Pi \sqrt{2\pi}} \exp\left[-\dfrac{(\Pi_i - \Pi_n)^2}{2\sigma_\Pi^2}\right]; \\ \Pi_{|_{i=m}} = \Pi_m = \Pi_D; \\ \Lambda_{|_{i=m}} = \Lambda_1 = \Lambda_D; \\ \Pi_{|_{i=n}} = \Pi_n = \Pi_F \approx -0{,}577; \\ \Lambda_{|_{i=n}} = \Lambda_n = \Lambda_F, \end{cases} \quad (4)$$

где Λ_m, Π_m – соответственно значения степени деформации сдвига и показателя схемы на старте 3-го этапа;

Λ_n, Π_n – соответственно значения степени деформации сдвига и показателя схемы по окончании 3-го этапа.

В модели 3-го этапа принято, что программа нагружения стартует в точке D и финиширует в точке F профиля очага деформации.

Стартовое значение показателя схемы на 1-м этапе и финишное значение на 3-м этапе приняты равными $\Pi \approx -0{,}577$. Это соответствует представлениям о начале и об окончании пластического течения металла в очаге деформации, характерным для начала пластического течения материала в условиях простого сжатия [9]. В зависимости от вида решаемой задачи механики эти значения могут отличаться от принятых в предлагаемых моделях.

Для реализации моделей (2)–(4) требуется знание значений показателей схемы на старте и финише, а также дисперсий показателя схемы на соответствующих этапах программы нагружения (характерных точках очага деформации).

Величины показателей схемы в этих характерных точках ОД характеризуют математические ожидания величины П. Возможным вариантом их определения является накопление статистик и использование зависимостей показателя схемы напряженного состояния описания вида от геометрических параметров очага деформации. При этом геометрические параметры определяются по известным зависимостям с учетом "затухающего" характера формирования ОД по мере исчерпания запаса пластичности материалом поверхностного слоя.

Величина σ_Π^2 характеризует дисперсию показателя схемы напряженного состояния и может быть рассчитана по накопленным статистикам с учетом истории нагружения поверхностного слоя.

Очевидно, что при наличии истории нагружения ПН на стадии ППД стартует с некоторого накопленного (наследуемого) значения степени деформации сдвига.

Таким образом, описание технологического наследования в категориях программ нагружения, с одной стороны, предполагает, что формирование ПН, накопление деформации и исчерпание запаса пластичности осуществляются в очаге деформации, параметры которого зависят от истории нагружения. С другой стороны, трансформация ("затухание") ПН может быть описана с учетом истории нагружения.

Программа нагружения поверхностного слоя на стадии резания

В основу представлений о нагружении поверхностного слоя на стадии резания положены следующие представления.

1. Существует геометрическое и механическое подобие очагов деформации при резании и ППД.

2. Подобными признаются очаг деформации на стадии ППД и очаг деформации при резании, расположенный ниже критической линии тока, которая разделяет потоки металла в стружку и под инструмент. При этом критическая линия тока, разделяющая потоки металла при резании, подобна контуру передней внеконтактной зоны очага деформации при ППД.

3. Для очагов деформации при резании и ППД можно выделить подобные геометрические параметры, ряд начальных условий, качественную и количественную картину распределения параметров напряженно-деформированного состояния, а также подобный вид программы нагружения вдоль линий тока.

4. В очагах деформации при резании и ППД можно выделить три подобных участка квазимонотонной деформации, на границах которых изменяется вид напряженного состояния.

5. Накопление деформации и исчерпание запаса пластичности на стадии резания подобны соответствующей картине при ППД и могут быть описаны исходя из принятых единых терминов и категорий механики деформирования.

В механике сплошной среды принимают подобие двух явлений, если по заданным характеристикам одного можно получить характеристики другого простым пересчетом, который аналогичен переходу от одной системы единиц измерения к другой [10].

Условием анализа подобия является рассмотрение схем нагружения в плоскости главных деформаций, которые расположены: для резания – в плоскости скорости резания; для ППД – в плоскости подачи.

Такое совмещение корректно в случае:

• свободного ортогонального резания неширокой (у́же резца) прямоугольной пластины;

• обработки ППД цилиндрическим выглаживателем узкой (у́же индентора) прямоугольной пластины без подачи.

В качестве *критериев подобия* предлагается использовать следующие параметры:

• геометрические параметры очага деформации, которые разделены на две группы: высотные $h_д$, $h_в$, $h_р$, Δ и осевые l, d, d_1, L. Волнообразный характер течения металла и соотношения геометрических параметров свидетельствуют о геометрическом подобии очагов деформации;

• угол вдавливания θ, определяемый отношением горизонтальной проекции передней дуги контакта d к профильному радиусу $R_{пр}$ или радиусу округления режущей кромки ρ. При определенных значениях этого угла происходит трансформация очагов деформации, приводящая к трансформации процесса резания в процесс ППД, и наоборот;

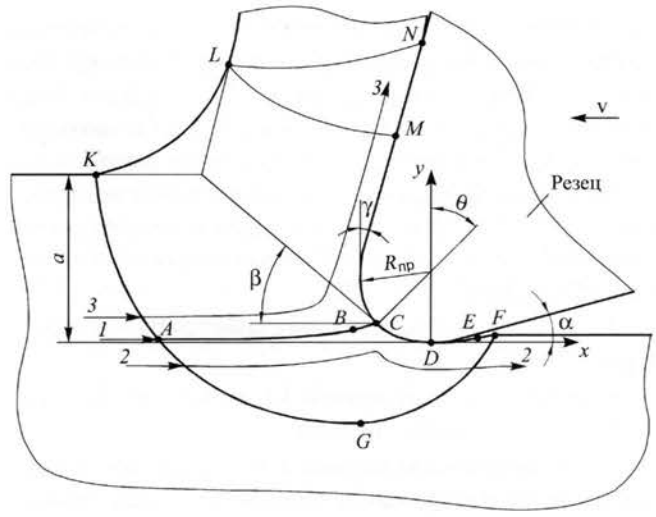


Рис. 4. Схема очага деформации при обработке резанием

• геометрические параметры инструментов. Деформирующий и режущий инструменты описываются совокупностью идентичных геометрических параметров, различающихся только числовыми значениями. Так, значения профильного радиуса деформирующего инструмента $R_{пр}$ изменяются от нескольких сотых долей миллиметра (алмазное выглаживание) до нескольких миллиметров (упрочняющее обкатывание), а значения его аналога при резании – радиуса округления режущей кромки ρ – не превышают сотых долей миллиметра;

• соотношения параметров механических свойств материалов обрабатываемых деталей, описание свойств в виде кривых течения и диаграмм пластичности;

• соотношения параметров механических свойств материалов инструментов, идентичность исходных состояний поверхностей инструментов (твердость, прочность, шероховатость и др.);

• соотношения температурных условий. Используемые режимы нагружения (скорость, подача, усилия обработки, СОТС) предполагают, что рассматриваемые процессы могут быть отнесены к категории "холодных", так как обработка проводится при температурах $T < 0{,}3T_{пл}$. Это означает, что в очагах деформации отсутствуют условия для рекристаллизационных процессов. Остаточные напряжения, возникающие на каждой стадии, рассматриваются в контексте расчета параметров напряженного состояния.

Рассмотрим схему стационарного очага деформации на стадии свободного ортогонального резания с феноменологических позиций (рис. 4) [11].

Режущая кромка принята закругленной, так как в общем случае даже остроугольный резец имеет некоторое закругление режущей кромки, радиус которого

увеличивается по мере износа. Смещение режущего инструмента с радиусом округления режущей кромки ρ на величину подачи приводит к появлению очага деформации, в котором течение металла и накопление деформаций осуществляются вдоль линий тока.

В соответствии с картиной течения очаг деформации *KLMCDEFGAL* можно представить состоящим из двух зон – выше и ниже некоторой линии тока *1*, совпадающей с контуром *ABC*.

Контур ОД при резании описывается рядом характерных линий:

• криволинейной линией *KL*, описывающей внеконтактную границу стружки;

• криволинейной линией *LM*, вдоль которой заканчивается пластическое течение металла, отходящего в стружку. Точка *M* соответствует окончанию пластического контакта стружки с резцом, а точка *N*, являющаяся точкой отрыва стружки от передней поверхности резца, по-видимому, соответствует окончанию упругого контакта стружки с резцом;

• криволинейной линией *GAK*, представляющей собой границу очага деформации, вдоль которой начинается пластическое течение металла. Левее этой линии металл находится в упругом состоянии, правее – в состоянии пластического течения. Точка *G* соответствует наибольшей глубине распространения пластической деформации;

• криволинейной линией *GF*, вдоль которой заканчивается пластическое течение металла;

• криволинейной волнообразной линией *ABC* – критической линией тока, разделяющей потоки металла в стружку и под инструмент. Точка *A* соответствует началу пластического подъема металла, в точке *B* изменяется кривизна этой линии, а точка *C* соответствует наибольшему подъему металла в виде пластической волны перед инструментом;

• криволинейной линией *MCDE*, описывающей контур инструмента и, соответственно, контактную поверхность. Точка *D* соответствует наибольшей глубине внедрения резца;

• криволинейной линией *EF*, описывающей заднюю внеконтактную границу. Точка *E* – точка "отрыва" резца от обработанной поверхности.

В соответствии с принятым подходом пластическое течение металла происходит вдоль линий тока, часть из которых (например, линия тока *3*) смещается в стружку, а другая часть (например, линия тока *2*) – под инструмент. Граничной между ними является некоторая критическая линия тока *1* (*ABC*). На взгляд автора, волнообразный контур и положение этой линии тока характерны для передней внеконтактной поверхности очага деформации, свойственного ППД, при нагружении поверхностного слоя инструментом радиусом ρ с натягом, измеряемым разностью ординат точек *A* и *D*. Иными словами, при ППД с натягом $h_д = y_A - y_D$ инструментом радиусом ρ с образуется очаг деформации *ABCDEFG*, свойственный очагу деформации при резании ниже критической линии тока.

Вдоль линий тока происходят накопление деформации и исчерпание запаса пластичности в условиях определенного напряженного состояния; при этом стружка создает дополнительное гидростатическое напряжение, изменяя характер напряженно-деформированного состояния в зоне *ABCDEFG* в сравнении с аналогичным очагом деформации при ППД. Геометрия и характер течения металла на линии тока *ABC* и ниже нее идентичны соответствующим характеристикам при обработке ППД инструментами с малыми радиусами профиля ρ ($R_{пр}$).

В зависимости от схемы нагружения и степени исчерпания запаса пластичности разделение потоков металла может происходить в точке *A*, вдоль линии тока *ABC* или в точке *C*, что приводит к появлению стружки разных типов. Полное исчерпание запаса пластичности в точке *A*, характерное для малопластичных металлов, приводит к образованию свободной передней внеконтактной поверхности *ABC* и стружки надлома, а формирование ОД полностью можно описать уже известными закономерностями ОД при ППД. Накопление предельной деформации в особой точке *C* приводит к появлению несплошности и образованию элементной, или ступенчатой, стружки. Возможны и иные состояния, когда пластическое разделение потоков металла происходит при $\Psi < 1$ и образовании сливной стружки.

Для примера на рис. 4 показана условная плоскость сдвига под углом β при работе острозаточенным резцом. Изменение радиуса профиля инструмента принципиально меняет картину деформации, однако не объясняет появление после обработки деформированного (упрочненного) слоя.

В пользу гипотезы подобия свидетельствует тот факт, что при механической обработке возможна трансформация схем очагов деформации, т.е. переход ОД из одного вида в другой. Этот переход осуществляется при определенном значении угла вдавливания θ, который может быть принят в качестве критерия геометрического подобия. В частности, при резании угол вдавливания $\theta \geq 40°$, а при ППД его значение не превышает 30...32°.

Исследования показали, что для процессов ППД и резания имеют место подобные программы нагружения. Механическое состояние при резании также характеризуется тремя этапами квазимонотонной деформации.

Первый этап – от левой границы очага деформации до области разделения потоков металла вблизи точки *C* (см. рис. 3 и 4). Течение металла и накопление деформации начинаются при отрицательном значении показателя схемы П, а заканчивается при $П \geq 0$. Вдоль критической линии тока ближе к области *BC* обнаруживаются условия для разделения потоков металла: положительное среднее напряжение и максимальные касательные напряжения. В этой области получен максимальный прирост степени деформации сдвига, а степень исчерпания запаса пластичности достигает своего экстремума.

Второй этап квазимонотонной деформации реализуется на участке, примыкающем к контактной зоне *CD*. В районе особой точки *C* происходит изменение знака деформации с частичным залечиванием дефектов, однако показатель схемы по-прежнему $П > 0$. Вдоль линий тока продолжаются накопление деформации и исчерпание запаса пластичности. Программа нагружения сдвигается в область более положительных значений показателя схемы напряженного состояния.

На старте 3-го этапа вновь изменяется вид напряженного состояния. Смена знака деформации на границе 2-го и 3-го этапов частично восстанавливает запас пластичности; программа нагружения по-прежнему находится в области положительных значений показателя схемы напряженного состояния.

Сдвиг ПН на стадии резания в область положительных значений показателя схемы приводит к появлению в тонком поверхностном слое положительных остаточных напряжений.

Таким образом, различие в программах нагружения при резании и ППД заключается в масштабном факторе. В зависимости от схемы нагружения ПН сжаты или растянуты по оси показателя схемы напряженного состояния П или по оси степени деформации сдвига Λ. Главной причиной этого различия является действие гидростатического давления стружки, которое изменяет схему напряженного состояния.

Аналитически программы нагружения на стадии резания описываются системой уравнений (2)–(4), принятых для стадии ППД. Начальные и граничные условия для решения задач механики деформирования получены исходя из анализа формирования очагов деформации.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Технологические** процессы поверхностного пластического деформирования / В.Ю. Блюменштейн, С.А. Зайдес, А.В. Киричек и др.; под ред. С.А. Зайдеса. Иркутск: Изд-во ИрГТУ, 2007. 404 с.

2. **Смелянский В.М., Блюменштейн В.Ю., Кречетов А.А.** Информационная поддержка жизненного цикла упрочненных ППД деталей машин. Функциональная модель механики технологического наследования // Упрочняющие технологии и покрытия. 2005. № 1. С. 14–23.

3. **Блюменштейн В.Ю.** Информационная поддержка жизненного цикла упрочненных ППД деталей машин. Модель процесса исчерпания запаса пластичности металла на стадиях жизненного цикла детали // Упрочняющие технологии и покрытия. 2005. № 2. С. 17–22.

4. **Калпин Ю.Г., Филиппов Ю.К., Беззубов Н.Н.** Оценка деформационной способности металлов в процессах холодной объемной штамповки // Технология, оборудование, организация и экономика машиностроительного производства. 1988. № 10. С. 1–16.

5. **Филиппов Ю.К.** Критерий оценки качества деталей, получаемых холодной объемной штамповкой // Кузнечно-штамповочное производство. 1999. № 2. С. 3–9.

6. **Смелянский В.М.** Механика упрочнения деталей поверхностным пластическим деформированием. М.: Машиностроение, 2002. 300 с.

7. **Смелянский В.М., Баринов В.В.** Оценка параметров качества поверхностного слоя деталей после обработки ППД на основе деформационного критерия // Высокопроизводительные технологические процессы повышения функциональных параметров автомобиля: межвуз. сб. М.: МАМИ, 1984. С. 3–16.

8. **Смелянский В.М., Калпин Ю.Г., Баринов В.В.** Исчерпание запаса пластичности металла в поверхностном слое деталей при обработке обкатыванием // Вестн. машиностроения. 1990. № 8. С. 54–58.

9. **Колмогоров В.Л.** Механика обработки металлов давлением. М.: Металлургия, 1986. 688 с.

10. **Седов Л.И.** Методы подобия и размерности в механике. 10-е изд., доп. М.: Наука. Гл. ред. физ.-мат. лит-ры, 1987. 432 с.

11. **Смелянский В.М., Блюменштейн В.Ю.** Механика свободного ортогонального резания. Феноменологическая теория формирования поверхностного слоя деталей: Вопросы механики и физики процессов резания и холодного пластического деформирования // Процессы механической обработки, станки и инструменты: сб. науч. тр. / Ин-т сверхтвердых материалов им. В.Н. Бакуля НАН Украины. Серия Г. Киев, 2002. С. 149–158.

УДК 621.99

А.В. Киричек, А.Н. Афонин, Д.А. Должиков *(ОрелГТУ),*
В.Н. Хромов, В.Н. Коренев *(ОрелГАУ)*

Накатывание резьб с замковым профилем

Проведены исследования накатывания на резьбах замкового профиля. Разработана методика моделирования процесса методом конечных элементов. Определены силы деформирования, поля напряжений и деформаций в заготовке при накатывании замкового профиля. Установлено, что наиболее рациональными являются значения степени обжатия профиля 1,1...1,5.

Are carried out researches rolling on thread a lock profile. The technique of modeling of process is developed by a method of finite elements. Are certain forces of deformation, a field of pressure and deformations in workpieces at rolling on thread a lock profile. It is established that the most rational are values of a degree pressing a profile 1,1...1,5.

Известно [1, 2], что одним из наиболее эффективных способов подготовки поверхностей деталей машин перед газопламенным напылением, который обеспечивает значительное повышение прочности сцепления покрытия с основой, является накатывание на восстанавливаемой или упрочняемой поверхности заготовки резьб с замковым профилем. Резьба с замковым профилем представляет собой треугольную резьбу, на вершине которой формируются полугрибовидные участки профиля, смещенные попеременно в разные стороны (рис. 1). Этот профиль выполняет роль полуанкерного замка, на который механически прикрепляется напыленный слой. Восстанавливаемую или упрочняемую поверхность детали предварительно протачивают на токарном станке, затем на ней нарезают "рваную" резьбу.

Накатывание замкового профиля проводят на предварительно прорезанной резьбе. В качестве инструмента используют резьбонакатные ролики (рис. 2), выполненные в виде цельного диска, правая и левая поверхность которого по краям имеет конические выступы *1* и *2*, разделенные сквозными пазами *3* и *4*, при этом каждый выступ правой *1* и левой *2* поверхности диска расположен напротив пазов *3* и *4* этих поверхностей соответственно.

На конических выступах сквозные пазы образуют выступы и впадины с постоянным шагом, при этом пазы на правой *3* и левой *4* сторонах диска расположены в шахматном порядке. Державку с резьбонакатным роликом устанавливают в резцедержатель токарного станка под прямым углом и выбирают продольную подачу $S_{пр}$ (рис. 3), равную шагу обрабатываемой резьбы. В связи с тем что рабочая высота конических выступов меньше высоты профиля резьбы, при внедрении вершин выступов во впадину резьбы диск деформирует вершину резьбы, деформированный металл течет внутрь от каждого конического выступа. При накатывании замкового профиля происходит наклеп витков резьбы, что ведет к повышению сопротивления усталости восстанавливаемых или упрочняемых деталей.

Процесс формообразования замкового профиля на резьбах в настоящее время практически не изучен. Для определения рациональной технологии накатывания необходимо исследовать характер влияния основных технологических факторов процесса на поля напряжений и деформаций в заготовке и силы деформирования. Поскольку экспериментальные исследования локальной поверхностно-объемной пластической деформации при резьбонакатывании весьма трудоемки и дорогостоящи, приоритет должен принадлежать теоретическим методам.

Для определения контактных давлений при накатывании резьб в настоящее время наибольшее применение нашел метод линий скольжения. Его существенным недостатком является то, что он позволяет определить только контактные давления без выявления распределения напряжений и деформаций по всему объему тела. Кроме того, этот метод является приближенным. Применительно к резьбонакатыванию при использовании данного метода требуется сложное объемное напряженно-деформированное состояние привести к плоскому (внедрение пуансона в полуплоскость), что существенно снижает точность расчетов.

В связи с этим для моделирования резьбонакатывания представляется перспективным использование современных численных методов математического моделирования, в частности *метода конечных элементов* (МКЭ) [3]. В настоящее время создано множество программных продуктов для ПЭВМ, реализующих этот метод, однако для исследования напряженно-деформированного состояния инструмента и заготовки при резьбонакатывании наиболее целесообразно применять специализированные программы инженерного анализа, предназначенные для моделирова-

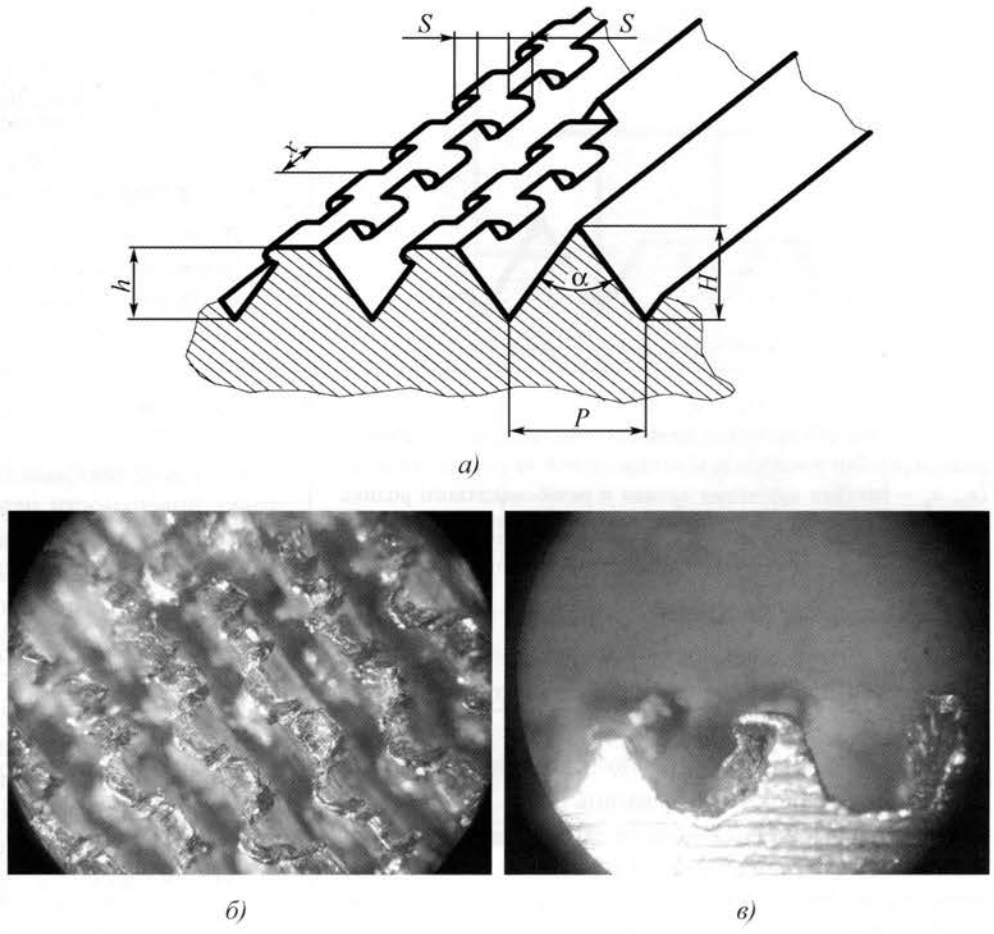


Рис. 1. Резьба с замковым профилем:
а – геометрические параметры; *б* – вид сверху; *в* – вид сбоку; *P* – шаг нарезаемой "рваной" резьбы; *H* – высота исходного профиля; *h* – высота профиля после обжатия; α – угол профиля; *t* – шаг накатывания; *S* – выступание гребня

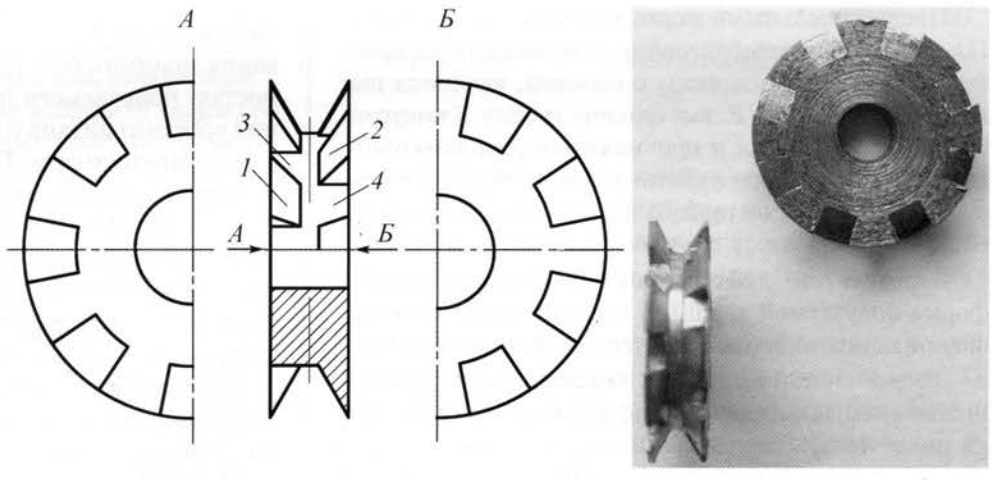


Рис. 2. Резьбонакатной ролик:
1 и *2* – конические выступы; *3* и *4* – сквозные пазы

ния процессов пластического деформирования. К ним относятся MSC.SuperForm, MSC.SuperForge, DEFORM и др.

Для моделирования процесса накатывания замкового профиля на резьбе был использован один из мировых лидеров в области моделирования процессов обработки давлением и резанием – пакет программ DEFORM 3D, разработанный компанией Scientific Forming Technology Corp. (SFTC, США). Этот программный продукт позволяет моделировать сложные трехмерные процессы пластического деформирования и разрушения материалов.

При использовании МКЭ чрезвычайно важна корректная постановка начальных и граничных условий. При моделировании процесса сделаны следующие допущения:

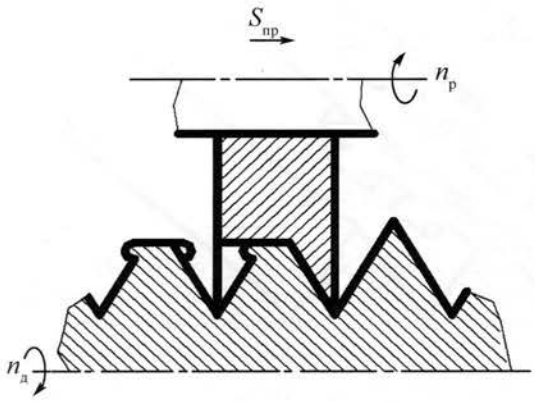


Рис. 3. Схема образования профиля поверхности деформированием резьбы, предварительно нарезанной на токарном станке ($n_д$, $n_р$ – частота вращения детали и резьбонакатного ролика соответственно)

- инструмент абсолютно жесткий;
- заготовка идеально пластичная;
- резьба представлена в виде двух кольцевых канавок;
- качение инструмента по поверхности детали происходит без проскальзывания.

Геометрические 3D-модели заготовки с прорезанными кольцевыми канавками и ролика для накатывания замкового профиля на резьбе были сформированы в системе T-Flex CAD 3D и экспортированы в DEFORM 3D.

Предварительными исследованиями установлено [1], что основными факторами, влияющими на прочность сцепления покрытия с основой, являются шаг нарезаемой резьбы P, выступание гребня S полугрибовидного профиля и шаг накатывания замкового профиля t, характеризующий длину гребней, попеременно смещенных в правую и левую стороны и зависящий от шага пазов в резьбонакатном ролике.

В результате деформирования вершин резьбы форма получаемой вершины полугрибовидного профиля напрямую зависит от степени обжатия профиля δ – безразмерной величины, характеризующей отношение высоты исходного профиля H к высоте профиля после накатывания h (см. рис. 1):

$$\delta = \frac{H}{h}. \qquad (1)$$

Поскольку при операции накатывания на резьбе замкового профиля происходит перераспределение металла с вершины в одну сторону, то можно считать, что чем выше значение δ, тем больше будет выступание гребня S вершины в сторону (при $\delta_{min} = 1$ гребень отсутствует).

Зависимость между S и δ можно проследить из подобия треугольников исходного профиля и смещаемой в сторону вершины:

$$S = 2P\frac{H}{h} = 2P\delta. \qquad (2)$$

Допустим, что металл, смещаясь с вершины в одну из сторон, образует гребень в форме равностороннего треугольника. Также можно считать, что одна из сторон треугольника исходного профиля равна шагу P. Таким образом, высота нарезаемого профиля

$$H = P\cos\alpha, \qquad (3)$$

где α – угол профиля нарезаемой резьбы. При подготовке поверхности перед газопламенным напылением целесообразно нарезать резьбы со стандартным углом профиля – $\alpha = 60°$.

Подставив выражение (3) в формулу (1), получим

$$\delta = \frac{P\cos\alpha}{h} = 0{,}87\frac{P}{h}. \qquad (4)$$

Следовательно, δ является интегральным показателем, характеризующим одновременное влияние четырех параметров замкового профиля (H, h, α и S) на прочность сцепления покрытия с основой.

Задачу по определению рациональной технологии накатывания на резьбе замкового профиля решали варьированием важнейшего фактора, влияющего на образование полугрибовидного замкового профиля, – степени обжатия профиля δ. Диапазон варьирования значений (δ = 1,1...1,5) обоснован целесообразностью получаемого профиля во избежание смыкания соседних витков и пределами прочности резьбы и самого инструмента. Предварительно проведенными экспериментальными исследованиями установлено, что для обеспечения высокой прочности сцепления покрытия с основой наиболее рациональными являются значения шага резьбы P = 1,25 мм и шага накатывания замкового профиля t = 1,25 мм [1], что и было принято при моделировании.

Диаметр резьбонакатного ролика при моделировании принимали равным 6,5 мм, а диаметр заготовки – 20 мм.

Особенность моделирования различных физических процессов с помощью современных программ, реализующих МКЭ, заключается в необходимости сохранения заготовкой неподвижности, все движения обработки следует прикладывать к инструменту. В связи с этим при моделировании резьбонакатному ролику сообщаются два вращательных движения с одинаковой окружной скоростью, равной скорости накатывания, – собственное вращательное движение вокруг своей оси и вращательное движение вокруг

оси заготовки, имитирующее вращение заготовки вокруг своей оси.

Значения угловых скоростей определяли исходя из рекомендуемой скорости накатывания и диаметров инструмента и детали.

В результате предварительных исследований установлено, что рекомендуемая скорость накатывания замкового профиля на легированных сталях v = = 10 м/мин. Следовательно, частота вращения детали, мин$^{-1}$,

$$n_д = \frac{1000v}{\pi d_д}, \quad (5)$$

где $d_д$ – диаметр восстанавливаемой поверхности детали, мм.

Тогда частота вращения резьбонакатного ролика (при условии отсутствия проскальзывания), мин$^{-1}$,

$$n_р = n_д \frac{d_д}{d_р}, \quad (6)$$

где $d_р$ – диаметр ролика, мм.

Для сокращения требуемого числа конечных элементов и, следовательно, времени расчета моделирование целесообразно проводить лишь для одной четверти заготовки. На месте удаленных частей заготовки прикладываются компенсирующие их граничные условия: запрет на перемещения по осям, перпендикулярным к плоскости разреза. При задании параметров разбиения заготовки на конечные элементы максимальной принимали зависимость степени измельчения сетки от величины эквивалентных деформаций.

Шаг вычислений по времени выбирали таким образом, чтобы обеспечить перемещение инструмента относительно заготовки за один шаг расчета на расстояние, не превышающее минимальной длины стороны конечного элемента.

В качестве материала заготовки выбрана сталь 20ХГНМ, часто применяемая для изготовления ответственных деталей автомобильной, сельскохозяйственной и строительной техники. Задание физико-механических свойств материала заготовки обеспечивалось выбором соответствующей стали из имеющихся в программном комплексе библиотек материалов; при этом использовалась мультилинейная кинематическая модель упрочнения.

При моделировании процесса накатывания на резьбах замкового профиля получены:

- форма и размеры профиля;
- значения сил, действующих на резьбонакатной ролик в направлении осей координат;
- поля эквивалентных напряжений и деформаций, возникающих в восстанавливаемой детали.

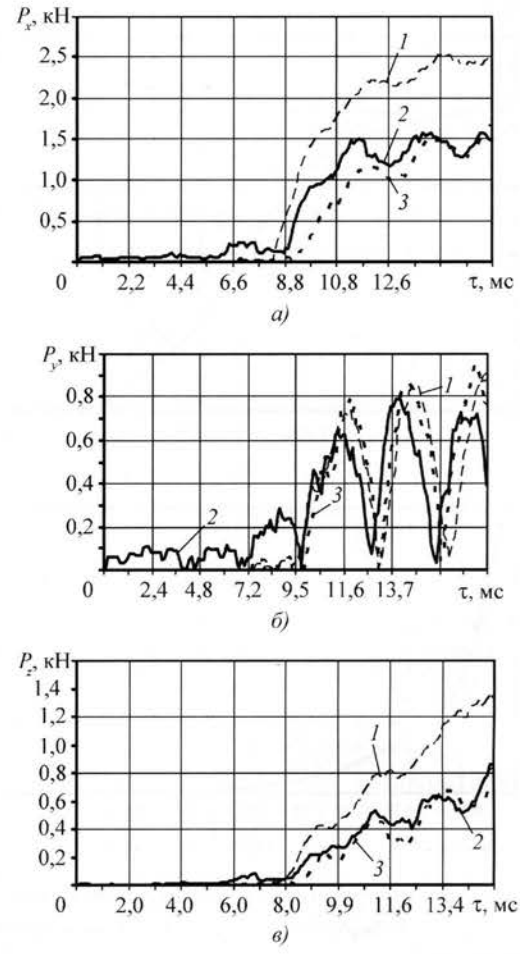


Рис. 4. Изменение во времени τ сил, действующих на инструмент :
а – нормальной P_x; *б* – продольной P_y; *в* – касательной P_z; *1* – δ = 1,5; *2* – δ = 1,3; *3* – δ = 1,1

В результате моделирования установлено, что геометрия замкового профиля формируется полностью, а форма и размер профиля после накатывания подтверждают главнейшее влияние степени обжатия профиля на выступание гребня.

Силы, действующие на резьбонакатной ролик, также зависят от степени обжатия профиля (рис. 4). Значение нормальной силы при увеличении степени обжатия профиля возрастает в 1,5 раза (P_x = = 1,659...2,516 кН). Существенного влияния степени обжатия на максимальную осевую силу не отмечено (P_y = 0,946 кН). Значение касательной силы с увеличением степени обжатия профиля возрастает в 1,8 раза (P_z = 0,737...1,336 кН).

Распределение эквивалентных напряжений по Мизесу в материале детали приведено на рис. 5 (см. с. 2 обложки) и на рис. 6, *а*. Характер и величина эквивалентных напряжений свидетельствуют, что максимальные значения приходятся на вершину в

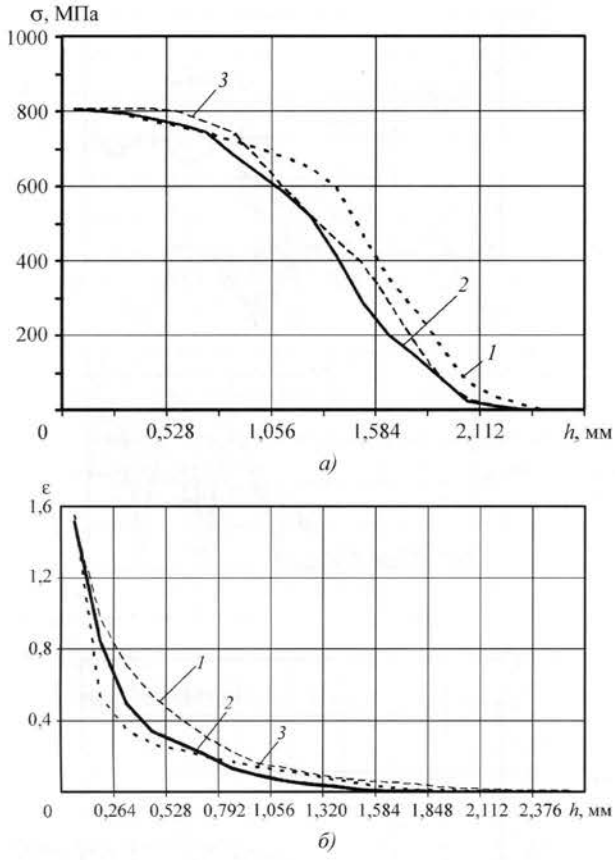


Рис. 6. Распределение по высоте профиля *h* эквивалентных напряжений σ (*а*) и деформаций ε (*б*) по Мизесу, возникающих в вершине резьбы:
1 – δ = 1,5; *2* – δ = 1,3; *3* – δ = 1,1

месте образования замка и достигают у поверхности 805 МПа.

Распределение эквивалентных деформаций по Мизесу в материале детали показано на рис. 6, *б* и рис. 7 (см. с. 2 обложки). Эквивалентные деформации резьбы при накатывании позволяют судить о возможном повышении микротвердости и степени упрочнения исходного материала детали. Эквивалентные деформации распределяются в зависимости от степени обжатия профиля, достигая значения 1,55. При степени обжатия профиля δ = 1,1 упрочняется лишь вершина резьбы, а при δ = 1,5 упрочненным является весь резьбовой профиль. Упрочнение достаточно равномерно, а толщина упрочненного слоя составляет более 2,6 мм. Результаты компьютерного моделирования хорошо согласуются с данными экспериментальных исследований микротвердости резьбы до накатывания замкового профиля и после него [1].

Варьируя степень обжатия профиля δ в диапазоне 1,1...1,5, можно обеспечить требуемые степень упрочнения и толщину упрочненного слоя резьбы с замковым профилем. Расчет сил деформирования показывает, что накатывание замкового профиля на резьбах можно осуществлять на универсальных станках токарной группы; при этом величина напряжений и деформаций не превышает предельно допустимых значений и не приводит к разрушению резьбы на заготовке. Разработанные рекомендации можно использовать при проектировании технологических процессов восстановления и упрочнения деталей машин газопламенным напылением покрытий.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Хромов В.Н., Коренев В.Н.** Технология подготовки поверхности деталей перед газопламенным напылением // Упрочняющие технологии и покрытия. № 9. 2006. С. 3–5.

2. **Пат. 2237525 РФ, МПК B 05 D 03/12**. Способ подготовки поверхности изделия под напыление и устройство для его осуществления / Коренев В.Н., Хромов В.Н., Барабаш В.В. и др.; патентообладатель ОрелГАУ; опубл. 10.01.04, Бюл. № 28.

3. **Афонин А.Н.** Математическое моделирование полей напряжений и деформаций при резьбонакатывании // Изв. ОрелГТУ. Машиностроение. Приборостроение. 2005. № 3. С. 75–78.

АНОНС

Читайте в следующем номере журнала:

Кротинов Н.Б., Круцило В.Г., Карпов А.В. Формирование устойчивого напряженно-деформированного состояния поверхностной упрочняющей обработкой и прогнозирование процесса его изменения.

УДК 621.391

В.Ф. Безъязычный, М.А. Прокофьев, М.В. Ломанова *(РГАТА им. П.А. Соловьева)*

Деформационная способность металлов как один из факторов, определяющих степень упрочнения поверхностного слоя деталей при механической обработке

Определены оптимальные режимы обработки металлов шлифованием по заданным в технических требованиях значениям степени упрочнения. Особое внимание уделено исследованию деформационной способности материалов, определяющей этот показатель.

Determination of working optimum grinding conditions on given in specifications to values of mechanical strengthening degree. Special attention has been given to the investigation of such factor defining mechanical strengthening degree as materials deformability.

В настоящее время для российского машиностроения на первый план выходят проблемы обеспечения точности изготовления различных деталей и достижения требуемого качества их поверхностного слоя, поскольку именно эти факторы определяют эксплуатационные свойства изделий.

Технологические методы наиболее эффективны в решении этой проблемы, для чего необходимы управление процессом механической обработки и знание свойств материала. На качество поверхностного слоя большое влияние оказывает окончательная обработка, наиболее распространенным методом которой является шлифование. Благодаря обеспечению точности геометрических размеров, высокой производительности, возможности получения высококачественного поверхностного слоя доля операций шлифования в металлообработке непрерывно растет.

При реальном шлифовании примерно 85...90 % всех зерен не участвуют в процессе резания; при этом так или иначе пластически деформируется тончайший поверхностный слой, что приводит к упрочнению металла. Поверхностный слой тщательно шлифованной детали из углеродистой стали имеет следующую структуру. Верхний слой – это адсорбированная пленка газа, которую можно удалить лишь нагревом детали в вакууме. Далее идет пластически деформированный слой со значительным искажением кристаллической решетки (резко возрастает количество дислокаций, вакансий и других дефектов решетки) и существенным увеличением микротвердости, затем – упругопластически деформированный слой, который характеризуется уменьшением микротвердости; четвертый слой – недеформированный металл.

Деформационное упрочнение (наклеп) является важной характеристикой, отражающей свойства поверхностного слоя металла и значительно влияющей на эксплуатационные свойства ответственных деталей. Одно из проявлений наклепа заключается в повышении прочностных характеристик, что влечет за собой изменение таких эксплуатационных показателей, как контактная жесткость, износостойкость и сопротивление усталости.

Наклеп поверхностного слоя оценивают степенью упрочнения и толщиной упрочненного слоя. Для их определения наибольшее распространение получили методы измерения микротвердости на поверхности косых срезов и при послойном стравливании.

Однако указанные методы имеют ряд недостатков: трудоемкость подготовки образца (косой срез, использование химических травителей); невозможность измерения толщины поврежденного слоя непосредственно на изделии. Несовершенство традиционных методов измерения микротвердости поверхностного слоя явилось предпосылкой разработки нового метода определения упрочнения по толщине поверхностного слоя металлических материалов.

Методику измерения можно представить в виде схемы (рис. 1).

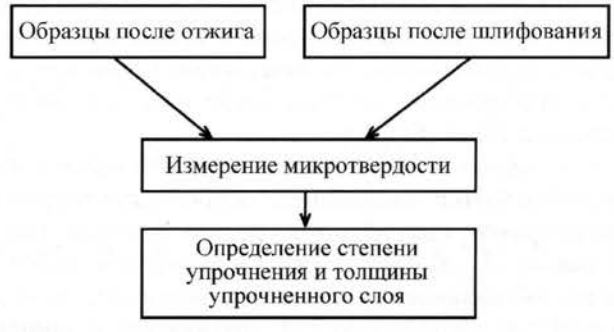


Рис. 1. Схема эксперимента

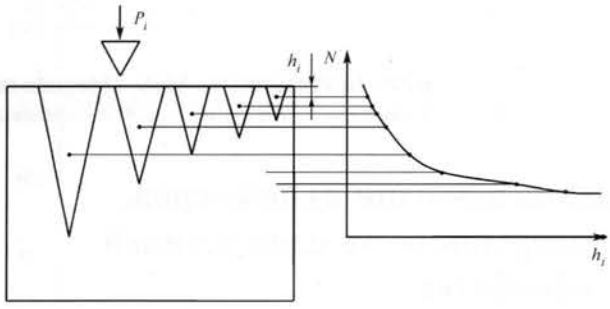


Рис. 2. Схема измерения микротвердости

Исследования проводили на образцах, изготовленных из следующих материалов: медь М1, углеродистая конструкционная сталь Ст3, углеродистая инструментальная сталь У7, легированная сталь Х13М и жаропрочный сплав на никелевой основе ХН77ТЮР.

Образцы обрабатывали на плоскошлифовальном станке 3Г71. Режимы шлифования были одинаковыми для всех материалов: частота вращения шпинделя n = 2700 мин$^{-1}$; скорость перемещения детали v = = 0,32 м/с; диаметр круга $D_к$ = 190 мм; глубина шлифования t = 10...50 мкм. Шлифование образца осуществлялось за один проход стола станка по схеме попутного шлифования.

Микротвердость поверхностного слоя измеряли на микротвердомере ПМТ-3М на разных образцах, один из которых был в отожженном состоянии, а другие обработаны шлифованием. В качестве индентора применяли алмазную пирамиду Виккерса с квадратным основанием и углом при вершине между гранями 136°.

Рисунок 2 поясняет принцип метода измерения твердости, который заключается в следующем. Вдавливание пирамиды осуществляется в подготовленную (полирование, травление и т.п.) поверхность образца. Каждый раз, последовательно увеличивая нагрузку на пирамиду, фиксируют диагональ и определяют глубину отпечатка. Полученные значения микротвердости HV_i являются средними по отношению к глубине отпечатка.

Чтобы отнести значение микротвердости к какой-то глубине, допустим в первом приближении, что по глубине отпечатка твердость изменяется линейно. Тогда согласно теореме о среднем искомая глубина h_i равна половине измеренной глубины отпечатка. В результате получают набор значений микротвердости $HV_i = f(P_i, h_i)$.

Результаты измерений для стали Ст3 приведены на рис. 3. Точки, являющиеся основой для построения графиков, получены как средние значения твердостей по 15...20 проведенным измерениям. Наблюдается аномальное поведение приведенных зависимостей при нагрузках до 2 Н. Это явление в данном диапазоне нагрузок отмечалось разными авторами.

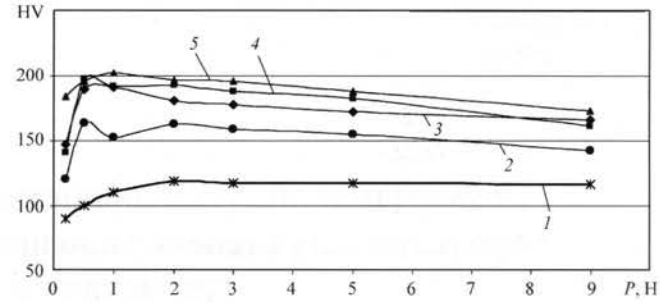


Рис. 3. Зависимость твердости HV от нагрузки на индентор *P* для стали Ст3:
1 – в отожженном состоянии; *2*, *3*, *4*, *5* – после шлифования с t = 10, 20, 35, 50 мкм соответственно

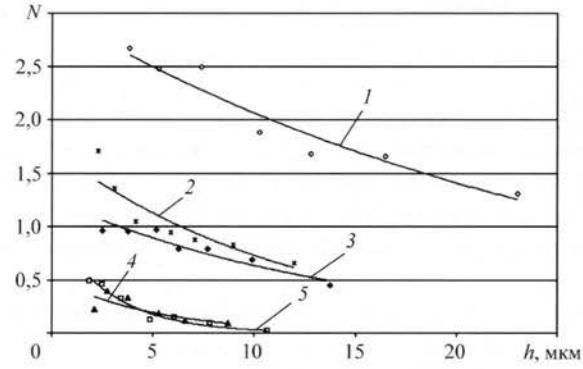


Рис. 4. Зависимость степени упрочнения *N* от толщины поверхностного слоя *h* при шлифовании (t = 50 мкм) различных материалов:
1 – медь М1; *2* – сталь У7; *3* – сталь Ст3; *4* – сталь Х13М; *5* – сплав ХН77ТЮР

Причины такого поведения зависимости для отожженного материала указывались также различные: влияние упругого восстановления отпечатка, приборные погрешности измерительной техники, неравномерность скорости внедрения индентора и др. Тем не менее, по рис. 3 видно, что эта аномалия присуща всем кривым в одинаковой степени, т.е. влияние какого-либо фактора на значение твердости, по-видимому, одинаково для всех случаев, что не должно отразиться на разности твердостей при одинаковых нагрузках (на упрочнении).

На рис. 4 приведены кривые изменения степени упрочнения N по толщине поверхностного слоя h при шлифовании (t = 50 мкм) различных материалов.

Степень упрочнения рассчитывали по формуле

$$N = \frac{HV_i - HV_o}{HV_o} \cdot 100\ \%,$$

где HV_i – микротвердость упрочненного материала на глубине h_i;

HV_o – микротвердость отожженного материала.

По рис. 4 видно, что хорошо наклепываются металлы и сплавы, имеющие гранецентрированную кристаллическую решетку. Упрочняемость при механическом наклепе зависит также от степени легирования сплава: чем больше легирован сплав и выше исходные твердость и прочность, тем меньше его степень упрочнения при деформировании. Исследования также проводили для глубин шлифования t = 10, 20, 35 мкм. Полученные зависимости $N = f(h)$ приведены в табл. 1.

Для проверки правильности принятых допущений о величине h_i измеряли твердость по толщине поверхностного слоя методом травления. Результаты, полученные обоими методами, были подвергнуты статистическому анализу, который показал, что с вероятностью 90 % различие незначимо, т.е. величины совпадают. Это подтверждает корректность разработанного метода определения степени упрочнения.

Представленный метод определения упрочнения по толщине поверхностного слоя металлических материалов лишен недостатков существующих методов, указанных выше.

Кроме того, появляется возможность использования результатов измерений с малыми нагрузками на индентор, потому что рассматривается не абсолютное изменение твердости, а относительное, т.е. упрочнение.

В рамках проводимого авторами исследования особое внимание уделялось деформационной способности материалов.

Под *деформационной способностью* понимается отношение предела прочности материала к пределу текучести $\sigma_в/\sigma_т$. Такое понимание указанной категории подтверждается результатами проведенных исследований.

На рис. 5 приведена зависимость степени упрочнения поверхностного слоя материалов от их деформационной способности для глубины шлифования t = 50 мкм.

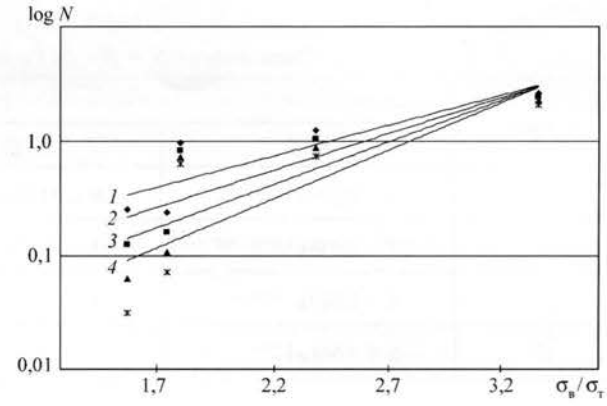


Рис. 5. Зависимость степени упрочнения N от деформационной способности $\sigma_в/\sigma_т$ материала и толщины поверхностного слоя h при шлифовании (t = 50 мкм):
1 – h = 4 мкм; *2* – h = 6 мкм; *3* – h = 8 мкм; *4* – h = 10 мкм

Деформационную способность анализируемых материалов (медь М1, сталь У7, Ст3, Х13М и сплав ХН77ТЮР), значения которой использованы при построении графиков, рассчитывали по данным справочной литературы.

Степень упрочнения поверхностного слоя материалов при разных значениях h определяли при помощи уравнений, приведенных в табл. 1.

Для повышения наглядности полученных результатов и четкого прослеживания характера анализируемой зависимости представленные на рис. 5 графики для h = 4, 6, 8, 10 мкм построены в полулогарифмических координатах.

Исследования также проводили при глубинах шлифования t = 10, 20, 35 мкм. Полученные зависимости $N = f(\sigma_в/\sigma_т)$ приведены в табл. 2, по данным которой можно сделать вывод: чем выше деформационная

Таблица 1

Зависимость $N = f(h)$ для различных материалов

Материал	Глубина шлифования t, мкм			
	10	20	35	50
Медь М1	$N = 2{,}159e^{-0{,}037h}$	$N = 1{,}996e^{-0{,}027h}$	$N = 2{,}56e^{-0{,}035h}$	$N = 3{,}015e^{-0{,}038h}$
Сталь У7	$N = 1{,}481e^{-0{,}084h}$	$N = 1{,}891e^{-0{,}122h}$	$N = 2{,}789e^{-0{,}118h}$	$N = 1{,}73e^{-0{,}086h}$
Сталь Ст3	$N = 0{,}81e^{-0{,}095h}$	$N = 1{,}102e^{-0{,}079h}$	$N = 1{,}256e^{-0{,}082h}$	$N = 1{,}252e^{-0{,}068h}$
Сталь Х13М	$N = 0{,}799e^{-0{,}322h}$	–	$N = 0{,}487e^{-0{,}314h}$	$N = 0{,}522e^{-0{,}199h}$
Сплав ХН77ТЮР	–	$N = 0{,}415e^{-0{,}153h}$	$N = 0{,}203e^{-0{,}163h}$	$N = 0{,}999e^{-0{,}347h}$

Таблица 2

Зависимости $N = f(\sigma_в/\sigma_т)$ для разных толщин поверхностного слоя

h, мкм	Глубина шлифования t, мкм			
	10	20	35	50
4	$N = 0{,}075\,e^{0{,}917\sigma_в/\sigma_т}$	$N = 0{,}116\,e^{0{,}799\sigma_в/\sigma_т}$	$N = 0{,}029\,e^{1{,}304\sigma_в/\sigma_т}$	$N = 0{,}067\,e^{1{,}043\sigma_в/\sigma_т}$
6	$N = 0{,}036\,e^{1{,}109\sigma_в/\sigma_т}$	$N = 0{,}077\,e^{0{,}89\sigma_в/\sigma_т}$	$N = 0{,}015\,e^{1{,}458\sigma_в/\sigma_т}$	$N = 0{,}032\,e^{1{,}245\sigma_в/\sigma_т}$
8	$N = 0{,}017\,e^{1{,}302\sigma_в/\sigma_т}$	$N = 0{,}051\,e^{0{,}982\sigma_в/\sigma_т}$	$N = 0{,}008\,e^{1{,}613\sigma_в/\sigma_т}$	$N = 0{,}015\,e^{1{,}447\sigma_в/\sigma_т}$
10	$N = 0{,}008\,e^{1{,}494\sigma_в/\sigma_т}$	$N = 0{,}034\,e^{1{,}074\sigma_в/\sigma_т}$	$N = 0{,}004\,e^{1{,}768\sigma_в/\sigma_т}$	$N = 0{,}007\,e^{1{,}648\sigma_в/\sigma_т}$

способность материалов, тем выше их степень упрочнения.

Таким образом, с помощью безразмерного критерия "деформационная способность" можно оценить возможности технологического обеспечения наклепа. Чтобы определить степень упрочнения металла, указанную в технических требованиях к изготовлению детали, можно воспользоваться зависимостями, приведенными в табл. 2. Для этого сначала определяют деформационную способность материала $\sigma_в/\sigma_т$ (значения пределов прочности и текучести указаны в справочной литературе). Затем находят значение степени упрочнения N для необходимой толщины поверхностного слоя h (например, на поверхности) согласно выбранным режимам шлифования. Расчет режимов шлифования осуществляют в соответствии с алгоритмом оптимизации по заданному значению степени упрочнения.

Оптимальные режимы азотирования изделий из некоторых сталей

Марка стали	Температура азотирования, °С	Степень диссоциации аммиака, %	Время выдержки, ч	Толщина слоя, мм	Твердость HV азотированного слоя
38Х2МЮА	500...520 530...550 500...520 / 540...560	20...40 30...50 20...40 / 50...60	48...60 36...42 15 / 25	0,4...0,5 0,5...0,6 0,5...0,6	1000...1100 900...1000 850...1000
18Х2Н4ВА	490...510 490...510 500...520	15...30 15...30 20...40	35 55 55	0,25...0,3 0,45...0,5 0,5...0,55	650...750 650...750 600...700
40ХНМА	500...520 / 530...550	20...40 / 50...60	25 / 35	0,5...0,6	600...650
40ХНВА, 30Х2Н2ВА, 30Х2Н2ВФА, 30Х2Н2ВФМА, 30Х3ВА	510...530 500...520 / 530...550	25...45 20...40 / 50...60	50...60 25 / 30	0,5...0,6 0,6...0,7	650 700
10Х13	500 550 600	20...40 40...55 50...65	48 48 48	0,14...0,16 0,26...0,30 0,35...0,40	1000...1050 900...950 800...850
20Х13	500 550 600	20...40 40...55 50...65	48 48 48	0,10...0,12 0,24...0,28 0,33...0,38	1000...1050 900...950 780...830
15Х11МФ, 15Х12ВМФ	520...540 / 570...590	30...45 / 50...65	10 / 20	0,35...0,40	900...950
40Х14Н12В2М	560 600 640	40...55 45...65 50...65	55 55 55	0,08...0,12 0,10...0,15 0,12...0,18	800...900 750...800 700...780
25Х18Н8В2	560 560 600	40...55 40...55 50...65	24 40 24	0,12...0,14 0,16...0,20 0,14...0,18	950...1100 900...950 900...950
12Х18Н9, 08Х18Н10Т, Х12М, Х12Ф1	560 510...520 510...520	40...55 20...45 20...45	50 25 55	0,20...0,25 0,15...0,20 0,2...0,3	1000...1100 950...1050 950...1050
3Х2В8Ф, 4Х5В2ФС, 4ХВ2С, 7Х3	500...520 540...560	20...45 35...50	36 55	0,30...0,35 0,45...0,55	950...1050 700...750

Примечание. Числитель – первая ступень азотирования, знаменатель – вторая.

И.Н. Погрелюк, О.И. Яськив, В.Н. Федирко
(Физико-механический институт им. Г.В. Карпенко НАН Украины, г. Львов, Украина),
И.М. Пастух, Н.С. Машовец *(Хмельницкий национальный университет, г. Хмельницкий, Украина)*

Применение комбинированных методов азотирования для формирования износостойких покрытий на титановых сплавах

Исследованы способы формирования износостойких покрытий на титановых сплавах различными методами азотирования, а также их сочетанием. В качестве базового метода рассмотрено газовое азотирование, которое комбинировали с азотированием в тлеющем разряде, а также ионной имплантацией азота. Проанализированы фазовый состав нитридных слоев и особенности газонасыщения. Изучены микротвердость и шероховатость поверхности, а также износостойкость покрытий. Показано, что сочетание газового азотирования с другими способами азотирования позволяет повысить износостойкость титановых сплавов. Наиболее благоприятным сочетанием является последовательное проведение газового азотирования и азотирования в тлеющем разряде, поскольку не только эффективнее повышает износостойкость нитридной поверхности, но и в наибольшей степени способствует сохранению механических свойств титановой матрицы.

The ways of formation of wear resistant coatings by means of various methods of nitriding and their combination were investigated. The gas nitriding was considered as basic methods. Then it was followed by nitriding in glow discharge and ion implantation with nitrogen. It was analyzed the phase composition and features of gas saturation. Surface microhardness, roughness, and wear resistance have been studied. It was shown that combination of gas nitriding with other nitriding methods allows to improve the wear resistance of titanium alloys. Gas nitriding with nitriding in glow discharge can be considered as more favorable combination for wear resistance improving and mechanical properties conservation of titanium alloys.

Введение

Современные условия эксплуатации деталей и инструментов выдвигают все новые требования к свойствам рабочих поверхностей. Для повышения работоспособности деталей из титановых сплавов, которые эксплуатируются в условиях контактных нагрузок, важно сформировать соответствующий уровень механических свойств рабочих поверхностей. Одним из самых распространенных методов упрочнения поверхности титановых сплавов является азотирование.

Азотирование проводят различными способами. Преимущество *газового азотирования* (ГА) [1] заключается в возможности обеспечения плавного градиента твердости по толщине поверхностного слоя за счет формирования глубокого (≥ 50 мкм) переходного слоя между нитридной пленкой и матрицей. Однако относительно высокие температуры насыщения (750...950 °С) негативно отражаются на титановой матрице. Преимуществом *азотирования в тлеющем разряде* (АТР) [2, 3], а также *ионной имплантации азота* (ИИА) [4] является возможность формирования нитридных пленок при более низких температурах (600...700 и 300...500 °С соответственно). Однако незначительная толщина диффузионного слоя и, следовательно, высокий градиент твердости при переходе от нитридного слоя к матрице – не наилучший вариант при получении износостойких приповерхностных слоев.

Цель предлагаемой работы – оценить эффективность применения комбинированного метода азотирования, заключающегося в последовательном проведении ГА и АТР, ГА и ИИА, для повышения износостойкости титановых сплавов.

Методика исследований

Испытывали образцы из титанового сплава ВТ6 размером 10×15×1 мм. Перед обработкой поверхность образцов полировали, обезжиривали и просушивали. Азотировали в технически чистом молекулярном азоте (кислорода не более 0,4 % по объему и паров воды не более 70 мг/м^3). Давление азота составляло 1 Па, температура насыщения t = 660 °С, время изотермической выдержки τ = 5 ч. До напуска азота в реакционный объем печи образцы нагревали в разреженной

атмосфере ($1 \cdot 10^{-3}$ Па) и ступенчато выдерживали: при $t = 350$ °С в течение 0,5 ч и при $t = 660$ °С – 1 ч. Перед подачей в реакционное пространство печи азот осушали и освобождали от кислорода, пропуская через капсулу с силикагелем и титановую стружку, нагретую примерно на 50 °С выше температуры насыщения. Охлаждали до температуры 500 °С в азоте, ниже этой температуры камеру вакуумировали.

Азотирование в тлеющем разряде реализовывали на установке УАТР-4 при температуре 660 °С в газовой смеси следующего состава (по объему): азот – 10 %, аргон – 85 %, водород – 5 % при давлении 0,16 кПа в течение 5 ч.

Ионную имплантацию азота осуществляли на приборе МРВ-202 фирмы BALZER при напряжении $E = 60$ кэВ и дозе $D = 1 \cdot 10^{18}$ ион/см^2.

Фазовый состав поверхностных слоев определяли на рентгеновском дифрактометре ДРОН-3,0 в Cu_{K_α}-излучении с фокусированием трубки по схеме Брегга–Бретано. Напряжение на аноде рентгеновской трубки составляло 35 кВ при токе 25 мА.

Поверхностное упрочнение и распределение микротвердости оценивали, измеряя микротвердость на приборе ПМТ-3М при нагрузке на индентор 0,49 Н. Распределение микротвердости по толщине насыщенного азотом слоя определяли на "косых" шлифах с углом наклона 15°.

Шероховатость поверхности определяли на профилометре типа 170621.

Триботехнические исследования проводили на торцовой машине трения; тело – азотированный сплав ВТ6, контртело – сталь ШХ15; смазочный материал – индустриальное масло И-20. В процессе исследований износостойкости измеряли линейный износ образцов.

Результаты исследований и их обсуждение

При комбинировании методов азотирования основывались на следующих соображениях. Поскольку специфика методов АТР и ИИА не позволяет формировать упрочненные слои с хорошо развитой нитридной пленкой при наличии глубокой диффузионной зоны, то сначала проводили ГА по режиму, обеспечивающему получение глубоких твердорастворных слоев, а затем методом АТР либо ИИА наращивали поверхностную нитридную пленку.

В частности, ГА в разреженной динамической атмосфере азота при температуре 660 °С не способствует активному нитридообразованию. На дифрактограммах, снятых с поверхности азотированных образцов, фиксируется лишь несколько рефлексов низшего нитрида титана Ti_2N на фоне широкого спектра линий титановой матрицы (рис. 1, линия *1*). При этом низкая поверхностная микротвердость (4,5 ГПа) и диффузионный слой до 30 мкм формируют плавный градиент

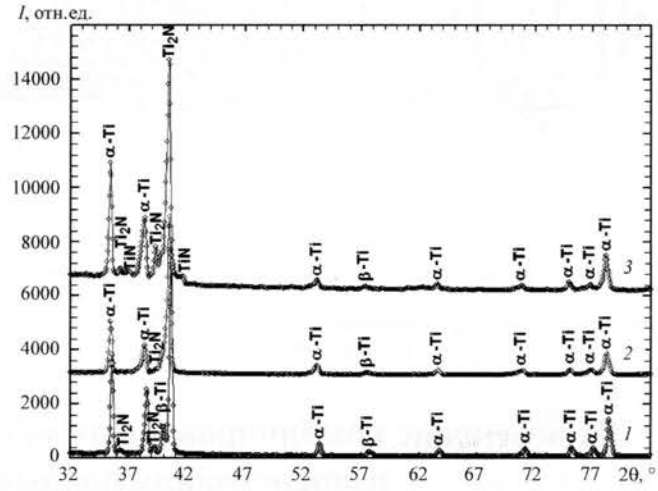


Рис. 1. Дифрактограммы, снятые с поверхности сплава ВТ6 после азотирования:
1 – ГА; *2* – АТР; *3* – ГА + АТР

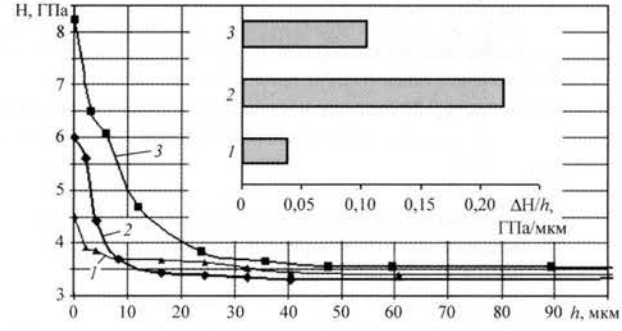
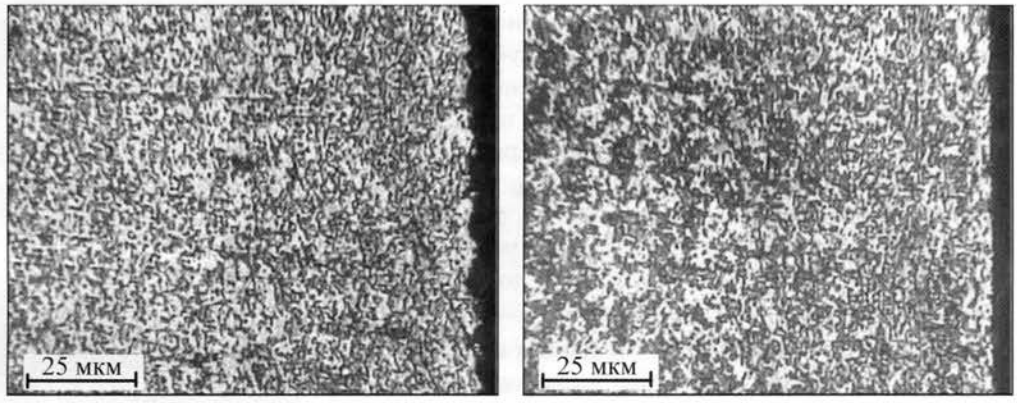


Рис. 2. Распределение и градиент микротвердости по сечению упрочненного поверхностного слоя сплава ВТ6 после азотирования:
1 – ГА; *2* – АТР; *3* – ГА + АТР

твердости по сечению упрочненных поверхностных слоев (рис. 2, кривая *1*). Градиент ΔН характеризовали приростом поверхностной твердости по сравнению с твердостью матрицы, отнесенным к единице толщины упрочненного слоя.

Азотирование в тлеющем разряде титанового сплава ВТ6 обеспечивает формирование поверхностного нитридного слоя, в состав которого входит низший нитрид титана Ti_2N и мононитрид TiN (рис. 1, линия *2*). Нитрид Ti_2N представлен линиями (111) и (210), а TiN – лишь одной линией (111) слабой интенсивности. Ограниченный спектр рефлексов нитридних фаз свидетельствует о незначительной толщине поверхностного нитрида. Наличие нитридного слоя обеспечивает поверхностную микротвердость образцов после азотирования Н = 6 ГПа. Поскольку диффузионный слой имеет небольшую толщину (до 15 мкм), формируется резкий градиент твердости по сечению упрочненного поверхностного слоя (рис. 2, кривая *2*).



а) б)

Рис. 3. Микроструктура поверхностного слоя сплава ВТ6 после комбинированных методов азотирования:
а – ГА + АТР; *б* – ГА + ИИА + + ХТО

Сочетание обоих методов азотирования, т.е. последовательное проведение ГА и АТР, позволяет формировать азотированный слой с нитридной пленкой на поверхности при плавном градиенте твердости по сечению приповерхностных слоев, что более благоприятно с точки зрения триботехники. Дифракционная картина, снятая с поверхности сплава после такой обработки, принципиально не отличается от полученной после одинарного АТР: нитридный слой представлен тетрагональным (Ti_2N) и кубическим (TiN) нитридами титана (рис. 1, линия *3*). Однако увеличение количества и интенсивности рефлексов нитридных фаз на фоне уменьшения интенсивности линий α- и β-титана свидетельствует об утолщении нитридного слоя. Образованный нитридный слой обеспечивает поверхностную микротвердость на уровне 8,3 ГПа и при диффузионном слое твердого раствора азота в α-титане толщиной до 40...45 мкм формирует практически вдвое меньший градиент твердости по сечению упрочненных слоев, чем при АТР (рис. 2, кривая *3*). Микроструктура поверхностного слоя сплава ВТ6 после комбинированной обработки (последовательное проведение ГА и АТР) представлена на рис. 3, *а*.

Качество поверхности образцов сплава как после ГА, когда нитридообразование заторможено, так и после АТР, когда на поверхности формируется развитая нитридная пленка, незначительно ухудшается (значение *Ra*, оставаясь в пределах одного класса, составляет 0,269 и 0,319 мкм соответственно при 0,184 мкм у образцов без обработки). После комбинированного азотирования шероховатость поверхности возрастает до 0,406 мкм.

Азотированные слои, сформированные описанными выше методами, отличаются поведением при трении. Износостойкость нитридного слоя, полученного АТР, при нагрузке 0,12 Н/мм^2 выше, чем диффузионного, сформированного при газовом азотировании (рис. 4, *а*). Незначительное равномерное изнашивание

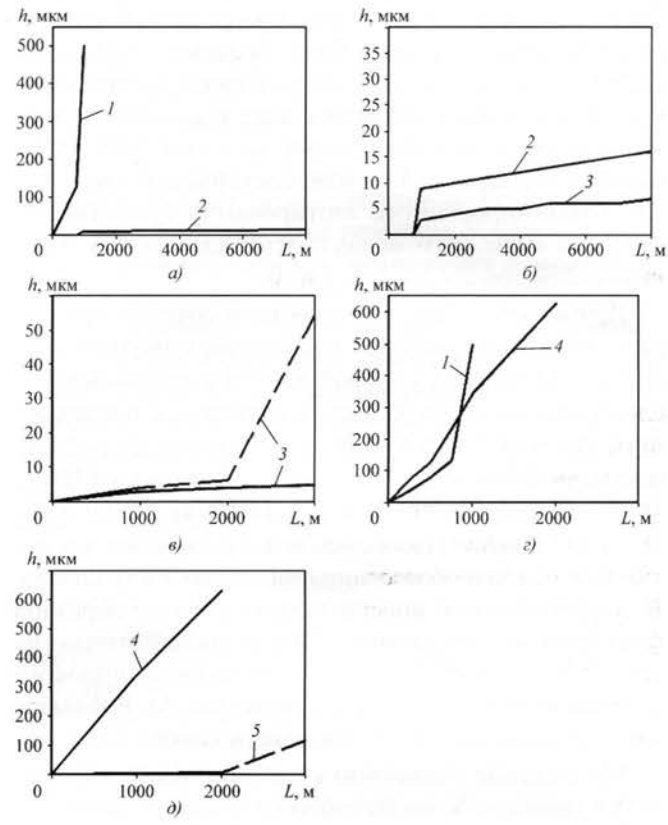


Рис. 4. Зависимость износа *h* от пути трения *L* образцов из сплава ВТ6 в паре со сталью ШХ15 при нагрузке 0,12 и 0,25 Н/мм^2 (соответственно сплошные и штриховые линии):
1 – ГА; *2* – АТР; *3* – ГА+АТР; *4* – ГА + ИИА; *5* – ГА + + АТР + ХТО

начинается после 750 м пути трения, тогда как образцы после ГА начинают интенсивно изнашиваться уже в период приработки, а после 1000 м пути их износ уже более чем в 50 раз больше износа нитридного слоя, полученного АТР. При этом интенсивность изнашивания образцов, обработанных методом АТР, на исследуемой базе составляет $2 \cdot 10^{-9}$. На поверхности трения

образцов после АТР наблюдаются незначительные пятна схватывания и относительно неглубокие царапины (рис. 5, *а*). В то же время на поверхности трения после ГА наблюдаются глубокие следы в направлении взаимного движения детали и контртела (рис. 5, *б*), несмотря на то, что нагрузка относительно небольшая. Таким образом, заданные параметры ГА, способствуя формированию поверхностных слоев с плавным градиентом твердости, не обеспечивают достаточного уровня поверхностного упрочнения.

Исследование поведения при трении слоя, сформированного комбинированным азотированием, показало, что интенсивность его изнашивания при нагрузке 0,12 Н/мм^2 более чем в 2 раза меньше, чем слоя, сформированного АТР, и составляет $0{,}9 \cdot 10^{-9}$ (рис. 4, *б*). На поверхности трения наблюдаются неглубокие царапины (рис. 5, *в*). При больших нагрузках (0,25 Н/мм^2) такой слой остается износостойким и начинает заметно изнашиваться лишь после 2000 м пути трения (рис. 4, *в*). Сравнительно со слоем, сформированным методом АТР, износостойкость слоя после комбинированного азотирования существенно (в 55 раз) выше. Этот вывод подтверждается видом поверхностей трения (рис. 5, *г* и *д*).

Другим способом, позволяющим сочетать предварительное диффузионное насыщение поверхностного слоя титановых сплавов азотом с образованием слоя твердого раствора азота в α-титане, с последующим формированием нитридной пленки на поверхности, является проведение ГА и последующей ИИА. Однако условия проведения ИИА (E = 60 кэВ; $D = 1 \cdot 10^{18}$ ион/см^2) оказались недостаточными для активного нитридообразования на поверхности сплава. В дифракционном поверхностном спектре образцов фиксировали лишь линию (210) низшего нитрида титана Ti_2N высокой интенсивности на фоне широкого спектра линий титановой матрицы (рис. 6). Рефлексы мононитрида титана TiN не обнаружены.

Проведение указанной комбинированной обработки приводит к увеличению градиента микротвердости поверхностного слоя (рис. 7). Поверхностная микротвердость Н образцов после обработки возрастает до 5,1 ГПа. Имплантация азота не влияет на толщину упрочненного слоя, при этом степень упрочнения в поверхностном слое изменяется. На глубину до 3 мкм твердость по сечению образца уменьшается, оставаясь, однако, выше значений, полученных после ГА. Затем наблюдается перегиб кривой с образованием максимума на глубине h = 7...8 мкм (см. рис. 7, кривая *2*). Поскольку при имплантации азот не проникает глубже, чем на несколько сотых долей микрометров [5], то отмеченные особенности следует связывать с эффектом от процесса бомбардировки азотированной поверхности ионами азота, что способствует перераспределению азота твердого раствора в поверхностном слое.

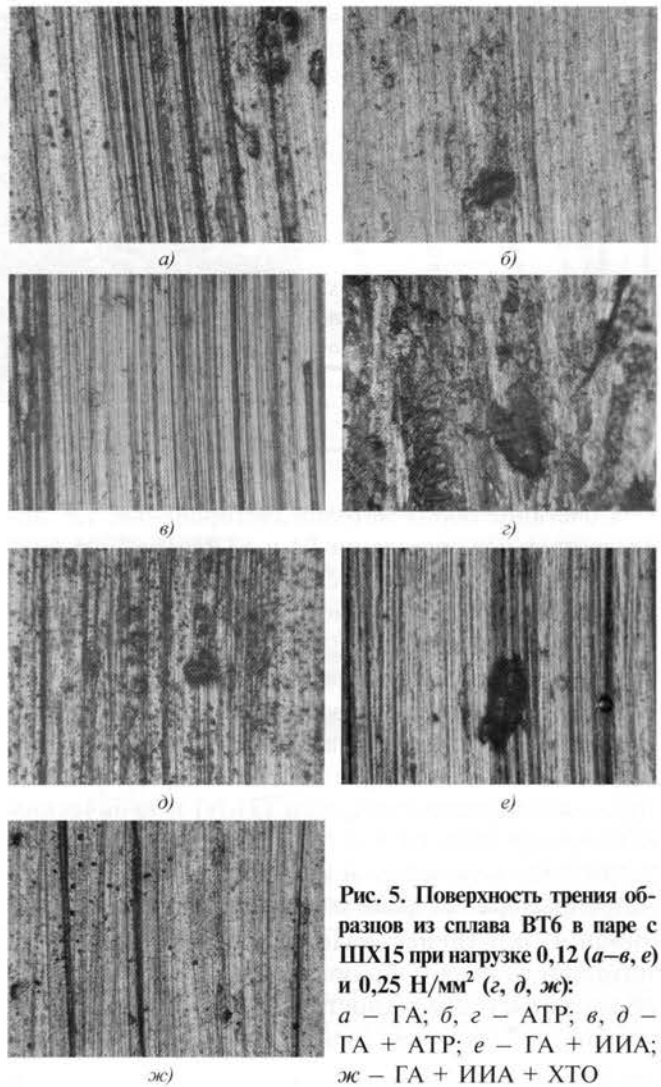


Рис. 5. Поверхность трения образцов из сплава ВТ6 в паре с ШХ15 при нагрузке 0,12 (*а–в, е*) и 0,25 Н/мм^2 (*г, д, ж*):
а – ГА; *б, г* – АТР; *в, д* – ГА + АТР; *е* – ГА + ИИА; *ж* – ГА + ИИА + ХТО

Проведение ИИА после ГА практически не влияет на шероховатость поверхности (после газового азотирования и последующей имплантации азота, значение *Ra* составляет соответственно 0,269 и 0,216 мкм), однако все же проявляется тенденция к улучшению качества поверхности, связанная, очевидно, с катодным распылением (эффект "выглаживания" поверхности) [6].

Триботехнические испытания, проведенные при нагрузке 0,12 Н/мм^2, показали, что дополнительная ИИА в поверхностный слой азотированного титанового сплава ВТ6 отрицательно отражается на его износостойкости. В частности, изнашивание поверхности начинается уже после 250 м пути трения, как и после ГА, причем в случае комбинированной обработки износ вдвое больше (см. рис. 4, *г*). После 1000 м пути трения уже резко увеличивается износ поверхности сплава после ГА, хотя замедления изнашива-

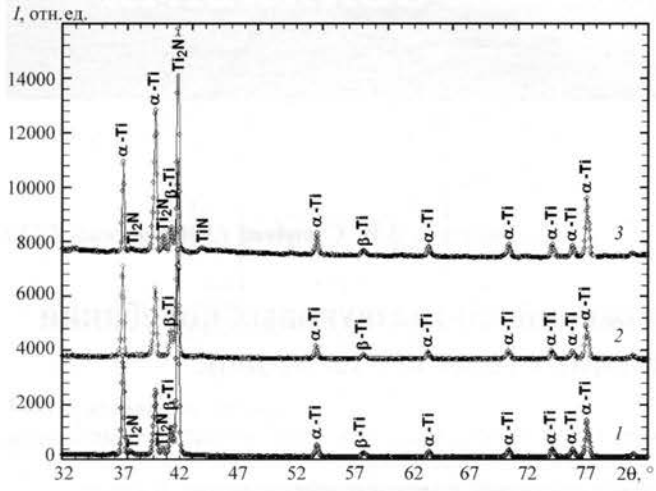


Рис. 6. Дифрактограммы, снятые с поверхности сплава ВТ6 после азотирования:
1 – ГА; *2* – ГА + ИИА; *3* – ГА + ИИА + ХТО

ния после комбинированной обработки в процессе трения не наблюдается. Низкая износостойкость азотированных слоев, полученных комбинированием ГА и последующей ИИА, может быть связана с отсутствием нитридной пленки достаточной толщины на поверхности сплава, а также с неравновесным состоянием поверхностного слоя после имплантации.

Для достижения равновесного состояния в слое, подвергнутом воздействию потока ионов, необходима термическая обработка [7]. Именно эту цель преследовали, проводя дополнительную *химико-термическую обработку* (ХТО) по режиму: t = 680 °С, τ = 2,5 ч; $p_{N_2} = 1 \cdot 10^5$ Па. Кроме этого, в результате проведения такой обработки добивались формирования поверхностной нитридной пленки толщиной более 2 мкм. Рентгеновский фазовый анализ подтвердил достижение желаемого результата: в дифракционном спектре поверхности образцов не только увеличивается количество рефлексов низшего нитрида титана Ti_2N, но и появляются линии TiN (см. рис. 6, линия *3*). Формирование нитридной пленки сопровождается увеличением шероховатости поверхности (Ra = 0,387 мкм) и незначительным повышением поверхностной микротвердости (до 5,7 ГПа). Микроструктура поверхностного слоя сплава ВТ6 после указанной комбинированной обработки представлена на рис. 3, *б*.

После указанной обработки градиент микротвердости ΔH по сечению упрочненного поверхностного слоя еще более увеличивается, так как на толщину диффузионного слоя такая обработка практически не влияет (см. рис. 7, кривая *3*), износостойкость обработанных образцов повышается (см. рис. 4, *д*). На относительно гладких поверхностях трения наблюдаются относительно неглубокие царапины и практически исчезают пятна схватывания (см. рис. 5, *е* и *ж*).

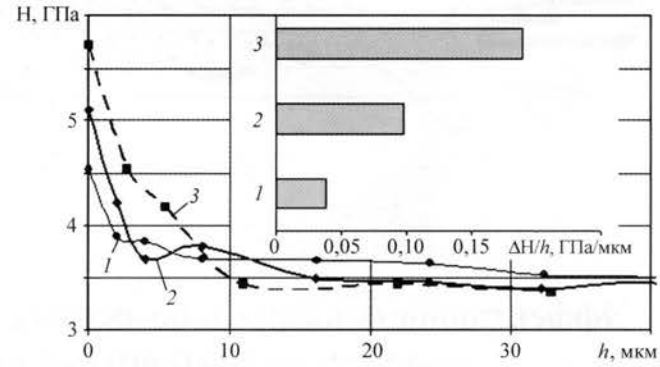


Рис. 7. Распределение и градиент микротвердости по сечению упрочненного поверхностного слоя сплава ВТ6 после азотирования:
1 – ГА; *2* – ГА + ИИА; *3* – ГА + ИИА + ХТО

Интенсивность изнашивания таких слоев при нагрузке 0,25 Н/мм^2 составляет $1{,}5 \cdot 10^{-7}$, в то время как интенсивность изнашивания слоев, полученных после последовательных ГА и АТР, равна $1{,}83 \cdot 10^{-8}$.

Таким образом, на основании изложенного можно сделать следующий вывод: **сочетание газового азотирования с другими способами азотирования позволяет повысить износостойкость титановых сплавов. Последовательное проведение газового азотирования и азотирования в тлеющем разряде более эффективно, чем сочетание газового азотирования с ионной имплантацией азота не только с точки зрения повышения износостойкости, но и для сохранения механических свойств титановой матрицы, поскольку в целом процесс реализуется при более низких температурах и более коротких экспозициях.**

ЛИТЕРАТУРА

1. **Федірко В.М., Погрелюк І.М.** Азотування титану та його сплавів. Киев: Наук. думка, 1995. 220 с.

2. **Ионная** химико-термическая обработка сплавов / Б.Н. Арзамасов, А.Г. Братухин, Ю.С. Елисеев и др. М.: Изд-во МГТУ им. Н.Э. Баумана, 1999. 400 с.

3. **Пастух И.М.** Теория и практика безводородного азотирования в тлеющем разряде. Харьков: ННЦ ХФТИ, 2006. 364 с.

4. **Хирвонен Дж.К.** Ионная имплантация. М.: Металлургия, 1985. 391 с.

5. **Комиссаров А.П., Махлин Н.А., Поляков В.А.** Изменения в поверхностных слоях металлов при низкоэнергетическом облучении ионами активного газа // Физика и химия обработки материалов. 1991. № 3. С. 5–13.

6. **Лизунов Ю.Д., Рязанов А.И.** Торможение быстрых заряженных частиц в поверхностных слоях многокомпонентных материалов и образование первичных радиационных дефектов при ионном облучении // Поверхность. 1987. № 5. С. 121–131.

7. **Ионно-лучевая** модификация поверхностных слоев титановых сплавов / В.А. Шулов, Ю.Д. Ягодкин, А.М. Сулима и др. // Металловедение и термическая обработка материалов. 1990. № 8. С. 24–29.

Е.С. Киселев, З.В. Степчева *(Ульяновский ГТУ)*

Эффективность касательно-осевых наложений ультразвуковых колебаний в процессе алмазного выглаживания стальных заготовок

На основе обобщения сведений о кинематических условиях взаимодействия инструмента и заготовки исследована возможность повышения эффективности алмазного выглаживания заготовок из коррозионно-стойких и высокопрочных сталей путем использования касательно-осевых наложений ультразвуковых колебаний. Проанализировано влияние угла наклона инструмента на физико-механические свойства поверхностного слоя заготовок из разных сталей. Экспериментально подтверждена возможность значительного снижения составляющих сил обработки за счет изменения угла наложения ультразвуковых колебаний.

On the base of analyze the kinematics of the interaction of the instrument and details the opportunities of using the tangent-axial direction of ultrasonic fluctuations in process of the diamond smoothing for reduction the power of friction are considered. The influence of a corner of inclination of the tool no physicomechanical properties of superficial layer of the workpieces from different steels is analyzed. It is set, that using the tangent-axial direction of ultrasonic fluctuations in process of the diamond smoothing allows to considerably reduce the powers of process.

Качество поверхностного слоя во многом определяет эксплуатационные свойства деталей, работающих в условиях трения скольжения.

Формирование поверхностного слоя при *алмазном выглаживании* (АВ) происходит вследствие пластического деформирования обрабатываемой поверхности. Процесс АВ на интенсивных режимах характеризуется повышенной теплосиловой напряженностью из-за трения при обработке, являющейся причиной ухудшения эксплуатационных свойств обработанных деталей.

Варьирование направления *ультразвуковых колебаний* (УЗК), используемых в процессе обработки алмазным выглаживанием, определяет различные кинематические условия взаимодействия инструмента и заготовки и оказывает существенное влияние на производительность и качество обработки за счет снижения сил трения (впервые этот эффект указан в работе [1]).

При воздействии УЗК на заготовку в направлении, параллельном вектору силы трения F и поверхности контакта (касательные колебания) (рис. 1, *а*), изменение силы трения F существенно зависит от соотношения окружной скорости образца v и скорости УЗК $v_к$. Снижение силы трения тем больше, чем меньше v по сравнению с амплитудой скорости УЗК v_m, так как в течение периода колебаний T сила трения меняет направление. В течение промежутка времени $2t_1$, когда $v < v_к$ (рис. 2), сила трения действует в направлении вращения образца, т. е. является активной, а в течение остального промежутка, равного $T - 2t_1$, реактивной. Направление действия силы трения совпадает с направлением вращения до момента, когда окружная скорость образца $v \geq v_m$. Промежуток времени $2t_1$, в течение которого сила трения является активной, можно определить из условия [1]

$$v = v_m \cos\frac{2\pi t_1}{T}, \qquad (1)$$

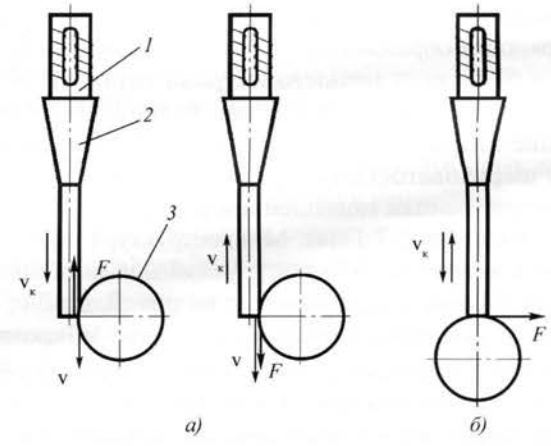


Рис. 1. Схемы подведения УЗК в зону обработки [1]:
а – параллельно силе трения F в моменты времени, соответствующие началу периода колебаний и половине периода колебаний; *б* – перпендикулярно к силе трения; *1* – излучатель; *2* – волновод; *3* – заготовка

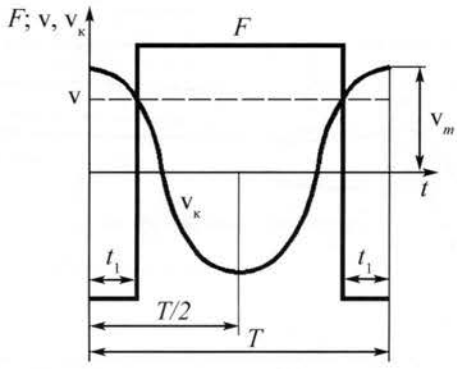


Рис. 2. Изменение скорости ультразвуковых колебаний $v_к$ и силы трения F в течение периода колебаний T

откуда

$$t_1 = \frac{T}{2\pi}\arccos\frac{v}{v_m}. \quad (2)$$

Средняя за период колебаний сила трения

$$F_{ср} = F - \frac{2}{\pi}F\arccos\frac{v}{v_m}. \quad (3)$$

Степень снижения силы трения под действием ультразвука

$$n_F = \frac{F - F_{ср}}{F} = \frac{2}{\pi}\arccos\frac{v}{v_m}. \quad (4)$$

В процессе исследований [1] установлено, что при введении УЗК параллельно вектору силы трения и поверхности контакта (касательные колебания) наблюдается большее уменьшение силы трения, чем при введении УЗК перпендикулярно к поверхности контакта (радиальные колебания).

Следует отметить, что оба рассмотренных в работе [1] способа ограничиваются возможностью снижения силы трения только в одном направлении – направлении приложенных УЗК – и не влияют на трение в направлении подачи инструмента. Для уменьшения силы трения как в направлении подачи, так и в направлении вращения заготовки, предложено использовать касательно-осевые УЗК. В этом случае вектор скорости УЗК направлен под углом α к оси заготовки в плоскости *XOZ* (рис. 3). Такая схема наложения способствует снижению тепловыделения в процессе обработки за счет изменения направления составляющих силы трения, т.е. их превращения в реактивные в промежутке времени $T - 2t_1$, что обусловлено периодическим изменением направления вектора скорости приложенных УЗК.

Для выявления характера зависимостей показателей качества обработанных заготовок (параметра шероховатости поверхности *Ra*, технологических остаточных напряжений σ) и касательной составляющей силы выглаживания P_z от угла наклона касательных УЗК к оси обрабатываемой заготовки α были проведены исследования на установке, созданной на базе токарно-винторезного станка УТ16 и оснащенной универсальным динамометром УДМ-100, усилителем 8-АНЧ-26М и шлейфовым осциллографом "Нева-МТ". В качестве образцов использовали шлифованные заготовки (*Ra* = 0,4...0,6 мкм) диаметром 30 мм и длиной 200 мм из коррозионно-стойких сталей 95Х18 и 12Х18Н10Т, а также из высокопрочной стали 30ХГСА-ВД диаметром 24 мм и длиной 160 мм. В качестве деформирующего инструмента применяли выглаживатель (ИС-290.00.00-04) с алмазом радиусом $R \doteq 2{,}5$ мм.

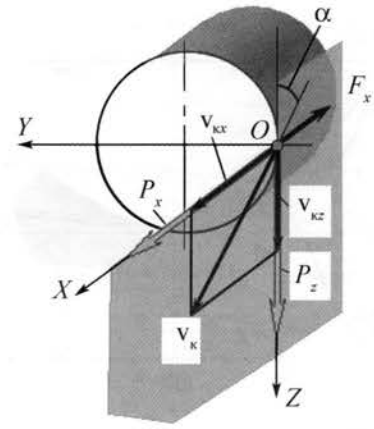


Рис. 3. Плоская система сил в зоне обработки при наложении УЗК в радиально-касательном направлении:
$v_{кx}$ – составляющая вектора скорости приложенных УЗК по оси *OX*; $v_{кz}$ – составляющая вектора скорости приложенных УЗК по оси *OZ*; P_z, P_x – составляющие силы выглаживания; F_x – составляющая силы трения по оси *OX*; α – угол между направлением вектора скорости приложенных УЗК и осью *OZ*

Глубину распределения и знак радиальных остаточных напряжений в поверхностном слое определяли с помощью прибора "Ситон-АРМ". Среднее арифметическое отклонение профиля поверхности заготовки *Ra* измеряли на профилографе-профилометре мод. 283 завода "Калибр". Для сравнительного анализа АВ проводили как без наложения, так и с наложением УЗК амплитудой 10 мкм и частотой 18,6 кГц.

Результаты экспериментальных исследований зависимости остаточных напряжений обработанной поверхности от угла наклона инструмента приведены на рис. 4–6.

Как и предполагалось, наибольшая величина остаточных напряжений в заготовках из стали 95Х18 (см. рис. 4) отмечена при α = 0. В случае увеличения угла наклона наблюдается снижение остаточных

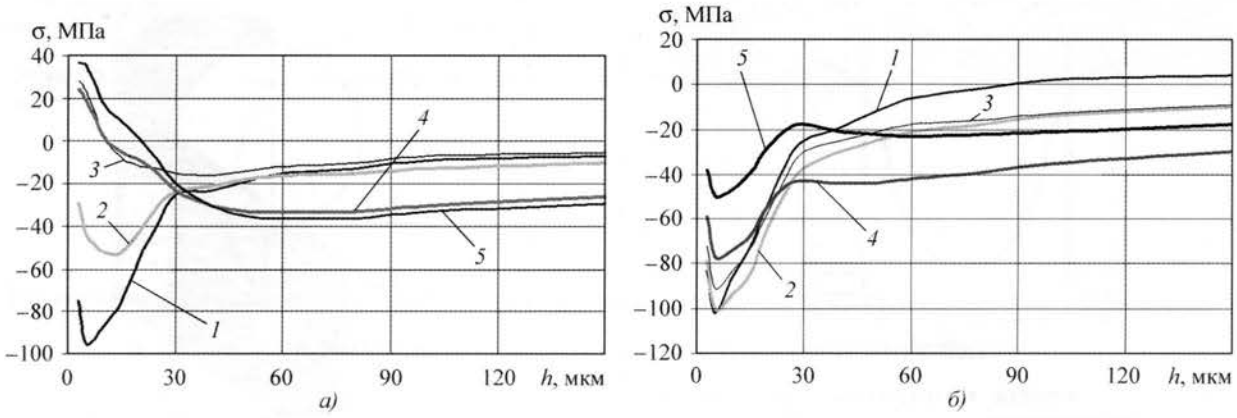


Рис. 4. Влияние угла наклона α алмазного выглаживателя на распределение остаточных напряжений σ по толщине поверхностного слоя *h* образцов из стали 95Х18:

а – обработка без УЗК; *б*– обработка с УЗК; *1, 2, 3, 4, 5* – соответственно при α = 0, 15, 30, 45, 60°

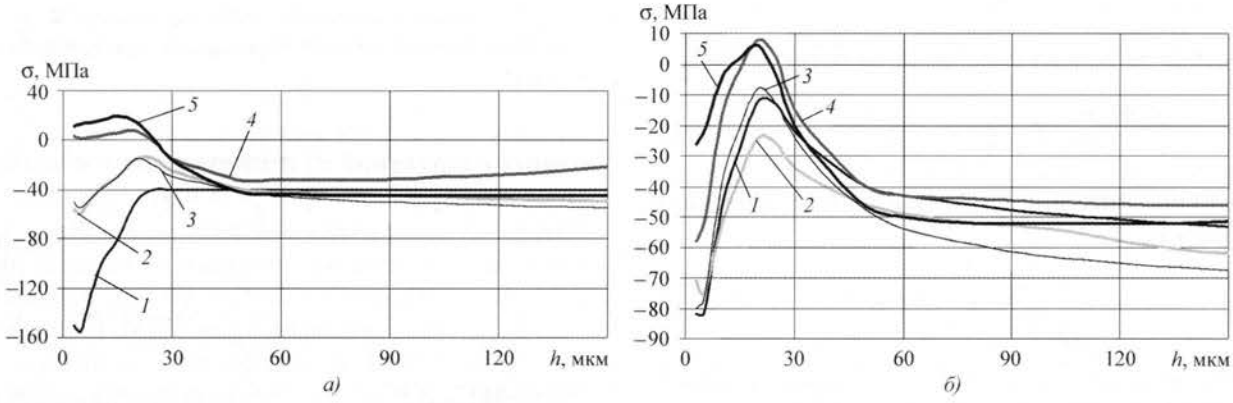


Рис. 5. Влияние угла наклона α алмазного выглаживателя на распределение остаточных напряжений σ по толщине поверхностного слоя *h* образцов из стали 12Х18Н10Т:

а – обработка без УЗК; *б* – обработка с УЗК; *1, 2, 3, 4, 5* – соответственно при α = 0, 15, 30, 45, 60°

напряжений, что объясняется изменением направления приложенной силы деформирования. При α = 15 и 30° остаточные напряжения уменьшаются соответственно на 5 и 10 % по сравнению со значениями при обработке с нулевым углом наклона инструмента. Дальнейшее увеличение α приводит к формированию растягивающих остаточных напряжений (см. рис. 4). Это, видимо, связано с уменьшением тепловой напряженности процесса обработки вследствие снижения силы трения при увеличении угла наклона инструмента.

Важно отметить, что характер расположения кривых $\sigma = f(h)$ существенно зависит от активации алмазного выглаживателя ультразвуковыми колебаниями: в последнем случае в поверхностном слое толщиной до 30 мкм образуются только сжимающие остаточные напряжения даже при больших углах наклона инструмента (α = 30...60°), чего не отмечается при алмазном выглаживании без УЗК. Вместе с тем при увеличении α наблюдается распределение остаточных напряжений отрицательного знака в поверхностном слое на глубине $h > 30$ мкм, причем с ростом угла наклона инструмента абсолютное значение сжимающих остаточных напряжений увеличивается.

Аналогичные результаты получены при АВ заготовок из коррозионно-стойкой стали 12Х18Н10Т (см. рис. 5) и низколегированной высокопрочной стали 30ХГСА-ВД, однако перегибы кривых остаточных напряжений характерны для других значений *h*.

Максимальные значения растягивающих остаточных напряжений в поверхностном слое толщиной до 30 мкм наблюдались во всех случаях при углах наклона выглаживателя α = 60°. Это хорошо согласуется с результатами измерений осевых и касательных составляющих сил алмазного выглаживания (рис. 7, 8) как с наложением УЗК, так и без него. Подведение

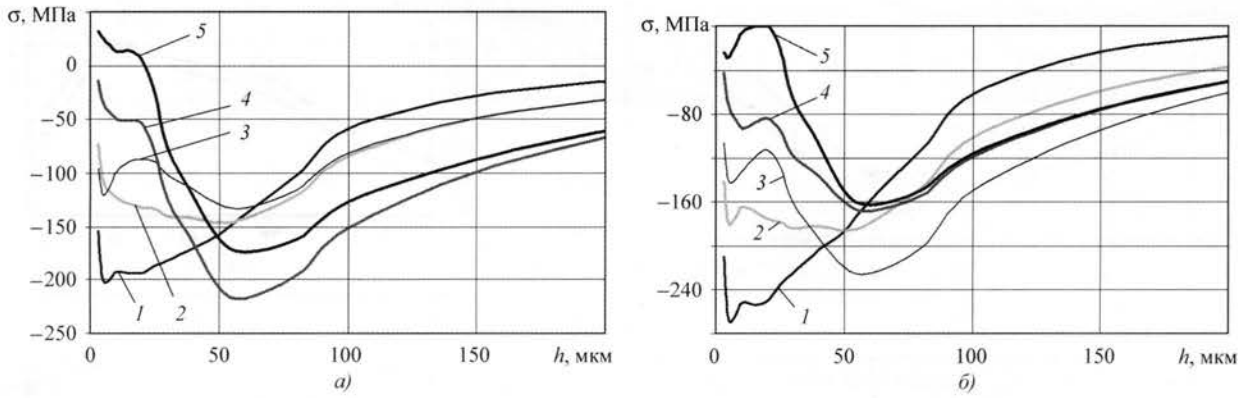


Рис. 6. Влияние угла приложения УЗК на распределение остаточных напряжений σ по толщине поверхностного слоя *h* в образцах из стали 30ХГСА-ВД:
а – обработка без УЗК; *б* – обработка с УЗК; *1, 2, 3, 4, 5* – соответственно при α = 0, 15, 30, 45 и 60°

УЗК в зону алмазного выглаживания уменьшает составляющие силы процесса P_x и P_z соответственно на 15...20 и 25...30 %.

При обработке заготовок из всех исследованных материалов с увеличением угла наклона инструмента, как и предполагалось, составляющая P_z уменьшается. Так, при α = 15° изменение значения силы P_z незначительное (8 %), а при α ≈ 60° значение силы снижается на 60 %. Это свидетельствует о том, что увеличение угла наклона накладываемых УЗК приводит к снижению силы трения в зоне контакта и этот эффект тем сильнее, чем существеннее разность между окружной скоростью заготовки и скоростью УЗК. Так, увеличение угла наклона инструмента и, следовательно, угла подведения УЗК в зону обработки влечет за собой повышение абсолютного значения скорости УЗК, при этом возрастает отношение скорости УЗК к окружной скорости заготовки, что приводит к снижению силы трения и, соответственно, силы P_z.

Наложение УЗК под углом к оси обрабатываемой заготовки приводит к уменьшению значения осевой составляющей силы выглаживания P_x пропорционально росту угла скрещивания между направлением приложенных УЗК и осью вращения заготовки.

Результаты экспериментальных исследований зависимости параметра шероховатости *Ra* при обработке заготовок с разными углами наклона инструмента приведены на рис. 9.

Установлено, что при обработке заготовок из коррозионно-стойких сталей 95Х18 и 12Х18Н10Т с углом наклона инструмента до 15° и из высокопрочной стали 30ХГСА-ВД с α ≤ 30° значение *Ra* по сравнению с исходным снижается на 10 %. При дальнейшем увеличении угла наклона инструмента шероховатость обработанной поверхности возрастает, поскольку при этом растет фактическая площадь

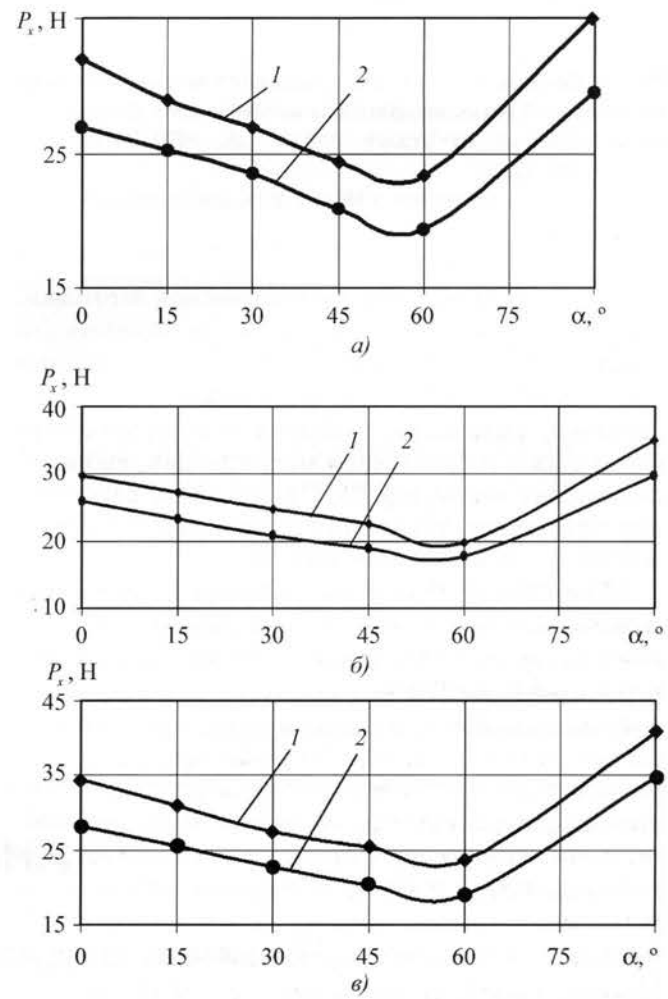


Рис. 7. Влияние угла наклона α алмазного выглаживателя на осевую составляющую силы выглаживания P_x при обработке образцов из сталей 95Х18 (*а*), 30ХГСА-ВД (*б*), 12Х18Н10Т (*в*):
1, 2 – выглаживание без УЗК и с УЗК соответственно

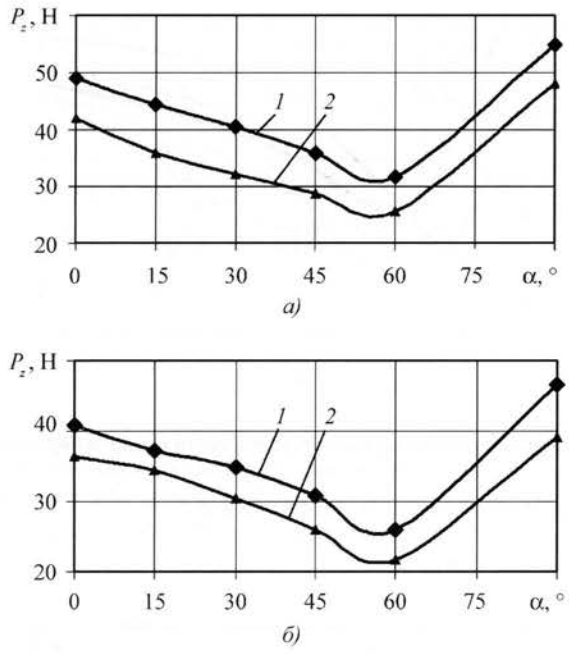


Рис. 8. Влияние угла наклона α алмазного выглаживателя на касательную составляющую силы выглаживания P_z при обработке образцов из сталей 95Х18 (*а*), 30ХГСА-ВД (*б*), 12Х18Н10Т (*в*):
1, *2* – выглаживание без УЗК и с УЗК соответственно

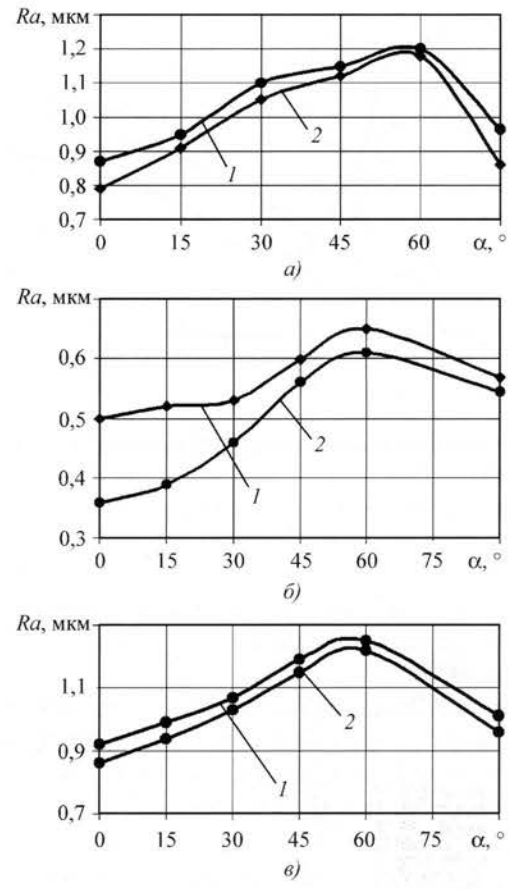


Рис. 9. Влияние угла наклона α алмазного выглаживателя на параметр шероховатости *Ra* образцов из сталей 95Х18 (*а*), 30ХГСА-ВД (*б*) и 12Х18Н10Т (*в*):
1, *2* – обработка без УЗК и с УЗК соответственно

контакта инструмента и обрабатываемой заготовки, что способствует росту сопротивления поверхности пластической деформации. Избыточная деформация поверхностного слоя, сопровождающаяся увеличением количества дефектов в поверхностном слое металла и появлением микротрещин, вызывает повышение параметра *Ra*. Приведенные рассуждения справедливы также для случая обработки заготовок из других сталей (см. рис. 9).

Таким образом, экспериментально подтверждена возможность улучшения условий работы алмазного инструмента за счет использования касательных УЗК, направляемых под углом α к оси заготовки. Данный способ показал свою эффективность по снижению составляющих сил P_z и P_x, т.е. уменьшению силы трения как в направлении подачи инструмента, так и в направлении вращения обрабатываемой заготовки.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Марков А.И.** Ультразвуковая обработка материалов. М.: Машиностроение, 1980. 237 с.

АНОНС

Читайте в следующем номере журнала:

Киселев Е.С., Ковальногов В.Н., Степчева З.В. Использование ультразвука при обработке заготовок шлифованием и алмазным выглаживанием.

В.Ю. Фоминский, Р.И. Романов *(МИФИ)*,
И.В. Костычев *(Московский государственный университет сервиса)*,
Ж.-П. Селис *(Католический университет Лёвена, Бельгия)*

Трибологические свойства антифрикционного покрытия, сформированного импульсным лазерным осаждением углерода и диселенида вольфрама

Приведены результаты структурно-фазового исследования тонкопленочного покрытия, созданного последовательным осаждением на стальную основу слоев аморфного алмазоподобного углерода и диселенида вольфрама, легированного углеродом. Трибологические свойства двухслойного покрытия исследованы при фреттинг-испытании на воздухе без смазки. Проведен анализ динамики его изнашивания, выявлена роль твердосмазочного слоя W–Se–C в механизме трения и изнашивания двухслойного покрытия.

The results are presented of structural and phase composition investigations of the thin films created by means of repeated deposition of amorphous diamond-like carbon and tungsten diselenide layers onto a steel substrate. The external WSe_x layer was doped by carbon. Tribological properties of the double-layered coating were investigated by the fretting method in air without lubrication. The analysis is performed of the dynamics of wear of the double-layered coating and the role of the solid-lubricating W–Se–C layer in the mechanisms of wear friction of the double-layered coating is established.

Введение

Метастабильная модификация углерода – аморфный алмазоподобный углерод – характеризуется совокупностью полезных физических, механических и химических свойств, которая вызывает все возрастающий интерес к этому материалу исследователей и практиков из различных областей науки и техники. Аморфные углеродные покрытия (*a*-C) обладают высокой твердостью, хорошими антифрикционными свойствами и износостойкостью, высокой химической стойкостью. Этим объясняется широкое применение таких покрытий в триботехнике и медицине для улучшения трибологических и химических свойств материалов, используемых в узлах трения и искусственных протезах-имплантантах.

Многочисленные результаты исследования трибологических свойств аморфных углеродных покрытий, созданных различными методами, показывают, что низкий коэффициент трения реализуется, как правило, после приработки контактирующих поверхностей [1–4]. Начальный коэффициент трения может быть достаточно высоким – до $f_{тр} \approx 0{,}6$. Значение $f_{тр}$ в начальный момент испытания и период приработки зависит от химического состава покрытия (концентрации легирующего элемента) и условий испытаний. Длительность приработки может достигать нескольких тысяч циклов. Характерные значения коэффициента трения (на воздухе, без смазочного материала) после приработки составляют 0,1...0,25.

Одно из наиболее распространенных объяснений этого эффекта заключается в том, что качественные антифрикционные свойства аморфных углеродных покрытий достигаются только после графитизации тонкого поверхностного слоя этого материала. Структурные изменения аморфного углерода развиваются в процессе взаимодействия контактирующих поверхностей при трении [2]. Представляется важным с научной и практической точек зрения исследовать возможность подавления негативного эффекта, связанного с начальным этапом приработки поверхностей трения.

В работе исследованы трибологические свойства аморфного углеродного покрытия с внешним антифрикционным слоем из диселенида вольфрама. В целях снижения возможной химической несовместимости диселенида вольфрама и алмазоподобной модификации углерода в представленной работе диселенид вольфрама легировали углеродом. При выборе химического состава антифрикционного покрытия учитывали результаты ряда исследований, в которых была сделана попытка изменения трибологических свойств твердосмазочных слоев на основе дисульфидов молибдена [5] и дисульфида вольфрама [6] за счет предварительного осаждения твердого углеродного

подслоя. В работе [5] было установлено, что твердосмазочный слой MoS_2 обладает крайне слабой адгезией к алмазоподобному углероду. Исследования [6] показали, что легирование углеродом твердосмазочного покрытия на основе дисульфида вольфрама позволяло усилить сцепление такого покрытия с различными основами.

Методы осаждения и исследования покрытий

Для формирования двухслойного покрытия излучение лазера наносекундной длительности фокусировалось на мишень, собранную из двух пластин. Одна пластина была изготовлена из прессованного порошка WSe_2, другая – из графита. Частота следования лазерных импульсов составляла 25 Гц, энергия излучения в импульсе – около 50 мДж. Плотность энергии в пятне фокусирования составляла ≈20 Дж/см^2. В процессе осаждения давление остаточных газов не превышало $5 \cdot 10^{-4}$ Па. Сканирование лазерного луча по поверхности мозаичной мишени управлялось автоматизированной системой таким образом, чтобы на начальном этапе испарялась только графитовая мишень. Затем лучом сканировали по пластинам из WSe_2 и графита; при этом выбирали высокую скорость сканирования луча по мишени, что приводило к формированию достаточно однородного по химическому составу покрытия W–Se–C. Толщина периодически осаждаемых слоев WSe_x и углерода не превышала одного атомного слоя.

Двухслойные W–Se–C/*a*-C покрытия осаждались на полированные стальные диски (сталь 95Х18) диаметром 15 мм и монокристаллические пластины кремния при комнатной температуре. Толщина покрытия составляла примерно 0,4 мкм. Диски и пластины устанавливали на расстоянии 5 см от мишени. Перед установкой в технологическую камеру их промывали в спирте. Дополнительную обработку поверхности дисков и пластин не проводили.

Двухслойное покрытие исследовали методами *обратного резерфордовского рассеяния ионов гелия* (ОРРИ), *рентгеновской дифракции* (РД) и *просвечивающей электронной микроскопии* высокого разрешения и *микродифракции* в режиме поперечного сечения (ПЭМ/МД). Это позволяло определить толщину различных слоев в двухслойном покрытии, исследовать химический состав покрытий и установить их структурно-фазовое состояние.

Трибологические свойства покрытия W–Se–C/*a*-C на стальном диске исследовали методом фреттинга на воздухе с относительной влажностью 50 % при температуре 23 °С. Подробное описание установки для трибоиспытаний приведено в работе [7]. Исследуемый стальной диск с покрытием размещали на держателе, который совершал возвратно-поступательное движение в горизонтальной плоскости с амплитудой 100 мкм и частотой 10 Гц. К покрытию прижимали корундовый шарик диаметром 10 мм. Нагрузка на шарик составляла 2 и 5 Н. В процессе испытания определяли зависимость тангенциальной силы, действующей на шарик, от величины смещения диска. На основе этих измерений рассчитывали среднее и максимальное значения коэффициента трения за один испытательный цикл. После заданного числа циклов трения проводили исследования топографии поверхности покрытия и лунки износа методом оптической профилометрии (интерферометрии белого света), а также определяли профиль лунки износа в направлении, перпендикулярном к направлению скольжения контртела. Зону трения исследовали также методом *микрорамановской спектроскопии* (МРС) на спектрометре Jobin Yvon U-1000 (длина волны излучения – 488 нм, диаметр пятна фокусирования лазерного пучка – 2 мкм).

Структурно-фазовое состояние двухслойного покрытия

Исследование двухслойного покрытия на стальном диске методом ОРРИ показало (рис. 1), что толщина углеродного слоя составляла 0,15 мкм, а слоя W–Se–C – 0,25 мкм. Погрешность измерений толщины слоев не превышала 20 %. Химический состав многоэлементного покрытия описывался формулой $W_{33}Se_{43}C_{24}$.

Результаты рентгеноструктурного анализа покрытия представлены на рис. 2. Картина рентгеновской дифракции от двухслойного покрытия во многом совпадала с картиной дифракции от чистого покрытия WSe_x, представленной в работе [8]. Покрытие имело аморф-

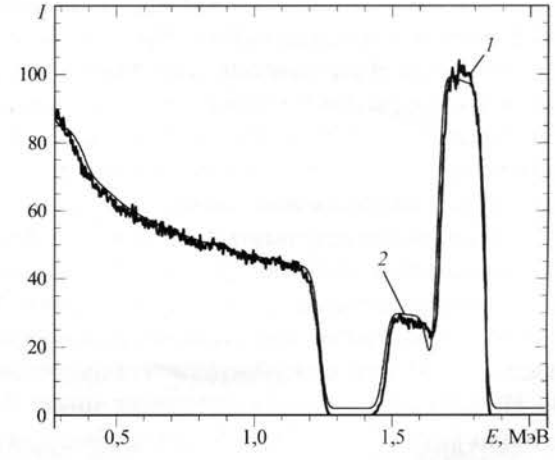


Рис. 1. Экспериментально измеренный (*1*) и модельный (*2*) ОРРИ-спектры для покрытия W–Se–C/*a*-C, содержащего слой углерода толщиной 0,15 мкм и слой $W_{33}Se_{43}C_{24}$ толщиной 0,23 мкм

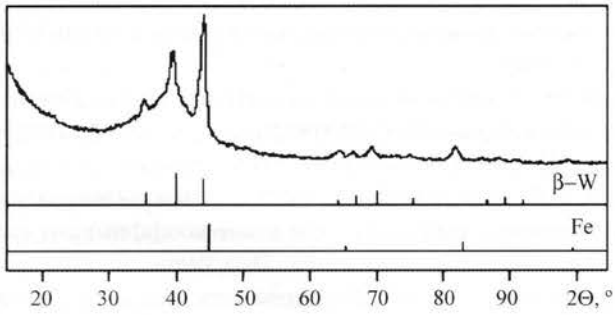


Рис. 2. Рентгенограмма, измеренная скользящим пучком ($\alpha = 2°$) для двухслойного покрытия W–Se–C/*a*-C на стальном диске (приведены штрихрентгенограммы возможных кристаллических фаз)

ную структуру, которой соответствовало сильно уширенное гало в диапазоне углов $2\theta = 30...50°$. В аморфной матрице W–Se–C присутствовали кристаллические включения со структурой β-W. Эта структура могла быть стабилизирована атомами O и, возможно, Se. Легирование углеродом не вызвало образования какой-либо новой углеродсодержащей фазы в покрытии W–Se–C, что может быть обусловлено растворением углерода в рентгеноаморфной матрице WSe_x.

Согласно результатам исследования [2] при импульсном лазерном соосаждении углерода и вольфрама в случае относительно низкой концентрации углерода (до 30 % ат.) должен формироваться твердый раствор углерода в вольфраме. При повышении концентрации углерода может образоваться двухфазная структура, состоящая из аморфного углерода и метастабильной нанокристаллической фазы β-WC_{1-x}, которая имеет гранецентрированную кубическую решетку типа решетки NaCl. В работе [2] на РД-спектрах нанокристаллической фазе β-WC_{1-x} соответствовала сильно уширенная линия в диапазоне углов $2\theta = 30...40°$. Отмечалось формирование текстуры, при которой плотноупакованные плоскости (111) располагались преимущественно параллельно поверхности покрытия. Межплоскостное расстояние (111) равнялось 0,24 нм.

Исследование наноструктурных особенностей покрытия W–Se–C методом ПЭМ/МД показало (рис. 3, *а*), что состояние объема материала (матрицы) можно охарактеризовать как электроноаморфное. На картине микродифракции выявлены в основном диффузно уширенные отражения, а также слабые точечные рефлексы. Расчет межплоскостных расстояний для выявленных рефлексов показал, что они могли возникать вследствие дифракции электронного пучка на наноразмерных кристаллах со структурой β-W.

Электронное изображение состояло из суперпозиции относительно крупных светлых и темных коротких нитевидных фрагментов, расстояние между которыми составляло 0,6...0,7 нм (рис. 3, *б*). Этот эффект мог быть обусловлен некоторой упорядоченностью упаковки атомов W и Se и образованием ламинарной (слоистой) структуры с характерным размером, не превышающим нескольких атомных слоев. Табличное значение расстояния между базисными плоскостями (002) в гексагональной 2H-WSe_2-фазе составляет 0,65 нм.

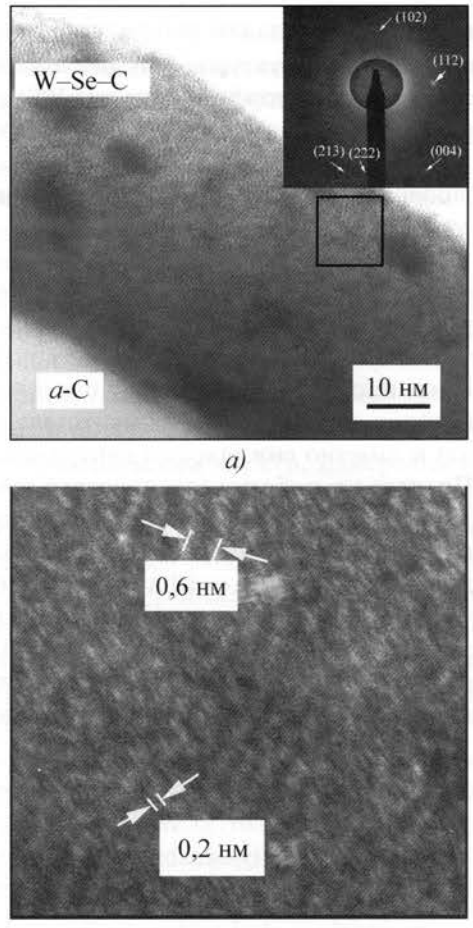


Рис. 3. Результаты ПЭМ/МД-исследования (поперечное сечение) двухслойного покрытия W–Se–C/*a*-C:
а – структура слоя W–Se–C (на МД-картине отмечены рефлексы от β-W-нанокристаллов); *б* – увеличенное изображение области, выделенной на рис. 3, *а* (показаны межплоскостные расстояния в нанокристаллах, соответствующих фазам WSe_2 и β-W)

Наряду с фрагментами базисных плоскостей на ПЭМ-изображении были обнаружены нанокристаллы, состоящие из нескольких параллельных атомных плоскостей с межплоскостным расстоянием, равным примерно 0,2 нм. Характерные размеры таких нанокристаллов составляли 1...2 нм. Учитывая результаты РД- и МД-измерений, можно предположить, что об-

наруженные нанокристаллы соответствовали фазовым включениям со структурой β-W, равномерно распределенным в квазиаморфной матрице WSe_x, содержащей растворенный в ней углерод.

Трибологические свойства двухслойного покрытия

Измерения тангенциальной силы (силы трения) при нагрузке на контртело 2 Н показали, что в начале испытания она зависела от локализации контртела в зоне трения (рис. 4). Значение силы было наибольшим в крайних точках смещения контртела (точках разворота) и заметно снижалось в центральной зоне лунки. Процесс приработки заканчивался примерно через 20 циклов, и далее значение силы трения слабо зависело от положения контртела. Результаты измерений среднего значения коэффициента трения $f_{тр}$ в течение всего времени испытания при нагрузке 2 Н приведены на рис. 5. Рисунки 6 и 7 (см. с. 4 обложки) иллюстрируют изменения топографии поверхности покрытия – образование и увеличение размеров лунки износа, развивающиеся при увеличении времени испытания.

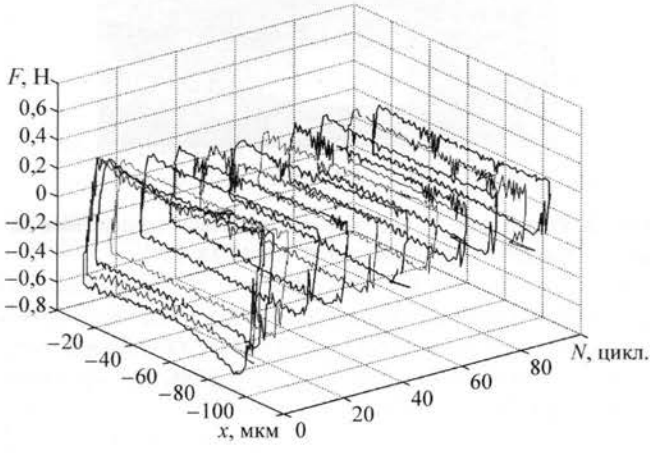


Рис. 4. Изменение тангенциальной силы на начальном этапе фреттинг-испытания двухслойного покрытия W–Se–C/*a*-C на стальном диске

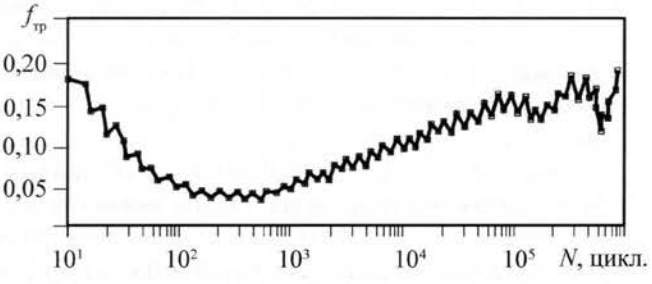


Рис. 5. Зависимость среднего значения коэффициента трения $f_{тр}$ от числа циклов N испытания двухслойного покрытия W–Se–C/*a*-C на стальном диске при нагрузке 2 Н

В начальный момент испытания максимальное значение коэффициента трения составляло примерно 0,17. После приработки это значение упало до 0,04...0,05. Такое низкое значение сохранялось около $1 \cdot 10^3$ циклов. На следующем этапе коэффициент трения возрастал до 0,07...0,08. Это значение сохранялось около $2 \cdot 10^4$ циклов. Затем коэффициент трения начинал медленно возрастать, вновь достигая значения ≈0,17 через $4 \cdot 10^5$ циклов и сохраняя его до $N = 8 \cdot 10^5$ цикл. На этом этапе испытания прекращались, так как на дне лунки формировался сильно искаженный рельеф, связанный с изнашиванием стальной основы (см. рис. 7 на с. 4 обложки).

На рис. 8 объединены результаты профилометрических исследований лунок, образующихся на стальном диске с двухслойным покрытием после фреттинг-испытания с разным числом циклов трения.

Сопоставление результатов измерений коэффициента трения и глубины образующейся лунки позволило провести анализ механизма изнашивая двухслойного покрытия. Твердосмазочный слой на основе диселенида вольфрама толщиной 0,25 мкм изнашивался до углеродного слоя примерно через $1 \cdot 10^4$ циклов трения. Наиболее низкое значение коэффициента трения, равное 0,04, реализовалось на этапе скольжения контртела в лунке глубиной ≈0,1 мкм. Утонение твердосмазочного слоя и накопление продуктов изнашивания вызывали некоторое увеличение коэффициента трения (до 0,08). Износ твердосмазочного слоя до покрытия *a*-C не вызвал резкого изменения (роста) коэффициента трения. Начиная примерно с $1 \cdot 10^4$ до $8 \cdot 10^5$ циклов происходило изнашивание углеродного

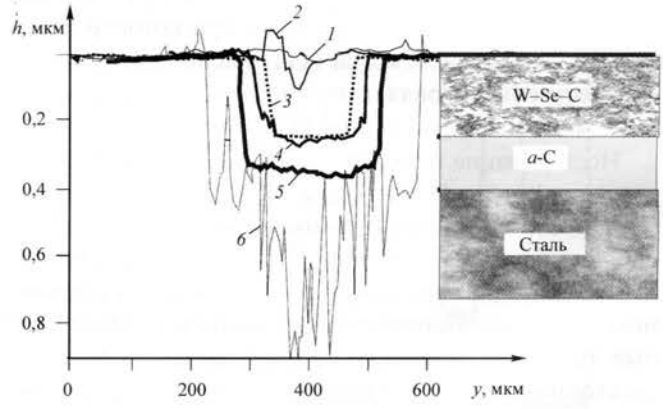


Рис. 8. Изменение формы поперечного сечения лунки износа при испытании двухслойного покрытия W–Se–C/*a*-C на стальном диске при нагрузке 2 Н и разных значениях числа циклов *N*:
1 – $1 \cdot 10^2$; *2* – $1 \cdot 10^3$; *3* – $1 \cdot 10^4$; *4* – $1 \cdot 10^5$; *5* – $4 \cdot 10^5$; *6* – $8 \cdot 10^5$

слоя, которое сопровождалось очень медленным ростом коэффициента трения.

Анализ динамики изнашивания покрытия показал, что при $N = 1 \cdot 10^4 ... 1 \cdot 10^5$ цикл. глубина лунки износа увеличилась несущественно. Наблюдалось лишь ее уширение в приповерхностной части, а ширина лунки на ее дне изменялась слабо. При скольжении сферического контртела по поверхности, состоящей из алмазоподобного углерода (на дне лунки) и диселенида вольфрама (на краях лунки), коэффициент трения практически не изменялся и составлял 0,1. После $1 \cdot 10^5$ циклов трения начиналось более интенсивное изнашивание углеродного слоя. Это приводило к углублению лунки износа без ее существенного уширения. На этом этапе диселенид вольфрама, вероятно, не оказывал влияния на трение, поэтому значение $f_{тр}$ повышалось до 0,15; при этом на дне лунки формировался достаточно гладкий рельеф с высотой неровностей не более 0,01 мкм. После полного износа углеродного слоя начиналось быстрое изнашивание стальной основы, сопровождающееся формированием развитого рельефа с высотой неровностей до 0,5 мкм.

Увеличение нагрузки на контртело до 5 Н приводило к заметному снижению коэффициента трения по углеродному слою (рис. 9) без существенного влияния на его износостойкость. На протяжении всего периода испытания при нагрузке 5 Н значение коэффициента трения было практически в 1,5 раза ниже, чем при нагрузке 2 Н. Полный износ двухслойного покрытия при нагрузке 5 Н произошел примерно через $7{,}2 \cdot 10^5$ циклов; при этом отмечался резкий рост максимального значения коэффициента трения. Если при скольжении в центре лунки коэффициент трения составлял 0,15, то в точках разворота он возрастал до 0,35. Это приводило к достаточно быстрому росту глубины лунки износа h, которая составила 1,8 мкм после $8 \cdot 10^5$ циклов трения.

На рис. 10 приведены результаты микрорамановских исследований двухслойного покрытия, подвергнутого испытанию при нагрузке 2 Н. Анализ

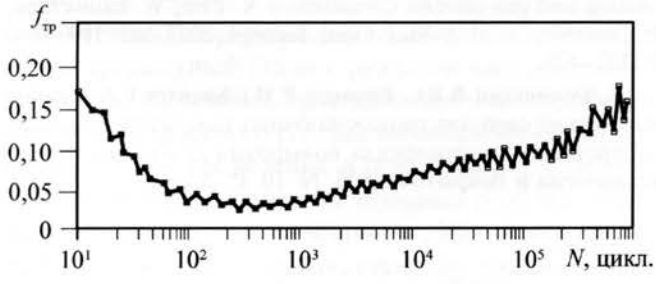


Рис. 9. Зависимость среднего значения коэффициента трения $f_{тр}$ от числа циклов N испытания двухслойного покрытия W–Se–C/*a*-C на стальном диске при нагрузке 5 Н

МРС-данных показал, что исходному двухслойному покрытию соответствовала слабая по интенсивности линия в диапазоне волновых чисел $k = 1200...1600$ см$^{-1}$ (других линий не было обнаружено). Такая линия, как правило, соответствует аморфной алмазоподобной модификации углерода. Ее появление в спектре исходного покрытия могло быть обусловлено тем, что внешний слой W–Se–C не полностью подавлял сигнал от внутреннего алмазоподобного углеродного слоя. Однако нельзя исключить возможность ее возникновения по причине рассеяния анализирующего лазерного пучка на C–C-связях, существующих в аморфной матрице W–Se–C.

Микрорамановский спектр, измеренный в зоне трения, состоял из одной сильно уширенной линии в диапазоне волновых чисел $k = 1100...1700$ см$^{-1}$ и по форме соответствовал алмазоподобному углероду. Результаты МРС-измерений в разных точках трека показали, что изнашивание углеродного слоя вызывало уменьшение интенсивности этой линии, но ее форма практически не изменялась. Это указывало на то, что заметной графитизации углеродного слоя на стальной основе при трении не происходило. Низкий коэффициент трения мог быть обусловлен формированием на поверхности контртела тонкого твердосмазочного слоя, содержащего компоненты двухслойного покрытия – диселенид вольфрама и графит.

Проведенные в работе фреттинг-испытания созданного покрытия в настоящее время распространены не так широко, как испытания по методике скольжения шарика по диску. Интересно выполнить сравнительный анализ полученных результатов с данными работы [7], в которой проводили фреттинг-испытания широко известных покрытий на основе дисульфида серы. Исследовали покрытия из

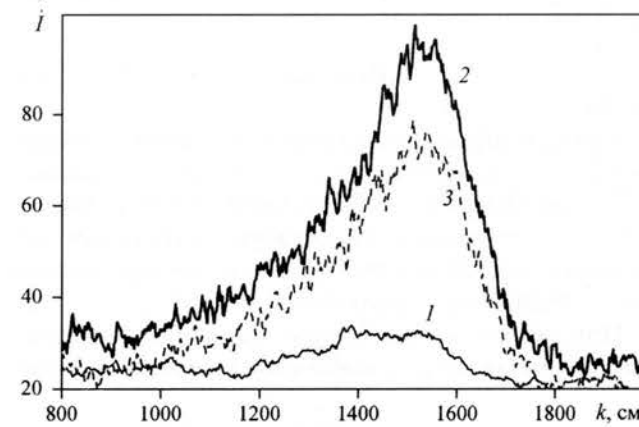


Рис. 10. МР-спектры, измеренные в зонах *1–3* (показаны на рис. 7, см. с. 3 обложки) двухслойного покрытия W–Se–C/*a*-C на стальном диске после испытания в течение $8 \cdot 10^5$ циклов при нагрузке 2 Н

чистого MoS_2 и MoS_2, легированного титаном (MoS_2/Ti). Для формирования покрытий использовали хорошо известный и широко применяемый метод магнетронного распыления на установке Balzers BAI640R (WTCM, Бельгия). Условия испытаний во многом совпадали с условиями, реализованными в представленной работе. Для улучшения сцепления твердосмазочного слоя со стальной основой предварительно осаждался слой титана толщиной 0,1 мкм. Толщина покрытий на основе MoS_2 составляла 1,5 мкм. Начальное значение коэффициента трения составляло 0,6. Период приработки для покрытия из чистого MoS_2 превышал $1 \cdot 10^3$ циклов. После этого коэффициент трения сохранялся на уровне ≈0,1 в течение $3 \cdot 10^4$ циклов. Покрытие MoS_2/Ti не требовало приработки, однако в процессе испытания коэффициент трения достаточно быстро возрастал, достигая значения 0,3 после $3 \cdot 10^4$ циклов. Это показало, что покрытие MoS_2/Ti плохо противостоит фреттинг-изнашиванию.

Покрытие W–Se–C, созданное импульсным лазерным осаждением, требовало лишь нескольких десятков циклов приработки, после чего коэффициент трения уменьшался с 0,17 до 0,04. Это покрытие обладало хорошей адгезией к алмазоподобному углеродному слою и обеспечивало достаточно низкий коэффициент трения при изнашивании граничного слоя между покрытиями W–Se–C и *a*-C. Полное изнашивание покрытия W–Se–C толщиной 0,25 мкм в зоне трения произошло только после $\approx 1 \cdot 10^5$ циклов. При трении корундового шарика по покрытию *a*-C коэффициент трения оставался на уровне 0,15...0,17 в течение $8 \cdot 10^5$ циклов при нагрузке 2 Н. Увеличение нагрузки до 5 Н привело к снижению коэффициента трения по покрытию *a*-C до 0,1...0,15, однако при этом несколько снизилась износостойкость покрытия (до $7{,}2 \cdot 10^5$ циклов).

Выводы

Метод импульсного лазерного осаждения позволяет формировать многослойные покрытия из самых различных материалов. Преимущество метода заключается в возможности гибкого варьирования химического состава, структурно-фазового состояния слоев и их толщины на наноуровне.

При импульсном лазерном осаждении двухслойного покрытия, содержащего слои углерода и диселенида вольфрама, легированного углеродом, было получено качественное сцепление между слоями W–Se–C и *a*-C, а также между слоем *a*-C и стальной основой. Внешний слой $W_{33}Se_{43}C_{24}$ обладал квазиаморфной структурой с нанокристаллическими включениями β-W. Углеродный слой имел аморфную структуру, характерную для алмазоподобной модификации углерода.

При фреттинг-изнашивании внешний твердосмазочный слой толщиной 0,25 мкм обеспечивал очень низкий коэффициент трения (≈0,04) на начальном этапе трения, а также плавный переход к трению по углеродному слою после $1 \cdot 10^4$ циклов. Углеродный слой толщиной 0,15 мкм выдерживал примерно $8 \cdot 10^5$ циклов, обеспечивая коэффициент трения на уровне 0,1...0,17.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Ouyang J.H., Sasaki S.** Friction and wear characteristics of a Ti-containing diamond-like carbon coating with an SRV tester at high contact load and elevated temperature // Surf. Coat. Technol. 2005. Vol. 195. P. 234–244.

2. **Voevodin A.A., O'Neill J.P., Zabinski J.S.** Tribological performance and tribochemistry of nanocrystalline WC/amorphous diamond-like carbon composites // Thin Solid Films. 1999. Vol. 342. P. 194–200.

3. **A superhard** diamond-like carbon film / V.N. Inkin, G.G. Kirpilenko, A.A. Dementjev, K.I. Maslakov // Diamond and Related Materials. 2000. Vol. 9. P. 715–721.

4. **Трибологические** свойства алмазоподобных углеродных покрытий, сформированных на стали ионно-ассистированным осаждением из импульсной лазерной плазмы / В.Н. Неволин, В.Ю. Фоминский, Р.И. Романов, Г.А. Киселев // Упрочняющие технологии и покрытия. 2006. № 6. С. 34–40.

5. **Voevodin A.A., Bultman J., Zabinski J.S.** Investigation into three-dimensional laser processing of tribological coatings // Surf. Coat. Technol. 1998. Vol. 107. P. 12–19.

6. **Evaristo M., Nossa A., Cavaliero A.** W–S–C sputtered films: Influence of the carbon alloying methods on the mechanical properties // Surf. Coat. Technol. 2005. Vol. 200. P. 1076–1079.

7. **Different** tribological behavior of MoS_2 coatings under fretting and pin-on-disk conditions / X. Zhu, W. Lauwerens, P. Cosemans, et al. // Surf. Coat. Technol. 2003. Vol. 163–164. P. 422–428.

8. **Фоминский В.Ю., Романов Р.И., Киселев Г.А.** Трибологические свойства твердосмазочных покрытий на основе легированного диселенида вольфрама // Упрочняющие технологии и покрытия. 2006. № 10. С. 38–44.

В.Д. Гурин, С.Н. Григорьев, В.А. Синопальников
(МГТУ "Станкин")

Особенности контактных явлений на передней поверхности инструмента с износостойким покрытием при прерывистом резании

Исследовано влияние химического состава износостойких покрытий на характеристики резания и режущего инструмента из быстрорежущей стали в условиях прерывистого резания. Экспериментально установлено влияние износостойких покрытий TiN, TiCrN, TiZrN и CrN, полученных вакуумно-дуговым методом, на составляющие силы резания, средний коэффициент трения и изменение средних нормальных напряжений на передней поверхности.

The influence of chemical composition of antiwear coatings on characteristics of cutting process and cutting tool of high-speed steel by interrupted cuttings studied. Experimently is determined the influence of antiwear coatings TiN, TiCrN, TiZrN and CrN, which are got using the arc vacuum method, on cutting forces, value of mid-constant of friction, changing of middle normal stress on the cutter face.

В современном машиностроении одним из наиболее распространенных способов повышения производительности резания является упрочнение режущей части инструмента путем физического осаждения износостойких покрытий методом *конденсации с ионной бомбардировкой* (КИБ). Существующие средства и технологии упрочнения данным методом позволяют получать на рабочих поверхностях инструмента высококачественные покрытия различных конструкций и химического состава, обеспечивая при этом их прочное сцепление с основой на весь период эксплуатации, отсутствие капельной фазы и т.д.

Дальнейшее повышение эффективности применения инструмента с износостойким покрытием возможно за счет подбора химического состава покрытий, обеспечивающего технико-экономические показатели обработки резанием при заданных условиях эксплуатации инструмента. Анализ литературных источников показывает, что наиболее полно вопросы, связанные с варьированием химического состава покрытий, изучены при непрерывном резании [1]. Исследования химического состава покрытий при прерывистом резании в основном затрагивают вопросы оптимизации факторов процесса нанесения покрытий на режущую часть инструмента [2].

В целях изучения особенностей контактных явлений в условиях прерывистого резания инструментом из быстрорежущей стали с режущей частью, упрочненной методом КИБ, были проведены исследования влияния химического состава износостойких покрытий на параметры резания и режущего инструмента.

К основным параметрам процесса резания, отражающим контактные явления на рабочих поверхностях режущего инструмента, такие как трение, наростообразование, наличие напряжения, относятся составляющие силы резания. Взаимосвязь между химическим составом покрытий, силовыми параметрами и параметрами передней поверхности изучали путем воспроизведения процесса фрезерования на токарно-винторезном станке 16К20. Для этого был создан специальный стенд, схема которого представлена на рис. 1.

На верхних салазках *1* станка установлен универсальный динамометр Мухина (УДМ-600) *2*, в котором с помощью оправки *3* закрепляют образец *4* из обрабатываемого материала в виде прямоугольной пластины толщиной 2 мм. Резание осуществляют инструментом, состоящим из сменной режущей пластины *5* и державки *6*, которая закреплена в круглой оправке *7*, базирующейся в шпинделе *8* токарного станка. Сила подачи $F_н$ и нормальная к ней сила F_v приняты действующими на режущий инструмент. Значения сил фиксируются, а затем обрабатываются с помощью *автоматизированной системы научных измерений* (АСНИ) *9*.

Исследования проводили при реализации встречной схемы фрезерования, которая характеризуется

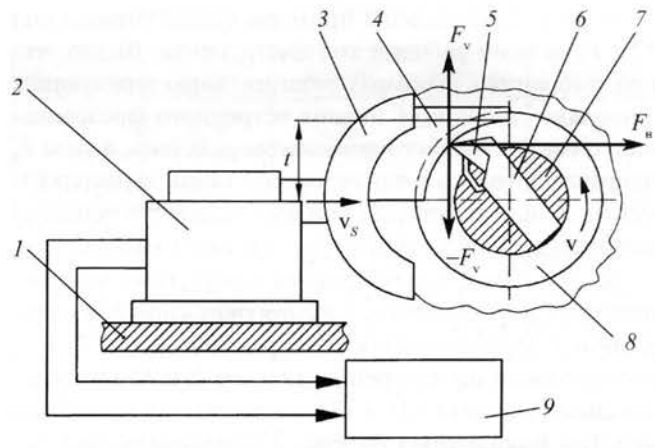


Рис. 1. Схема стенда для изучения контактных явлений в условиях прерывистого резания

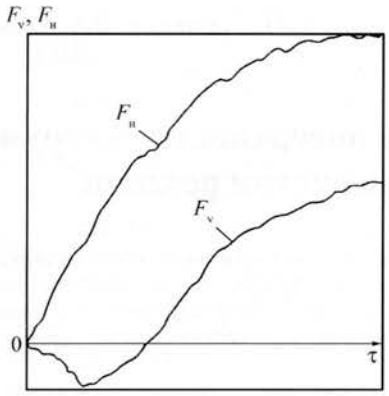


Рис. 2. Осциллограммы сил F_v и $F_н$ за один рабочий ход инструмента

направлениями скорости подачи v_S и скорости резания v, показанными на рис. 1.

Скорость резания v составляла 35,3 м/мин, подача на зуб S_z = 0,15 мм/зуб, ширина и глубина фрезерования соответственно B = 2 мм, t = 45 мм. Геометрия режущей части инструмента: передний угол $\gamma = 8°$, главный задний угол $\alpha = 10°$, угол наклона главной режущей кромки $\lambda = 0$, угол подъема винтовой линии $\omega = 0$. Использовали инструмент с износостойкими покрытиями разного химического состава: Р6М5+TiN, Р6М5+CrN, Р6М5+TiCr15N, Р6М5+TiCr28N, Р6М5+TiCr50N, Р6М5+Zr, Р6М5+TiZr30N, Р6М5+Zr50N, Р6М5+Cr.

Покрытия наносили методом КИБ на модифицированной установке "Булат-6". Состав покрытий TiCrN и TiZrN варьировали за счет применения катодов с заданным химическим составом. Это достигалось путем запрессовки в катод из титана вставок из хрома или циркония в определенном процентном соотношении. Толщина покрытий составляла 4...6 мкм. Отслоения покрытий в процессе эксперимента не наблюдалось.

На рис. 2 приведены примеры осциллограмм сил F_v и $F_н$ за один рабочий ход инструмента. Видно, что при выбранных факторах резания, характеризующих динамику сил за весь период встречного фрезерования, сила F_v изменяет направление действия, а сила $F_н$ направлена только в одну сторону. Такой характер изменения сил сохраняется при всех вариантах исполнения режущей части применяемого инструмента.

Для изучения характеристик контактных явлений необходимо установить значения окружной F_z и радиальной F_y составляющих силы резания. Силы F_z и F_y рассчитывали по измеренным силам F_v и $F_н$ с использованием формул (1) и (2), выведенных на основе анализа показанных на рис. 3 геометрических построений составляющих силы резания при разных направлениях силы F_v.

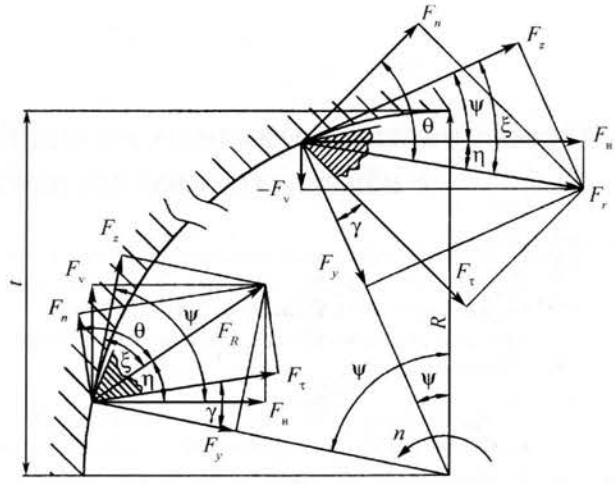


Рис. 3. Составляющие силы резания, действующие на рабочие поверхности режущего инструмента при разных направлениях силы F_v

Из данных на рис. 3 следует, что

$$F_z = F_r \cos\xi,$$

$$F_y = F_r \sin\xi,$$

где $F_r = \sqrt{F_v^2 + F_н^2}$ – результирующая сила, рассчитанная по измеряемым силам F_v и $F_н$.

Угол ξ, образованный векторами силами F_z и F_r, вычисляют как сумму угла поворота режущего инструмента ψ и заключенного между векторами силами $F_н$ и F_r угла

$$\eta = \operatorname{arctg}\frac{F_v}{F_н}.$$

Угол ψ находят по формуле

$$\psi = \arccos\frac{R-t}{R},$$

где R – радиус окружности, описываемой точкой, лежащей на главной режущей кромке инструмента;

t – глубина фрезерования, принятая при фрезеровании цилиндрическими и концевыми фрезами (см. рис. 1).

Если сила F_v положительна (см. рис. 3), то $\xi = \psi - \eta$, а если отрицательна – $\xi = \psi + \eta$.

Таким образом, в зависимости от направления действия силы F_v расчет сил F_z и F_y по измеренным силам F_v и $F_н$ проводится по следующим формулам:

$$F_z = \sqrt{F_v^2 + F_н^2}\cos\left(\psi \pm \operatorname{arctg}\frac{F_v}{F_н}\right); \quad (1)$$

$$F_y = \sqrt{F_v^2 + F_н^2}\sin\left(\psi \pm \operatorname{arctg}\frac{F_v}{F_н}\right). \quad (2)$$

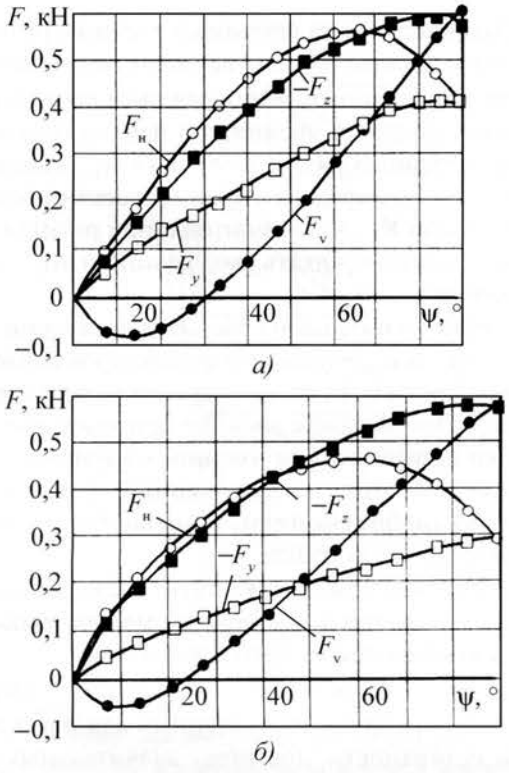


Рис. 4. Составляющие силы резания при встречном фрезеровании в течение рабочего хода инструмента с режущей частью из стали Р6М5:
а – без покрытия; *б* – с покрытием TiN

На рис. 4, *а*, *б* представлены примеры значений сил F_v и $F_н$, рассчитанных по формулам (1) и (2), а также значений сил F_z и F_y в течение рабочего хода инструмента.

Показания сил F_v и $F_н$ (см. рис. 2) переводили в кН посредством перемножения зафиксированных АСНИ значений на коэффициенты, так как тарировка АСНИ, производимая при нагрузке и разгрузке с помощью образцового динамометра Токаря ДОС-0,2, показала линейную зависимость фиксируемых АСНИ значений рассматриваемых сил от прикладываемой к УДМ нагрузки.

По рис. 4 видно, что $F_z = F_v$, а $F_y = F_н$ в момент окончания рабочего хода инструмента при его повороте на угол $\psi = 90°$. Равенство сил при условии, что угол наклона главной режущей кромки $\lambda = 0$, следует из анализа составляющих силы резания, представленных на рис. 3. В момент, когда $\xi = \psi + \eta = 90°$, векторы сил F_z и F_v, F_y и $F_н$ совмещаются и, следовательно, становятся равными. Таким образом, можно считать, что формулы (1) и (2) дают объективные расчетные значения сил F_z и F_y по измеренным значениям сил F_v и $F_н$ на протяжении всего рабочего хода инструмента в рассматриваемых условиях прерывистого резания.

В таблице приведены значения сил F_z и F_y, полученные при работе инструмента с износостойкими покрытиями разного химического состава в момент окончания рабочего хода. Также показано относительное изменение сил ΔF_z и ΔF_y в тот же момент, выраженное в процентах по отношению к значениям силовых параметров, действующих на инструмент из быстрорежущей стали без покрытия.

Анализ экспериментальных данных показывает, что износостойкие покрытия при прерывистом резании значительно уменьшают радиальную составляющую силы резания F_y, окружная сила F_z изменяется незначительно. Применение покрытия TiN оказывает наибольшее влияние на силу F_y, которая уменьшается на 29,3 %. В наименьшей степени сила F_y снижается при использовании нитридов Zr. Во всех случаях включение Ti в химический состав покрытия приводит к уменьшению радиальной силы F_y.

Влияние химического состава покрытий на радиальную силу F_y остро заточенного инструмента определяется его трибологическими свойствами, проявляющимися в паре трения стружка–передняя поверхность.

Трибологические свойства покрытий при резании материалов можно оценить с помощью среднего коэффициента трения μ, вычисляемого по закону Кулона–Амонтона:

$$\mu = F_\tau / F_n ,$$

где F_τ и F_n – средние касательная и нормальная относительно поверхности силы [3].

На основании рис. 3

$$\mu = \mathrm{tg}\,\theta = \mathrm{tg}(\xi + \gamma), \qquad (3)$$

где θ – угол трения.

Значения F_z, F_y и ΔF_z, ΔF_y при использовании инструмента из стали Р6М5 с разными покрытиями

Покрытие	F_z, кН	F_y, кН	$\pm\Delta F_z$, %	$\pm\Delta F_y$, %
TiN	0,58	0,29	–3,3	–29,3
TiCr15N	0,55	0,30	–8,3	–28,0
TiCr28N	0,56	0,31	–6,7	–24,4
TiCr50N	0,56	0,32	–6,7	–22,0
CrN	0,58	0,34	–3,3	–17,0
TiZr30N	0,58	0,32	–3,3	–22,0
TiZr50N	0,57	0,33	–5,0	–19,5
ZrN	0,58	0,34	–3,3	–17,0

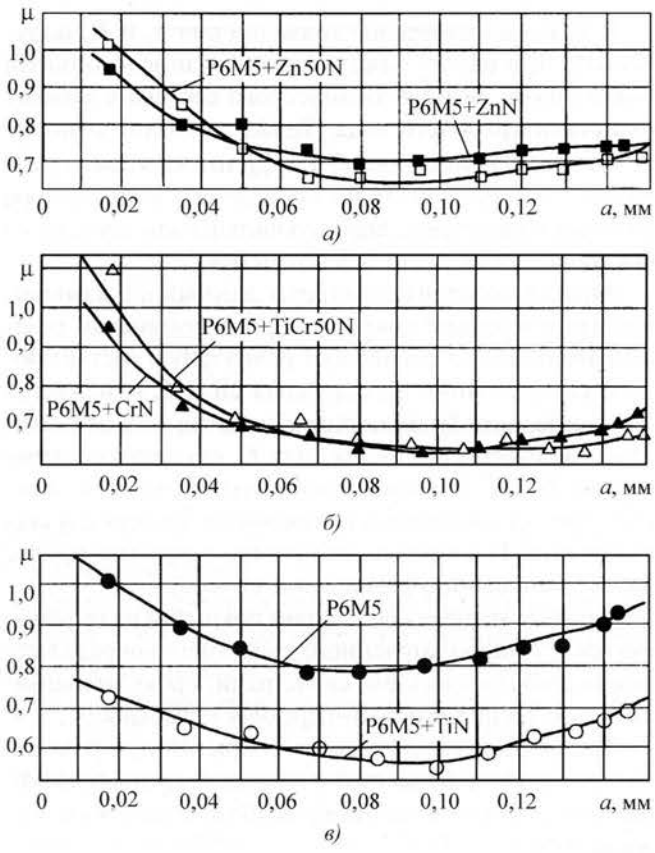


Рис. 5. Зависимость среднего коэффициента трения μ от химического состава покрытия и толщины срезаемого слоя *a*

По формуле (3) с использованием значений угла ξ, полученных при предыдущих расчетах сил F_z и F_y, построены кривые изменения среднего коэффициента трения μ в зависимости от толщины срезаемого слоя *a* и химического состава покрытия в период рабочего хода инструмента при прерывистом резании без учета радиуса округления режущего лезвия инструмента ρ.

Из графиков, представленных на рис. 5, следует, что при нанесении исследуемых покрытий уменьшается средний коэффициент трения в сравнении с исходным инструментальным материалом на протяжении всего рабочего хода. Наибольшее снижение трения обеспечивает покрытие TiN, а наименьшее – ZrN. Отсутствие Ti в составе покрытия приводит к некоторому повышению μ в конце рабочего хода инструмента. Во всех случаях в начале рабочего хода, т.е. при резании с "нулевыми" толщинами среза, значение μ больше, чем при окончании процесса резания.

Выявить природу изменения коэффициента трения при прерывистом резании гораздо сложнее, чем при непрерывной обработке, так как в каждый момент времени изменяются отдельные факторы, а следовательно, и параметры процесса резания. В рассматриваемом случае, например, толщина срезаемого слоя *a* за один рабочий ход инструмента принимает значения от нуля до a_{max} и в начальный момент времени сопоставима со средним радиусом округления режущей кромки ρ.

Анализ характера трения при непрерывном резании, проведенный рядом авторов [3, 4], показывает, что средний коэффициент трения, рассчитанный по закону трения Кулона–Амонтона, при резании лишь условно можно считать коэффициентом трения скольжения.

Средний коэффициент трения при резании сильно изменяется в зависимости от факторов обработки: толщины срезаемого слоя, скорости резания, переднего угла. Это связано с двойной природой трения на передней поверхности, а именно – внутренним трением на участке пластического контакта, обусловленного наростообразованием, и внешним трением на участке упругого контакта.

Вышеприведенные результаты исследования показывают, что при встречной схеме фрезерования, когда толщина срезаемого слоя *a* сопоставима со средним радиусом округления режущей кромки ρ, коэффициент трения μ, рассчитанный для плоской передней поверхности, достигает значительных величин. Это же характерно для участка пластического контакта в условиях сформировавшейся стружки.

В целях более объективной оценки контактных явлений на передней поверхности инструмента при прерывистом резании на участке с малыми толщинами среза был проведен дополнительный анализ сил, возникающих на этом участке.

На рис. 6 приведены геометрические построения векторов средних сил на идеализированных радиусной и плоской частях передней поверхности.

Проведем анализ сил на радиусной части *BDE* передней поверхности инструмента в момент врезания. Допустим, что средняя результирующая сила F_{ri}, приложенная в точке *D*, возникает при резании с некоторой толщиной среза a_i. Очевидно, что сила F_{ni} будет действовать по радиусу дуги *BDE*, а касательная сила $F_{\tau i}$ – по нормали к этому радиусу. Угол трения

$$\theta_i = \xi_i - \gamma'_i, \qquad (4)$$

где γ'_i – отрицательный передний угол в определенный момент контакта.

Угол ξ_i, образуемый силами F_{zi} и F_{ri}, определяется экспериментальным путем. Угол трения θ_i соответствует данному сочетанию сил F_{zi} и F_{yi}. Гипотетически возможно и другое сочетание этих сил, при котором угол ξ_i будет больше, чем угол γ', как показано на рис. 6 в точке *C*. Тогда

$$\theta_i = \gamma' - \xi. \qquad (5)$$

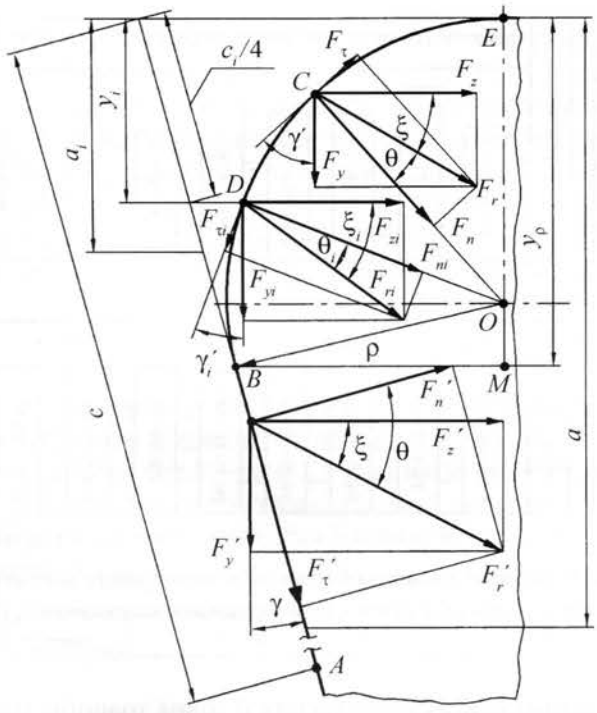


Рис. 6. Геометрическое построение векторов сил на идеализированных радиусной и плоской части передней поверхности

Касательная сила F_τ в точке C (см. рис. 6) действует в противоположном направлении относительно силы F'_τ, возникающей на плоском участке AB передней поверхности. При изменении направления действия силы F_τ, когда углы γ' и ξ равны, угол трения $\theta = 0$, а следовательно, и коэффициент трения $\mu = 0$.

Таким образом, можно предположить, что средний коэффициент трения при прерывистом резании с малыми толщинами среза на определенном участке передней поверхности уменьшается до нуля, а затем возрастает.

Это не противоречит результатам исследований касательных напряжений поляризационно-оптическим методом, описанным в работе [5], где касательные напряжения в некоторой точке на режущей части инструмента приближаются к нулевым значениям.

Для экспериментального подтверждения предположений о характере изменения коэффициента трения и его значений при прерывистом резании были проведены расчеты по экспериментальным данным (с учетом округления режущей кромки).

Методика расчета μ основана на предположении о том, что средняя нормальная сила F_n приложена на расстоянии $\frac{c_i}{4}$ от начала передней поверхности [6], где c_i – ширина поверхности трения при частной толщине срезаемого слоя a_i (считаем, что это соотношение не зависит от a_i).

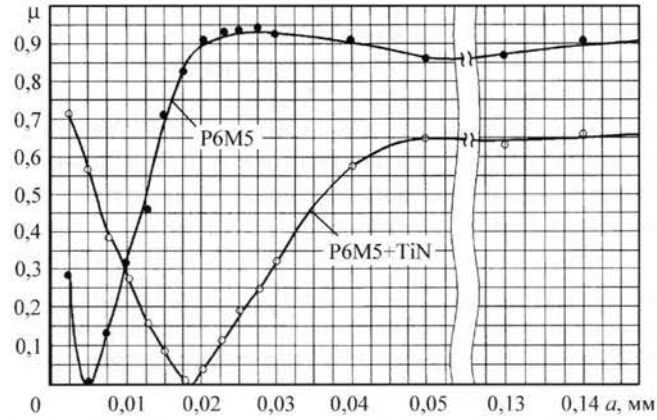


Рис. 7. Зависимость среднего коэффициента трения μ от толщины срезаемого слоя a при прерывистом резании инструментом с покрытием и без него

Ширину поверхности трения c находят экспериментально при заданном максимальном значении срезаемого слоя a в конце рабочего хода инструмента.

Координата y_i точки приложения частной силы F_{ni} на криволинейном $BDCE$ и плоском участке AB зависит от частного значения толщины срезаемого слоя a_i. После экспериментального определения c рассчитывают коэффициент $k = \frac{c}{a}$.

Согласно принятому условию о месте приложения средней нормальной силы F_{ni} координата $y_i = \frac{c_i}{4}\cos\gamma_i$, мм.

Частное значение ширины поверхности трения $c_i = a_i k$, мм, следовательно $y_i = \frac{a_i k}{4}\cos\gamma_i$, мм.

Коэффициент трения μ на радиусном участке при $\xi \geq \gamma'$ вычисляют по формуле (5), а при $\xi < \gamma'$ – по формуле (4).

Текущий отрицательный угол $\gamma'_i = \arcsin\frac{\rho - y_i}{\rho}$.

На плоском участке передней поверхности $\mu = \gamma + \operatorname{arctg}\frac{F'_y}{F'_z}$, где силы F'_y и F'_z определяют экспериментально.

Расчеты на радиусном участке ограничиваются координатой $y_i = y_\rho = \rho(1 + \sin\gamma)$, где последнее слагаемое определяют из ΔOMB (см. рис. 6).

На рис. 7 приведены кривые изменения среднего коэффициента трения μ в зависимости от толщины срезаемого слоя a, построенные по предлагаемой методике при прерывистом резании с изменяющейся от нуля до a_{max} толщиной среза инструментом, оснащенным режущей частью из быстрорежущей стали Р6М5, и инструментом из той же стали с износостойким по-

крытием TiN. Радиус ρ для исходного инструментального материала (Р6М5) принимают равным 20 мкм, характерным для быстрорежущих инструментальных сталей. У инструмента с покрытием ρ = 25 мкм, т.е. увеличен на среднюю толщину покрытия, равную 5 мкм. Графики построены по средним значениям результатов трех экспериментов.

Характер изменения среднего коэффициента трения μ подтверждает выдвинутое предположение о его изменении на передней поверхности инструмента при прерывистом резании и изменении направления действия касательной силы F_τ.

Анализ полученных результатов показывает, что коэффициент трения μ исходного инструментального материала изменяется от 0,3 до нуля и затем растет до ≈0,9 по мере формирования элементов стружки и участка пластического контакта.

Начало работы инструмента с износостойким покрытием характеризуется значительным коэффициентом трения, достигающим 0,7. Это связано с тем, что отрицательная касательная сила F_τ, возникающая на радиусной части передней поверхности инструмента с покрытием, гораздо больше, чем для инструмента из исходного материала, так как сила F_y на этом участке контакта для инструмента с покрытием значительно меньше, а сила F_z на 5...10 % больше, чем для инструмента без покрытия.

Из графиков, показанных на рис. 7, следует, что μ = 0 инструмента с покрытием при бóльшей толщине номинального срезаемого слоя по сравнению с инструментом без покрытия. Исходя из того, что коэффициент трения равен нулю только в случае полностью сформировавшейся стружки, т.е. когда начинается процесс резания, то можно сделать вывод о том, что процесс резания инструментом с покрытием начинается при бóльших минимально возможных значениях толщины срезаемого слоя.

Закономерности изменения коэффициента трения сохраняются и для инструмента с другими покрытиями.

Наряду с коэффициентом трения показателем контактных явлений на передней поверхности инструмента служат средние нормальные напряжения, которые вычисляются по формуле

$$\sigma_n = \frac{F_n}{cB},$$

где B – длина площадки трения на передней поверхности.

Для оценки влияния химического состава покрытия на σ_n при осуществлении экспериментов по определению силовых параметров проводили измерения c по следу, остающемуся на передней поверхности инструмента после окончания резания.

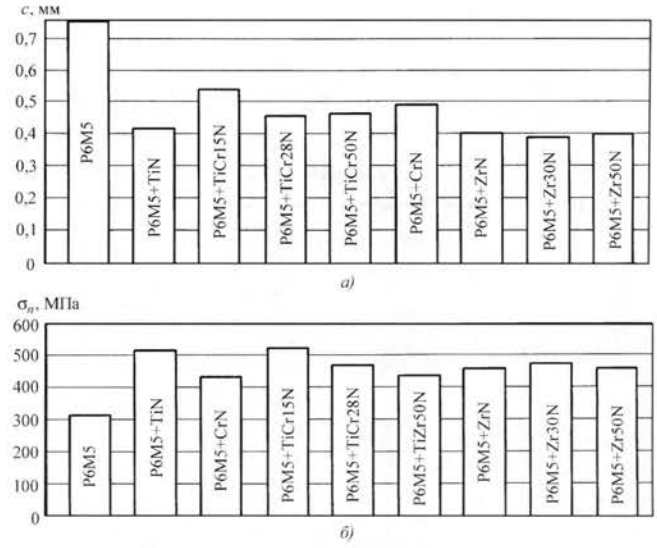


Рис. 8. Влияние химического состава износостойкого покрытия на ширину площадки трения *c* (*а*) и нормальные напряжения σ_n (*б*)

Длина поверхности трения B равна толщине пластины образца обрабатываемого материала. Измерения проводили на большом инструментальном микроскопе БИМ-1Ц.

Результаты измерений c, приведенные на рис. 8, *а*, показывают, что покрытия с нитридами хрома и, в большей степени, титана и циркония позволяют уменьшить ширину площадки трения, что является следствием уменьшения адгезионной составляющей трения (инструмент–стружка) и менее активного формирования участка пластического контакта, а следовательно, и элементов наростообразования.

После получения экспериментальных данных о ширине площадки трения были рассчитаны средние нормальные напряжения σ_n, показанные на рис. 8, *б* в виде диаграммы. Видно, что износостойкие покрытия в значительной мере увеличивают средние нормальные напряжения на передней поверхности. Например, покрытие с нитридом циркония повышает σ_n практически в 2 раза, что снижает эффективность применения износостойких покрытий.

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

1. Использование износостойких покрытий при прерывистом резании не снижает силу F_z, но значительно уменьшает силу F_y.

2. Теоретический анализ векторов сил, подтвержденный экспериментальными исследованиями, показывает, что при прерывистом резании с малыми толщинами среза на определенном участке передней поверхности средний коэффициент трения μ = 0.

3. Применение износостойких покрытий приводит к формированию стружки при большей толщине номинального срезаемого слоя и увеличению дейст-

вующей на радиусной части передней поверхности касательной силы.

4. Изменение направления действия касательной силы F_τ при определенной толщине номинального срезаемого слоя может являться источником колебаний инструмента.

5. Наибольшее снижение коэффициента трения в момент окончания формирования стружки обеспечивает износостойкое покрытие TiN. Присутствие TiN в композиционных покрытиях оказывает аналогичное влияние.

6. Применение износостойких покрытий увеличивает средние нормальные напряжения на передней поверхности более чем в 1,5 раза из-за уменьшения ширины контакта стружки с передней поверхностью, что отрицательно влияет на напряженное состояние лезвия режущего инструмента.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Верещака А.С.** Работоспособность режущего инструмента с износостойкими покрытиями. М.: Машиностроение, 1993. 336 с.
2. **Григорьев С.Н., Волосова М.А.** Инженерия поверхности металлорежущего инструмента методом комбинированной вакуумно-плазменной обработки (Ч. 2) // Ремонт, восстановление и модернизация. 2004. № 8. С. 2–6.
3. **Гордон М.Б.** Исследование трения и смазки при резании металлов. Чебоксары: Изд-во Чувашск. гос-ного ун-та, 1972. С. 7–137.
4. **Семенов А.П.** Трение и адгезионное взаимодействие тугоплавких материалов при высоких температурах. М.: Наука, 1972. 160 с.
5. **Утешев М.Х., Сенюков В.А.** Напряженное состояние режущей части инструмента с округленной режущей кромкой // Вестн. машиностроения. 1972. № 2. С. 70–73.
6. **Бобров В.Ф.** Основы теории резания металлов. М.: Машиностроение, 1975. 344 с.

Состав ванн и режимы высокотемпературного цианирования деталей из конструкционных сталей

Состав ванн, %					Температура процесса, °С	Продолжительность процесса, ч	Толщина слоя, мм	Содержание в слое, %		Твердость HRC слоя
NaOH	NaCl	Na_2CO_3	$BaCl_2$	$BaCO_3$				N	C	
20...25	25...50	25...50	–	–	840	0,5	0,15...0,20	0,8...1,2	0,6...0,7	59...62
					840	1,0	0,2...0,25			
					870	0,5	0,2...0,25			
					870	1,0	0,25...0,35			
8...12	30...55	≤10	12...20	35...50	840	1,5	0,25...0,3	0,2...0,3	0,8...1,2	58...64
					900	1,0	0,5...0,6			
					900	2,0	0,7...0,8			
					900	4,0	1...1,2			
3...8	≤30	–	≥30	≤4	900	0,5	0,2...0,25	0,2...0,3	0,8...1,2	58...64
					900	0,75	0,3...0,5			
					900	1,5	0,5...0,8			
					950	2,0	0,8...1,1			
					950	3,0	1,0...1,2			
					950	5,5	1,4...1,6			

В.В. Морозов, В.И. Югов, А.Н. Шлегель
(Владимирский государственный университет)

Исследование износостойкости упрочненных лазерным излучением кромок деталей формовых комплектов для литья стеклотары

Исследованы структурообразование и износостойкость материала кромок деталей формовых комплектов, подвергнутых лазерному упрочнению. Показано, что упрочнение кромок деталей лазерным излучением увеличивает ресурс формовых комплектов.

Structure forming and wear capability of mould details edges material, exposed to laser strengthening, is considered. It is shown that mould details edges hardening by laser radiation increases of a life service of the moulds.

В стеклотарном производстве формооснастка для литья стеклопосуды, традиционно изготовляемая из чугуна и работающая в особо сложных условиях, является одним из важнейших элементов технологического оснащения.

Сложность условий эксплуатации заключается в том, что рабочие поверхности, особенно кромки деталей форм, контактируя с горячей стекломассой при температуре порядка 1100 °С, работая круглосуточно в цикличном режиме открытия-закрытия и соударяясь с тактом 4...8 с, испытывают контактные напряжения и подвергаются многофакторному изнашиванию.

Следствием таких условий и режима эксплуатации являются выгорание графита с поверхностных слоев, выкрашивание и изнашивание кромок, низкий ресурс чугунных деталей неупрочненных форм, который составляет 250...300 тыс. бутылок с одной формы, что не удовлетворяет требованиям производства.

Работы по решению этой проблемы путем совершенствования состава чугуна (легирования и модифицирования различными способами) позволили повысить стойкость форм, но не обеспечивали кардинального повышения ресурса.

Существующая технология наплавки рабочих кромок специальными сплавами повышает износостойкость, но трудоемка, длительна по технологическому циклу и значительно повышает стоимость форм.

В целях решения этой проблемы была применена технология лазерного упрочнения рабочих кромок деталей формовых комплектов. В основе этой технологии лежит обработка мощным лазерным излучением кромок сопряжения (разъема и торцов) деталей формового комплекта. Формы и горловые кольца разъединяют по линии разъема и размещают на столе-манипуляторе, а далее по программе проводится обработка криволинейного контура полуформы, полукольца и торцов таких деталей. Остальные детали формооснастки (более мелкие) упрочняют вращением относительно луча на вращателе (рис. 1) [1]. Непосредственно перед облучением для повышения светопоглощательной способности поверхности кромок на них наносят светопоглощающее полимерное покрытие типа МСЦ-510.

В процессе отработки предложенной технологии на базе НПЦ ВТ ЗАО "ЭНТЭК" были проведены исследования эффективности воздействия лазерного излучения (с длиной волны λ = 10,6 мкм) на серые чугуны, используемые для изготовления формооснастки и различающиеся по структуре, химическому составу, теплофизическим и механическим свойствам.

Для чистоты эксперимента образцы для исследований вырезали из типичных деталей форм, изготовленных из разных чугунов по производственной технологии.

Параметры исходных структур и, соответственно, химический состав отдельных образцов до воздействия на них лазерным излучением показаны на рис. 2 (см. с. 4 обложки) и в табл. 1 и 2. Структуру образцов изучали методом оптической микроскопии на поперечных шлифах. Измерения микротвердости проводили при нагрузке 1 Н на микротвердомере ПМТ-3, снимки микроструктуры получили при помощи микроскопа МИМ-8.

Для обеспечения качественного финишного упрочнения лазерным излучением необходимо не допустить нарушения макро- и микрогеометрий поверхности детали, полученных после ее окончательной механической обработки в соответствии с чертежом, т.е. оплавления поверхности. При этом необходимо обеспечить как можно более равномерное распределение твердости по ширине и толщине зоны упрочнения и (или) увеличение глубины зоны упрочнения к кромке.

Эти требования в связи с малым интервалом между температурой закалки (термоупрочнения ≈1000 °С) и температурой плавления чугуна (≈1150 °С) [2] невыполнимы при использовании традиционных одноручевых, в том числе и многомодовых CO_2-лазеров ввиду гауссового распределения плотности мощности в

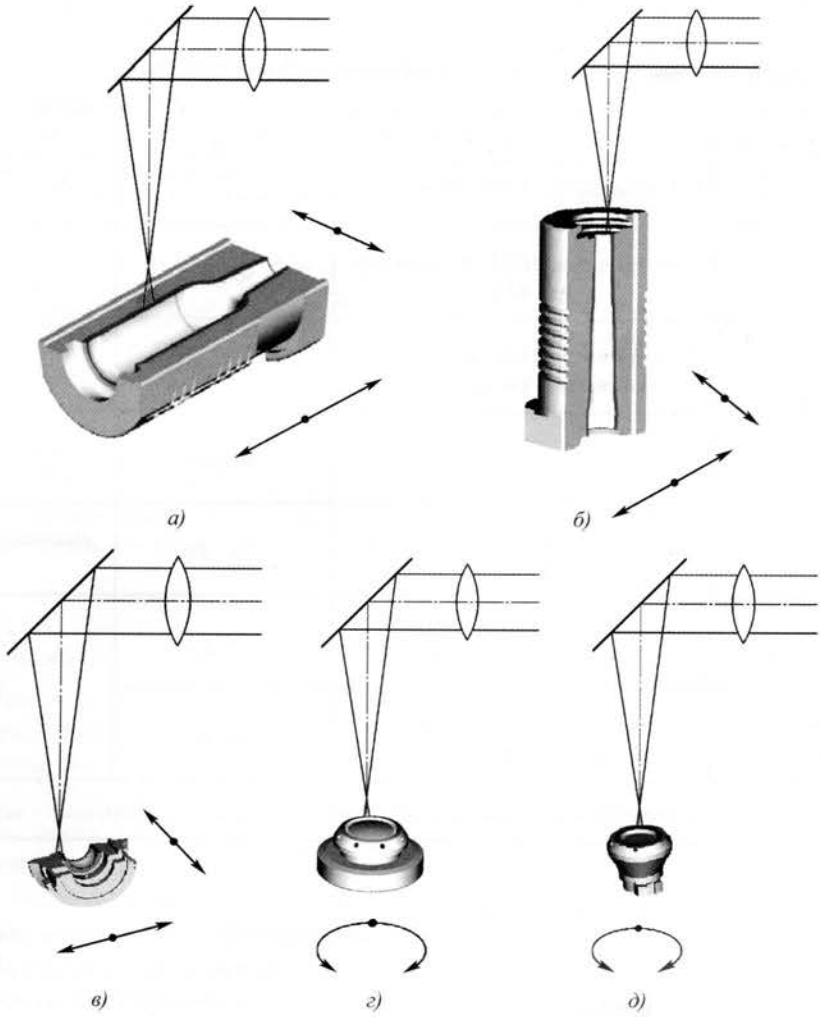


Рис. 1. Схемы лазерного упрочнения кромок:
а – чистовая полуформа; *б* – черновая полуформа; *в* – половина горлового кольца; *г* – поддон; *д* – донный затвор

Таблица 1

Химический состав исследуемых чугунных образцов

Номер образца	Массовая доля элемента, %											
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	Ti	Mg	Cu	V
1	3,4...3,7	2,5...2,8	<0,2	<0,05	<0,02	0,1	0,1	–	–	0,35...0,055	<0,1	–
2	3,18	2,3	0,7	0,12	0,05	0,2	0,2	–	0,02	0,015	0,25	0,1
3	3,2...3,4	2,0...2,2	0,6...0,8	0,07	0,05	≈0,1	–	–	–	–	≈0,1	–
4	3,55	2,0	0,6	<0,1	<0,05	<0,15	0,3	0,35	<0,2	–	–	–
5	2,8...3,7	2,0...2,8	0,2...0,8	<0,03	<0,08	0,05...0,1	0,05...0,2	0,05...0,25	0,05...0,1	0,15	0,05...0,1	0,03...0,1
6	3,84	2,2	0,65	0,19	0,07	0,1	0,2	–	0,02	0,015	0,25	0,1

Таблица 2

Параметры микроструктуры поверхностного слоя (толщиной 5 мм) исследуемых чугунных образцов

Номер образца	Структура металлической матрицы, содержание (min), %	Форма включений графита по ГОСТ 3443–87	Размеры включений графита (max), мкм	Строение фосфидной эвтектики
1	Ферритная, 75...80	Пластинчатая ПГф2, вермикулярная ВГф2	50...60	Не обнаружено
2	Ферритная, 75...80	Пластинчатая ПГф2, вермикулярная червеобразная ВГф2	40...50	
3	Ферритная, 80...85	Пластинчатая ПГф2	40...55	Псевдодвойная ФЭ1 (отдельные включения)
4	Ферритная, 80...85	Вермикулярная червеобразная ВГф2	25...30	Псевдодвойная ФЭ2 (отдельные включения)
5	Ферритная, 75...80	Вермикулярная червеобразная ВГф2	10...15	Не обнаружено
6	Ферритная, 80...85	Вермикулярная червеобразная ВГф2 и утолщенная ВГф3	30...40	

Примечание. Для всех образцов характерно междендритное распределение графита (для образца 3 – неравномерное).

пучке. Для решения этой задачи применили непрерывный многолучевой CO_2-лазер МТЛ-2 мощностью 2 кВт, излучение которого представляет собой набор 60 параллельных гауссовых пучков, излучаемых пакетом газоразрядных трубок. Этот лазер обеспечивает значительно более равномерное распределение плотности мощности за фокальной плоскостью [3].

Была проведена серия экспериментов в целях выбора оптимальных режимов лазерной обработки, прежде всего плотности мощности излучения, размера и положения пятна излучения относительно упрочняемой кромки, скорости обработки, которые обеспечат повышение твердости, износо- и теплостойкости, ресурса кромок и, соответственно, значительное увеличение объема продукции с форм.

В зоне лазерного упрочнения (рис. 3 на с. 4 обложки) получили упрочненный слой толщиной 0,4...0,8 мм, твердость которого в 3...4 раза выше твердости основного материала (в зависимости от марки чугуна) с возможными вкраплениями не до конца растворенного или диффундировавшего из нижних слоев графита. В верхней части зоны упрочнения на глубине около 0,05 мм образуются ледебурит, мартенсит и остаточный аустенит. Мартенсит с ледебуритом распространяются на глубину около 0,15 мм, плавно переходя в ферритно-цементитную смесь, которая представлена трооститом и сорбитом. Упрочненная зона содержит вкрапления нерастворенного графита, а также зерна феррита. Твердость основного (исходного) материала составляет 160...200 HV. Результаты измерений твердости зоны обработки приведены на рис. 4.

По данным фирмы Glass Service (Чехия), занимающейся математическим моделированием стекловаренных печей и процессов стекловарения, в том числе моделированием формования стеклянной тары, острые кромки нагреваются до температуры t = = 542 °С (рис. 5 на с. 4 обложки) в процессе эксплуа-

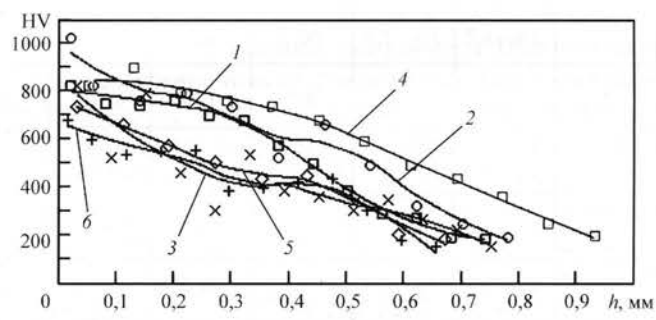


Рис. 4. Распределение твердости HV по толщине упрочненного слоя *h* в образцах 1–6 (см. табл. 1)

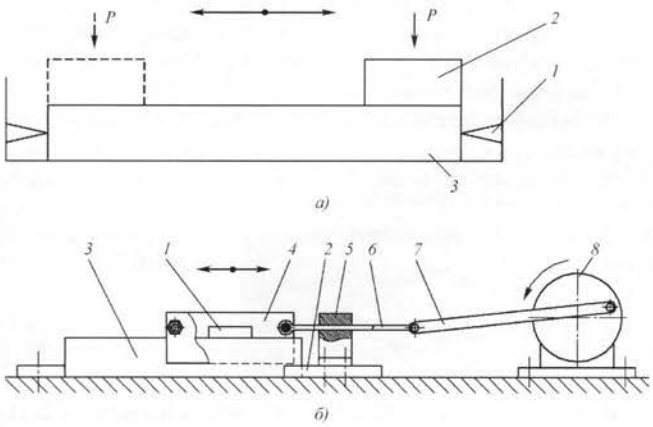


Рис. 6. Схема испытаний (*а*) и стендовое устройство (*б*):
1 – испытуемый образец; *2* – устройство для крепления абразивного бруска; *3* – абразивный брусок; *4* – груз-крепление; *5* – направляющая; *6* – шток; *7* – шатун; *8* – привод

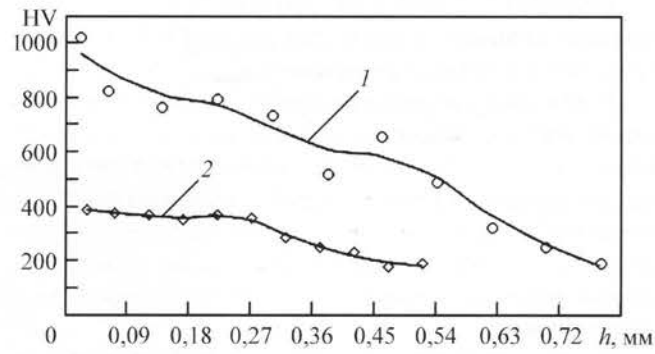


Рис. 8. Распределение твердости HV по толщине упрочненного слоя *h* (форма ФВж-100, образец 2, см. табл. 1):
1 – непосредственно после лазерного упрочнения; *2* – после эксплуатации и производства 1,17 млн стеклоизделий с одной формы

тации (литье бутылки) [4], а по данным Российских стеклотарных заводов до 650 °С.

Таким образом, в процессе формования стеклотары упрочненные лазером кромки деталей формовых комплектов подвергаются отпуску. Твердость упрочненной кромки падает и стабилизируется. При нагреве до t = 550 °С происходит распад мартенсита и имеющегося остаточного аустенита, протекает карбидное превращение, образуется ферритно-цементитная смесь, представленная троостит и сорбитом (твердостью до 41 HRC). При нагреве до t = 650 °С образуется сорбит (твердостью до 30 HRC). Даже при небольшом перегреве форм выше t = 650 °С формируется перлитно-сорбитная структура (твердостью до 22 HRC) [5].

Затем были проведены испытания на абразивное изнашивание чугунных образцов 2 (см. табл. 1), так как данный вид изнашивания является наиболее интенсивным [6, 7]. Цель испытаний заключалась в определении изменения износостойкости материала, подвергнутого лазерной термической обработке и последующему отпуску, по сравнению с необработанным материалом.

Суть исследований состояла в создании сухого трения скольжения на поверхности образца из исходного материала (образец 2) и образца, обработанного лазерным лучом и подвергнутого отпуску при t = = 600 °С с выдержкой 30 мин при одинаковых нагрузке на поверхность испытуемых образцов и числе циклов трения.

Испытуемые образцы взвешивали на аналитических весах до воздействия и после него и по потере массы оценивали степень износа. Путем сравнения по степени износа исходного материала (необработанной поверхности) с материалом, упрочненным лазерным излучением и подвергнутого отпуску, оценивали относительное изменение износостойкости образцов. Такой способ оценки методически вполне отвечает поставленной задаче определения возможности и целесообразности применения лазерного упрочнения.

Для проведения испытаний была разработана схема (рис. 6, *а*) и создано специальное стендовое устройство (рис. 6, *б*).

Несмотря на увеличение износостойкости в 1,5 раза в лабораторных условиях, такая стабильная структура материала обеспечивает увеличение ресурса деталей формовых комплектов в 2...4 раза в производственном режиме, что подтверждено производственными испытаниями, проведенными на стеклотарных заводах России [3]. Например, на Березичском стекольном заводе (Калужская обл.) формы ФВж-100 с лазерным упрочнением после эксплуатации в течение 4 мес было произведено в среднем по 828,7 тыс. изделий с формы, а с отдельных форм – по 1170 тыс. изделий против 250...300 тыс. изделий, максимально снимаемых с неупрочненных форм в одинаковых условиях эксплуатации (рис. 7 на с. 4 обложки и рис. 8).

Более высокие практические результаты повышения стойкости по сравнению с лабораторными объясняются, прежде всего, условиями эксплуатации деталей формокомплектов, т.е. отсутствием только сухого трения (как при испытаниях в лабораторных условиях), применением современных смазочных материалов, температурными условиями эксплуатации, но, главным образом, физико-химическими свойствами материала деталей формокомплектов.

На основе проведенных исследований можно сделать следующие **выводы:**

1) лазерное упрочнение кромок деталей формовых комплектов, изготовленных из специальных серых

чугунов, повышает ресурс этих деталей в 2...4 раза по сравнению с неупрочненными;

2) лазерное упрочнение наиболее эффективно для серых чугунов, применяемых для производства формокомплектов, имеющих исходную структуру кромки, состоящую из пластинчатого и вермикулярного червеобразного графита либо только вермикулярного графита. Распределение графита должно быть как можно более равномерным, а размер его включений менее 40 мкм;

3) лазерное упрочнение является наиболее эффективным, перспективным и действенным методом увеличения ресурса деталей формовых комплектов в условиях массового производства стеклопосуды.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Пат. 2276694 С1 РФ.** Способ изготовления чугунных литьевых форм / Журавель В.М., Буханова И.Ф., Дивинский В.В. и др. Бюл. № 14. 20.05.2006.

2. **Лазерная** и электронно-лучевая обработка материалов: справочник / Н.Н. Рыкалин, А.А. Углов, И.В. Зуев, А.Н. Кокора. М.: Машиностроение, 1985. 496 с.

3. **Экспериментальные** исследования и производственные испытания технологии лазерного упрочнения деталей формооснастки для литья стеклотары / В.И. Югов, С.В. Арианов, А.С. Данилин и др. // Новые российские разработки в лазерной науке, технике и технологии: сб. науч.-практ. стат. Вып. 1. Калуга: Изд-во АКФ "Политоп", 2005. С. 61–69.

4. **Будов В.** Стекловаренные печи: моделирование, проектирование, эксплуатация // Стеклянная тара. 2005. № 7 (73). С. 16–20.

5. **Адаскин А.М., Седов Ю.Е., Онегина А.К., Климов В.Н.** Материаловедение: учеб. М.: Высш. шк., 2005. 456 с.

6. **Новиков В.В., Латышев В.Н.** Модификация и упрочнение трущихся поверхностей лазерной обработкой. Иваново: Ивановский ГУ, 2000. 119 с.

7. **Бирюков В.П.** Лазерные комплексы для упрочнения деталей и точного раскроя листового материала // Вестн. машиностроения. 2003. № 2. С. 31–33.

Уважаемые читатели!

Продолжается подписка

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

Подписные индексы по каталогам:

"Роспечать" – **85159**, "Пресса России" – **39269**, "Почта России" – **60252**.

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

Россия, 107076, Москва, Стромынский пер., д. 4,
ОАО "Издательство "Машиностроение"
Тел.: (495) 269-66-00 (отдел реализации), (495) 268-40-77 (редакция);
e-mail: realiz@mashin.ru, utp@mashin.ru

Ордена Трудового Красного Знамени ОАО "Издательство "Машиностроение",
107076, Москва, Стромынский пер., 4.
Учредитель ООО "Издательство Машиностроение-1".
E-mail: utp@mashin.ru.
Web-site: www.mashin.ru.
Телефоны редакции журнала: (495) 268-40-77, 269-54-96; факс: (495) 268-85-26, 269-48-97.
Дизайнер *Погорелова Т.Н.*
Технический редактор *Тупталов С.Ю.*
Корректоры *Сажина Л.И., Сонюшкина Л.Е.*
Сдано в набор 27.04.07 г. Подписано в печать 18.06.07 г. Формат 60×88 1/8. Бумага офсетная. Печать офсетная.
Усл. печ. л. 6,86. Уч.-изд. л. 7,83. Заказ 893. Свободная цена.
Оригинал-макет и электронная версия подготовлены в ОАО "Издательство "Машиностроение".
Отпечатано в Подольской типографии – филиале ОАО "ЧПК", 142110, Подольск, ул. Кирова, д. 15

Рисунки к статье В.Ю. Фоминского, Р.И. Романова, И.В. Костычева, Ж.-П. Селиса

"ТРИБОЛОГИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА АНТИФРИКЦИОННОГО ПОКРЫТИЯ, СФОРМИРОВАННОГО ИМПУЛЬСНЫМ ЛАЗЕРНЫМ ОСАЖДЕНИЕМ УГЛЕРОДА И ДИСЕЛЕНИДА ВОЛЬФРАМА"

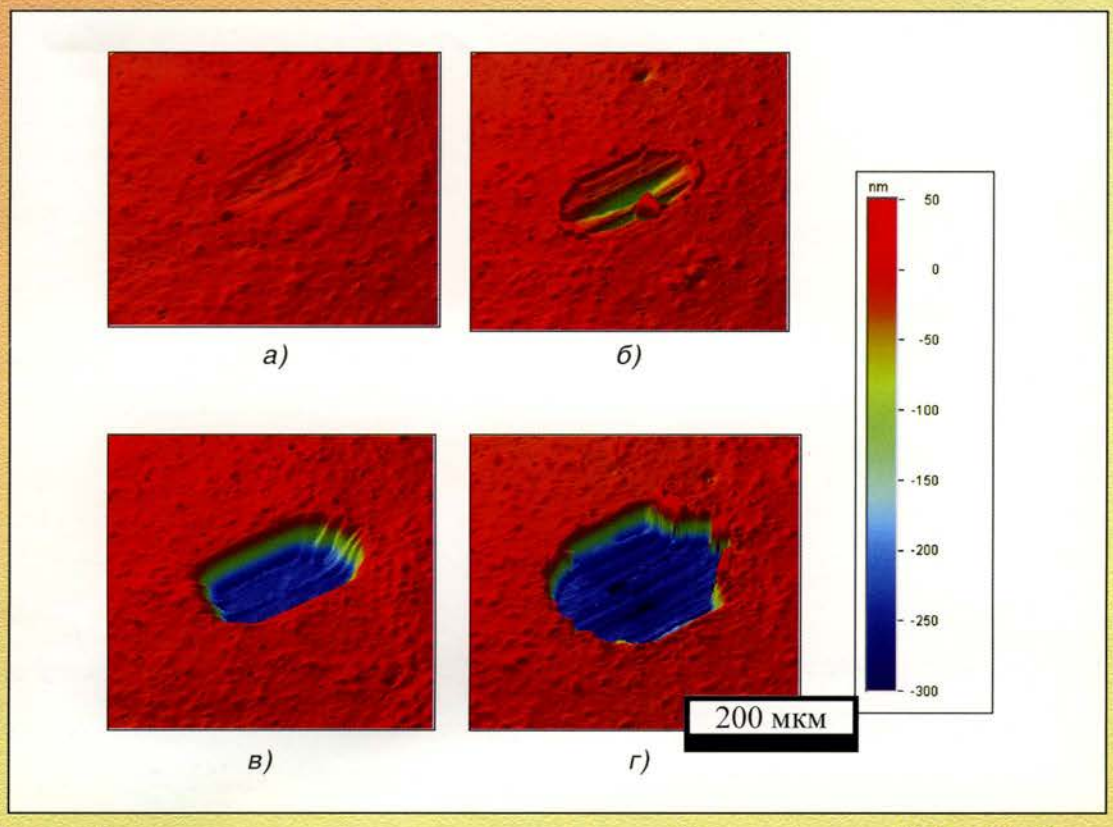


Рис. 6. Топография поверхности в зоне испытания двухслойного покрытия W–Se–C/*a*-C на стальном диске после $N = 1{\cdot}10^2$ (*а*), $1{\cdot}10^3$ (*б*), $1{\cdot}10^4$ (*в*) и $1{\cdot}10^5$ цикл. (*г*) трения при нагрузке 2 Н

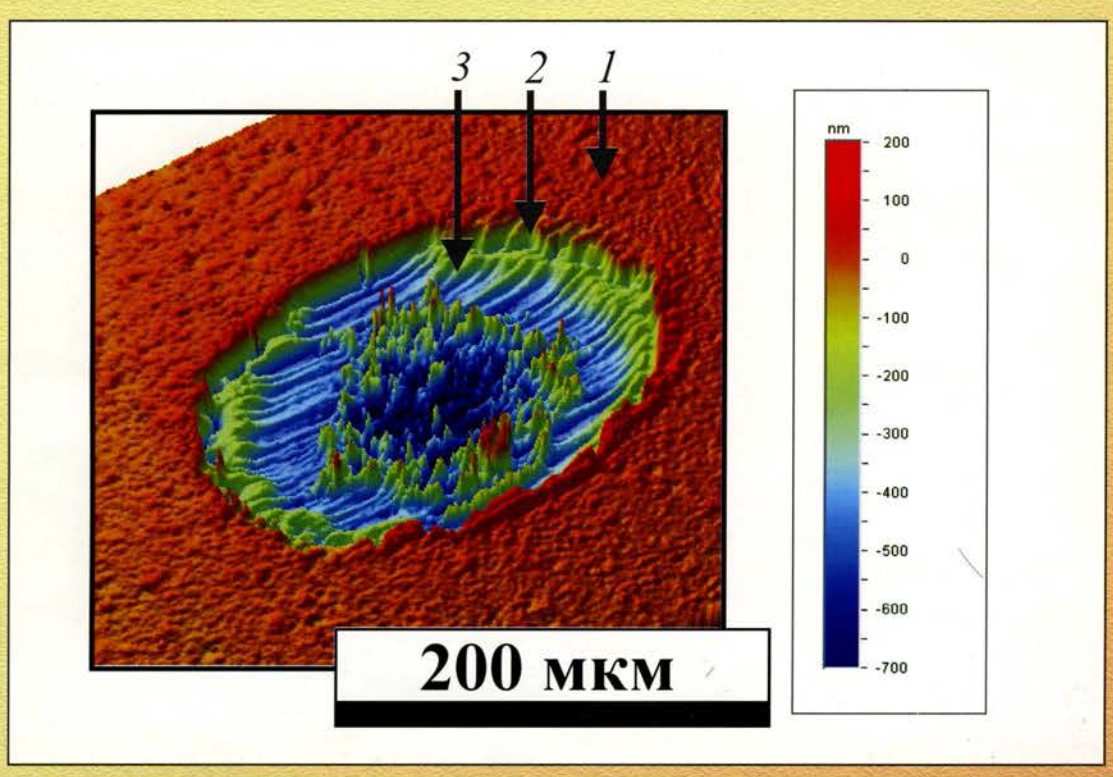
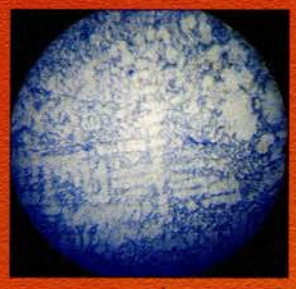


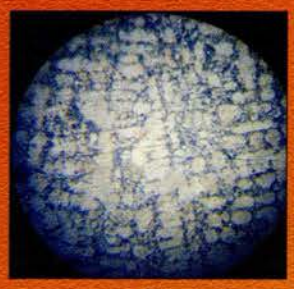
Рис. 7. Топография поверхности при разрушении двухслойного покрытия W–Se–C/*a*-C на стальном диске после $N = 8{\cdot}10^5$ цикл. трения при нагрузке 2 Н (стрелками указаны зоны *1–3*, исследованные методом МРС)

Рисунки к статье В.В. Морозова, В.И. Югова, А.Н. Шлегеля

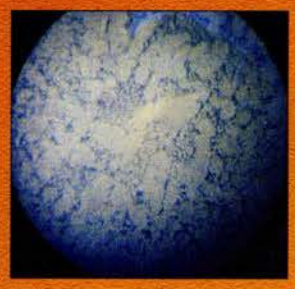
"ИССЛЕДОВАНИЕ ИЗНОСОСТОЙКОСТИ КРОМОК ДЕТАЛЕЙ ФОРМОВЫХ КОМПЛЕКТОВ ДЛЯ ЛИТЬЯ СТЕКЛОТАРЫ, УПРОЧНЕННЫХ ЛАЗЕРНЫМ ИЗЛУЧЕНИЕМ"



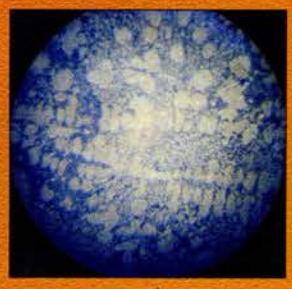
а)



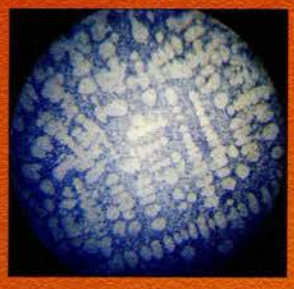
б)



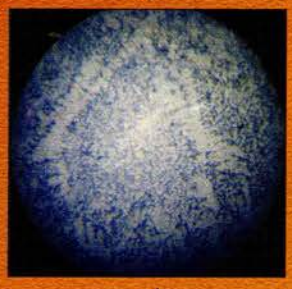
в)



г)

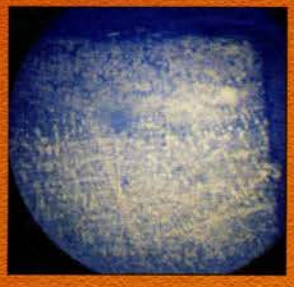


д)



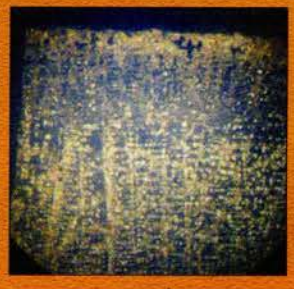
е)

Рис. 2. Микроструктура (× 200) чугунных образцов (см. табл. 1), используемых для изготовления форм в стеклотарном производстве: *а – е* – соответственно образцы 1–6



а)

б)

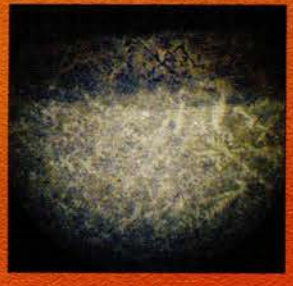


в)

г)

Рис. 3. Микроструктура (× 50) кромок форм после лазерного упрочнения: *а – е* – соответственно образцы 1–6

д)



е)

Рис. 5. Распределение температур по объему и профилю чистовой полуформы в условиях работы на стеклоформующей машине

а)

б)

Рис. 7. Микроструктура (× 50) кромки чистовой формы ФВж-100 (образец 2) после лазерного упрочнения: *а* – непосредственно после упрочнения; *б* – после эксплуатации и выпуска 1,17 млн стеклоизделий с одной формы

ISSN 1813-1336. Упрочняющие технологии и покрытия. 2007. № 7. 1–56. Индексы: 85159 ("Роспечать"), 39269 ("Пресса России"), 60252 ("Почта России")